

DEIVID FERREIRA DA SILVA

**Estudo das propriedades mecânicas em união de aços
dissimilares soldadas pelo processo a plasma e a laser**

Deivid Ferreira da Silva

**Estudo das propriedades mecânicas em união de aços
dissimilares soldadas pelo processo a plasma e a laser**

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia
do Campus de Guaratinguetá, Universidade
Estadual Paulista, para a obtenção do título de
Doutor em Engenharia Mecânica na área de
Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla

Guaratinguetá - SP
2018

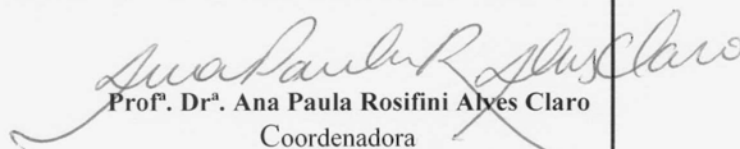
S586e	Silva, Deivid Ferreira da Estudo das propriedades mecânicas em união da aços dissimilares soldadas pelo processo a plasma e a laser / Deivid Ferreira da Silva – Guaratinguetá, 2018 150 f. : il. Bibliografia: f. 146 Tese (doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2018. Orientador: Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla 1. Aço de alta resistência 2. Solda e soldagem. 3. Plasma do laser I. Título CDU 669.14 (043)
-------	--

DEIVID FERRIERA DA SILVA

**ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA”**

**PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS**

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

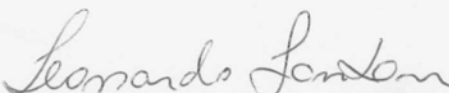

Prof.ª. Dr.ª. Ana Paula Rosifini Alves Claro
Coordenadora

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. ANTONIO JORGE ABDALLA
Orientador / UNESP/FEG


Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
UNESP/FEG


Prof. Dr. JOSÉ VITOR CÂNDIDO DE SOUZA
UNESP/FEG


Prof. Dr. LEONARDO FANTON
UNICAMP


Prof. Dr. RAFAEL HUMBERTO MOTA DE SIQUEIRA
IEAv/DCTA

Julho/2018

DADOS CURRICULARES

DEIVID FERREIRA DA SILVA

NASCIMENTO 16/10/1978 – Taubaté / SP

FILIAÇÃO Mario da Silva
Jacira Ferreira da Silva

2001 Curso Técnico em Mecânica
Escola SENAI “Félix Guisard”

2003/2007 Curso de Graduação
EEI - Escola de Engenharia Industrial

2012/2014 Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica – nível Mestrado
Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá
Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”

“Dedico o esforço deste trabalho à minha esposa Claudia Ebner, que sem o seu apoio, paciência e incentivo nada disso seria possível. Aos meus filhos, Alice e Lucas, minhas fontes de alegria e motivação”.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar, gostaria de agradecer ao Instituto de Aeronáutica e Espaço (IAE) por ter me dado à oportunidade de desenvolver este trabalho,

A Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” - Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, aos seus Professores e aos seus Funcionários,

Ao meu orientador Dr. Antônio Jorge Abdalla pela orientação ajuda e paciência durante todo o trabalho.

A todos do Setor de Garantia do Produto Espacial (AGP) do IAE/DCTA pelo apoio e ajuda para o desenvolvimento do estudo em especial para Dr. Paulo Roberto Sakai e Dr. Silvio Fazolli que me apoiaram e me orientaram sem os quais, não seria possível.

Ao Eng. José André Motta (*in memoriam*), Me. Paulo Robson Marqueti e o Téc. Adalberto Antonio Pantaleão Moreira da Divisão de Mecânica (AME) do IAE/DCTA, pela ajuda na soldagem dos corpos de prova.

Ao Dr. Davi Neves da Divisão de Suporte Técnico do IEAv, pela confecção dos corpos de prova e Dr. Milton Sérgio Fernandes de Lima pela ajuda e orientação no processo de soldagem a Laser

Ao Téc. Edevaldo Faria Diniz da Divisão de Materiais (AMR) do IAE/DCTA, pelo apoio na realização dos tratamentos térmicos.

A todos do laboratório de ensaios mecânicos da Divisão de Sistemas Aeronáuticos (ASA) do IAE/DCTA pela ajuda na realização dos ensaios de tração.

Ao Dr. Christian, Téc. João Batista e o Téc. Claudemir Patuci da Divisão de Materiais (AMR) do IAE/DCTA pelo suporte na realização das análises.

E a todas as pessoas e amigos que de forma direta ou indireta colaboraram para a realização deste trabalho.

“A felicidade não se resume na ausência de problemas,
mas sim na sua capacidade de lidar com eles.”

Albert Einstein

RESUMO

O objetivo deste trabalho é avaliar e comparar a resistência mecânica da união de aços dissimilares, o aço Maraging 300 com o aço 300M-ESR pelos processos de soldagens autógenas a Plasma (*Plasma Arc Welding – PAW*) e a Laser (*Laser Beam Welding – LBW*). As juntas foram submetidas à avaliação da resistência mecânica através de ensaios de tração e de dureza Vickers (HV) no cordão de solda e zona termicamente afetada. Foram também realizadas análises químicas e metalográficas das juntas soldadas, correlacionando a microestrutura com as propriedades observadas. Em ambos os processos foram aplicados tratamentos térmicos antes e após as soldagens, com o objetivo de endurecer os materiais e procurando aproximar a dureza de ambos os aços e da zona fundida (ZF) e zona termicamente afetada pelo calor (ZTA). Foram realizados vários testes com tempos e temperaturas para se definir quais eram os melhores tratamentos térmicos adotados para a equalização das propriedades mecânicas. Os tratamentos térmicos aplicados após a solda mostraram-se convenientes para o nivelamento dos valores das durezas, somente exibindo poucas perdas nas ZTAs dos aços Maraging. Com a aplicação destes tratamentos também foi possível notar uma equalização nas resistências à tração, em torno de 1300 MPa e aumentos consideráveis das mesmas, comparado com a mesma condição sem tratamento. As soldas mostraram-se eficientes para a união das chapas, porém, em algumas situações da soldagem a Laser, apresentou pequenas falhas, presença de poros, nos cordões das soldas, com isso contribuindo para a diminuição do limite da resistência à tração.

PALAVRAS CHAVES: Aço maraging. Solda dissimilares. Aço 300M. Solda a laser (LBW). Solda plasma (PAW).

ABSTRACT

The objective of this work is to evaluate and compare the mechanical strength of welded joints made of the dissimilar steels such as Maraging 300 steel with 300M-ESR steel by the autogenous Plasma Arc Welding (PAW) and Laser welding process (LBW). The joints were submitted to the mechanical strength evaluation by tensile test and hardness Vickers (HV) at the weld bead and thermally affected zone. Chemical analysis and metallographic analysis of the welded joints were also performed, correlating the microstructure observed with the properties. In both processes, heat treatments were applied before and after welding, with the objective of to harden the materials and seeking to approximate the hardness of both steels and the fusion zone and heat affected zone. Several tests were carried using different times and temperatures to determine which ones were the best heat treatments to be adopted aiming the equalization of mechanical properties. The heat treatments applied after welding proved to be convenient for the leveling of the hardness values, only showing few losses in the HAZs of the Maraging steels. Applying of these treatments, it was also possible to note the equalization of tensile strengths, around 1300 MPa and considerable increases of the same, compared to the same condition without treatment. The welds showed to be efficient for the joining of the plates, however, in some situations the Laser welding presented small flaws, such as presence of pores, in the weld beads, causing to the reduction of the tensile strength limit.

KEYWORDS: Maraging steel. Dissimilar welding. Steel 300M. Laser welding (LBW). Plasma welding (PAW).

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 -	Comparação tenacidade de estruturas 100% bainita com 100% martensita revenida, material 4340.....	34
Figura 2 -	(a) Diagrama de transformação metaestável para o sistema Fe-Ni; (b) diagrama de equilíbrio de fases para o sistema Fe-Ni.....	41
Figura 3 -	Diagrama de transformação por resfriamento contínuo para o aço 18Ni Maraging 300 solubilizado a 845 °C por 20 minutos.....	43
Figura 4 -	Efeito do cobalto e do molibdênio nos aços Maraging.....	45
Figura 5 -	Representação esquemática das diversas regiões de urna solda em um aço Maraging.....	48
Figura 6 -	Esquema do processo de soldagem por condução.....	50
Figura 7 -	Esquema do processo de soldagem por penetração.....	51
Figura 8 -	Esquema da tocha de soldagem a Plasma.....	53
Figura 9 -	Comparação dos processos TIG e PLASMA.....	54
Figura 10 -	Variações da soldagem a plasma: (a) arco transferido (b) arco não transferido.....	56
Figura 11 -	Esquema de diferentes modos de operações da soldagem a Plasma.....	57
Figura 12 -	Forno utilizado para os tratamentos térmicos.....	59
Figura 13 -	Representação esquemática do ciclo térmico de envelhecimento.....	60
Figura 14 -	Representação esquemática do ciclo térmico de têmpera.....	60
Figura 15 -	Representação esquemática do ciclo térmico de revenimento.....	61
Figura 16 -	Equipamento para a realização da soldagem a Laser.....	62
Figura 17 -	Equipamento de soldagem da marca MERKLE BALMER modelo Insquare P 421.....	63
Figura 18 -	Módulo de Plasma da marca MERKLE BALMER modelo PT 11.....	64
Figura 19 -	Dispositivo de soldagem longitudinal fabricado no IAE.....	64

Figura 20 -	Posições dos pontos de medição da dureza na junta soldada pelo processo a Laser.....	66
Figura 21-	Posições dos pontos de medição da dureza junta soldada pelo processo a Plasma.....	66
Figura 22-	Corpo de prova de acordo com norma ASTM E8/8M.....	67
Figura 23 -	Confecção dos corpos de prova utilizando eletroerosão a fio.....	67
Figura 24 -	Modelo de corte do CDP e o material para metalografia.....	68
Figura 25 -	Realização do ensaio de tração.....	68
Figura 26 -	Determinação do tamanho de grão do aço Maraging 300.....	71
Figura 27 -	Determinação do tamanho de grão do aço 300M-ESR.....	71
Figura 28 –	Micrografia de junta soldada na situação LST 1, onde é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF; (b) ZTA aço Maraging; (c) Região de transição MB e ZTA no aço Maraging; (d) ZTA aço 300M e (e) Região de transição MB e ZTA no aço 300M.....	75
Figura 29 –	Micrografia de junta soldada na situação LST 2, onde é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF, ZTA e MB aço Maraging; (b) ZTA aço Maraging; (c) Região de transição MB e ZTA no Maraging; (d) ZTA 300M e (e) Região de transição MB e ZTA no 300M.....	77
Figura 30 –	Micrografia metal base (MB) do aço Maraging envelhecido, situação LST 2.....	78
Figura 31 -	Micrografia Região Fundida (ZF), situação LST 2.....	78
Figura 32 –	Micrografia de junta soldada na situação LST 3, onde é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF; (b) ZTA aço Maraging; (c) ZTA aço Maraging; (d) Região de transição MB e ZTA no Maraging, (e) ZTA do 300M, (f) ZF e ZTA aço 300M e (g) Região de transição MB e ZTA no 300M.....	80
Figura 33 -	Micrografia MB do aço 300M – situação LST 3.....	81
Figura 34 -	Micrografia Região Fundida, situação LST 3.....	81

Figura 35 – Micrografia de junta soldada na situação LST 4, onde é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF, ZTA e MB aço Maraging; (b) ZTA aço Maraging; (c) Região de transição MB e ZTA no Maraging; (d) ZTA aço 300M (e) Região de transição MB e ZTA no 300M e (f) Região de transição MB e ZTA no 300M.....	83
Figura 36 - Micrografia material base (MB) do aço Maraging – situação LST 4.....	84
Figura 37 - Micrografia de junta soldada na situação LTT 1, onde é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF, ZTA e MB aço Maraging; (b) ZTA aço Maraging; (c) Região de transição MB e ZTA no Maraging; (d) ZF e MB aço 300M e (e) Região de transição metal base MB e ZF no 300M.....	86
Figura 38 – Região fundida do aço Maraging, LTT 1.....	87
Figura 39 - Micrografia de junta soldada, na situação LTT 2, onde é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) Zona fundida (ZF); (b) Zona Termicamente Afetada (ZTA) Maraging; (c) Zona fundida (ZF) e Zona Termicamente Afetada 300M (ZTA); (d) Região adjacente a Zona Fundida (ZF) do 300M.....	88
Figura 40 - Micrografia de junta soldada, na situação LTT3, onde é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF e ZTA aço Maraging; (b) Região adjacente ZF e MB aço Maraging; (c) Região adjacente ZF do Maraging; (d) ZF e ZTA aço 300M; (e) ZF e Região adjacente à ZF do aço 300M e (f) Região adjacente à ZF do aço 300M.....	90
Figura 41 - Micrografia de junta soldada, na situação LTT4, onde é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF, ZTA e MB Maraging; (b) ZTA Maraging; (c) Região de transição ZTA e MB do Maraging; (d) ZF, ZTA e MB aço 300M; (e) Região de transição ZTA e MB do 300M e (f) Região de transição ZTA e MB do 300M.....	92

Figura 42 - Micrografia de junta soldada na situação PST 1, onde é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF, ZTA e MB do aço Maraging; (b) Região de transição MB e ZTA no aço Maraging; (c) Região de transição da ZTA e MB no aço Maraging; (d) MB no aço Maraging ; (e) ZTA no aço Maraging; (f) ZF, ZTA e MB do aço 300M; (g) ZF e ZTA do aço 300M; (h) ZTA e MB no aço 300M; (i) ZTA do aço 300M e (j) Região de transição da ZTA e MB no aço 300M.....	94
Figura 43 - Micrografia metal base (MB) do aço 300M, situação PST 1.....	95
Figura 44 - Micrografia ZF e ZTA do aço 300M, situação PST 1.....	95
Figura 45 – Micrografia da junta soldada na situação PST 2, é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF, ZTA e MB do aço Maraging; (b) Região de transição ZTA e MB no aço Maraging; (c) Região de transição ZTA e MB no aço Maraging; (d) ZTA e ZF do aço Maraging; (e) ZTA do aço Maraging; (f) ZF, ZTA e MB do aço 300M; (g) ZTA e ZF do aço 300M; (h) ZTA do aço 300M; (i) Região de transição ZTA MB no aço 300M e (j) MB no aço 300M.....	97
Figura 46 – Micrografia ZF e ZTA do aço 300M,situação PST 2.....	98
Figura 47 – Micrografia da junta soldada na situação PST 3, onde é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF, ZTA e MB do aço Maraging; (b) Região de transição ZTA e MB e no aço Maraging; (c) Região de transição ZTA e MB no aço Maraging; (d) ZTA e ZF do aço Maraging; (e) ZTA do aço Maraging; (f) ZF, ZTA e MB do aço 300M; (g) ZTA e ZF do aço 300M; (h) ZTA do aço 300M; (i) Região de transição ZTA e MB no aço 300M e (j) MB no aço 300M.....	99
Figura 48 - Micrografia material base (MB) do aço Maraging - situação PST 3.....	100
Figura 49 - Micrografia material base (MB) do aço 300M – situação PST 3.....	100

Figura 50 – Micrografia da junta soldada na situação PST 4, é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF, ZTA e MB aço Maraging; (b) Região de transição ZTA e MB aço Maraging; (c) Região de transição ZTA e MB aço Maraging; (d) ZTA e ZF aço Maraging; (e) ZTA aço Maraging; (f) ZF, ZTA e MB aço 300M; (g) ZTA e ZF aço 300M; (h) ZTA aço 300M; (i) Região de transição ZTA e MB aço 300M e (j) ZTA e MB no aço 300M.....	102
Figura 51 – Micrografia do aço 300M, na ZTA, próximo à ZF - situação PST 4.....	103
Figura 52 - Micrografia de junta soldada na situação PTT 1, é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF, ZTA e MB aço Maraging; (b) ZTA aço Maraging; (c) MB no Maraging; (d) ZF, ZTA e MB aço 300M; (e) ZTA aço 300M e (e) MB no 300M.....	104
Figura 53 - Micrografia da junta soldada na situação PTT 2, onde é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF, ZTA e MB aço Maraging; (b) ZTA e ZF aço Maraging; (c) MB no Maraging; (d) ZF, ZTA e MB aço 300M; (e) ZF, ZTA e MB aço 300M e (f) MB no aço 300M.....	106
Figura 54- Micrografia da junta soldada na situação PTT 3, é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF, ZTA e MB aço Maraging; (b) ZTA aço Maraging; (c) Região de transição MB e ZTA aço Maraging; (d) ZF, ZTA e MB aço 300M; (e) ZTA aço 300M e (e) MB e ZTA aço 300M.....	108
Figura 55 – Micrografia da Zona Termicamente Afetada (ZTA) do aço 300M, situação PTT 3.....	109
Figura 56 – Micrografia transição ZTA e MB do aço 300M, situação PTT 3.....	109
Figura 57 - Micrografia da junta soldada na situação PTT 4, é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF, ZTA e MB aço Maraging; (b) ZTA e ZF aço Maraging; (c) MB e ZTA aço Maraging; (d) Região de transição MB e ZTA no Maraging; (e) ZF, ZTA e MB aço 300M; (f) Região de transição ZTA e MB no 300M; (g) ZF e ZTA aço 300M e (h) ZTA e ZF aço 300M.....	111

Figura 58 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação LST 1.....	113
Figura 59 - Região de ligação da ZTA da situação 1 – LST 1 – região do aço Maraging.....	113
Figura 60 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação LST 2.....	114
Figura 61 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação LST 3.....	115
Figura 62 – Região de ligação da ZTA e ZF da situação 3 – LST 3.....	116
Figura 63 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação LST 4.....	116
Figura 64 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação LTT 1.....	117
Figura 65 – Junta soldada LTT 1; (a) ZTA chapa aço Maraging e (b) ZTA chapa aço 300M.....	118
Figura 66 – Cordão de solda situação LTT 1.....	119
Figura 67 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação LTT 2.....	119
Figura 68 – Região ZF/ZTA chapa 300M, situação LTT 2.....	120
Figura 69 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação LTT 3.....	121
Figura 70 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação LTT 4.....	122
Figura 71 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação PST 1.....	123

Figura 72 - Região de transição da ZTA/MB aço Maraging da situação PST 1.....	124
Figura 73 - Região perlítica do MB da situação PST 1.....	124
Figura 74 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação PST 2.....	125
Figura 75 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação PST 3.....	126
Figura 76 - Região envelhecida MB aço Maraging da situação PST 3.....	127
Figura 77 - Região transição ZTA/MB aço 300M da situação PST 3.....	127
Figura 78 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação PST 4.....	128
Figura 79 - Região transição ZTA/MB aço Maraging da situação PST 4.....	129
Figura 80 - Região transição ZTA/MB aço 300M da situação PST 4.....	129
Figura 81 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da Situação PTT 1.....	130
Figura 82 - Região martensítica MB aço 300M da situação PST 3.....	131
Figura 83 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação PTT 2.....	132
Figura 84 - Região ZTA aço Maraging da situação PTT 2.....	132
Figura 85 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da Situação PTT 3.....	133
Figura 86 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da Situação PTT 4.....	134
Figura 87 - Comparação dos valores das resistências do LST com o LTT.....	138
Figura 88 - Comparação dos valores das resistências do PST com o PTT.....	141

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química dos aços de ultra alta resistência.....	27
Tabela 2 – Propriedades mecânicas do aço 300M em função temperatura do revenimento.....	32
Tabela 3 - Composições nominais de ligas Maraging com 18% níquel.....	36
Tabela 4 – Propriedades dos aços Maraging antes e após o envelhecimento.....	37
Tabela 5 – Composição química dos primeiros aços (% em peso).....	39
Tabela 6 – Tipos de Maraging comerciais e suas composições químicas (% em peso).....	40
Tabela 7 – Situações dos tratamentos térmicos das chapas antes da solda.....	59
Tabela 8 - Parâmetros utilizados para a soldagem.....	63
Tabela 9 – Situações dos tratamentos térmicos das chapas após a solda.....	65
Tabela 10 - Composição química encontrada em análise e composições especificadas na norma AMS 6521C do Aço Maraging 300.....	69
Tabela 11 - Composição química encontrada em análise e composições especificadas na norma ASTM A646 do Aço 300M-ESR.....	70
Tabela 12 - Medidas de dureza em Rockwell (HRC) encontradas antes da soldagem.....	72
Tabela 13 - Identificação das juntas soldadas a Laser e a Plasma.....	73
Tabela 14 - Valores de limite de resistência à tração (σ_t) e alongamento (ϵ) dos corpos de prova do LST.....	135
Tabela 15 - Valores de limite de resistência à tração (σ_t) e alongamento (ϵ) dos corpos de prova do LTT.....	137
Tabela 16 - Valores de limite de resistência à tração (σ_t) e alongamento (ϵ) dos corpos de prova do PST.....	139
Tabela 17 - Valores de limite de resistência à tração (σ_t) e alongamento (ϵ) dos corpos de prova do PTT.....	140

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	23
1.1	OBJETIVOS.....	25
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	26
2.1	AÇOS DE ULTRA-ALTA RESISTÊNCIA.....	26
2.1.1	Aço 300M.....	28
2.1.1.1	Histórico do aço 300M no Brasil.....	29
2.1.1.2	Metalurgia 300M.....	31
2.1.1.3	Tratamentos Térmicos nos Aços 300M.....	32
2.1.1.4	Bainita.....	33
2.1.1.5	Estruturas Bainíticas no aço 300M.....	34
2.1.2	Aço Maraging.....	35
2.1.2.1	Desenvolvimento histórico do Maraging.....	38
2.1.2.2	Metalurgia física dos aços Maraging.....	40
2.1.2.3	Envelhecimento dos aços Maraging.....	44
2.1.2.4	Reversão para austenita.....	45
2.1.2.5	Tratamento térmico dos Aços Maraging.....	46
2.1.2.5.1	<i>Solubilização.....</i>	46
2.1.2.5.2	<i>Envelhecimento.....</i>	47
2.2	SOLDAGEM.....	47
2.2.1	Soldagem Maraging.....	47
2.2.2	Soldagem a Laser.....	49
2.2.2.1	Soldagem por condução.....	50
2.2.2.2	Soldagem por penetração.....	51
2.2.2.3	Comparação da soldagem laser com outros métodos.....	51

2.2.3	Soldagem a Plasma.....	53
3	MÉTODOS E PROCESSOS.....	58
3.1	AÇO MARAGING 300.....	58
3.2	AÇO 300M-ESR.....	58
3.3	ANÁLISE QUÍMICA.....	58
3.4	VERIFICAÇÃO TAMANHO DE GRÃO.....	58
3.5	TRATAMENTO TÉRMICO.....	59
3.5.1	Tratamento térmico de envelhecimento.....	60
3.5.2	Tratamento térmico de têmpera.....	60
3.5.3	Tratamento térmico revenimento.....	61
3.6	DUREZA.....	61
3.7	SOLDA.....	61
3.7.1	Soldagem a Laser.....	61
3.7.2	Soldagem a Plasma.....	62
3.8	ANÁLISE METALOGRÁFICA.....	65
3.8.1	Micrografia.....	65
3.9	ENSAIO DE DUREZAVICKERS (HV).....	65
3.10	PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA (CDPS).....	66
3.11	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	68
4	RESULTADOS.....	69
4.1	ANÁLISE QUÍMICA.....	69
4.1.1	Aço Maraging 300.....	69
4.1.2	Aço 300M-ESR.....	70
4.2	TAMANHO DE GRÃO.....	70
4.2.1	Aço Maraging.....	70
4.2.2	Aço 300M-ESR.....	71

4.3	TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	72
4.4	ENSAIO DE DUREZA.....	72
4.5	SOLDAGEM A LASER.....	72
4.6	SOLDAGEM A PLASMA.....	73
4.7	IDENTIFICAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA.....	73
4.8	ENSAIOS METALOGRÁFICOS JUNTAS SOLDADAS A LASER.....	73
4.8.1	Juntas Soldadas a Laser sem tratamento térmico após a soldagem (LST)	73
4.8.1.1	Situação 1 – LST1 (Maraging e 300M não tratados termicamente).....	74
4.8.1.2	Situação 2 – LST2 (Maraging envelhecido e 300M não tratados termicamente).....	76
4.8.1.3	Situação 3 – LST 3 (Maraging envelhecido e 300M temperado e revenido).....	79
4.8.1.4	Situação 4 – LST 4 (Maraging como recebido e 300M temperado e revenido).	82
4.8.2	Juntas Soldadas a Laser com tratamento térmico após a soldagem (LTT)	84
4.8.2.1	Situação 1 – LTT 1 (aços Maraging e 300M soldados conforme recebidos e, posteriormente, temperados [980 °C/1h] e revenidos/envelhecidos [480 °C/3h]).....	84
4.8.2.2	Situação 2 – LTT 2(aço Maraging envelhecido e 300M como recebido, soldados e, posteriormente, temperados [980 °C/1h] e revenidos/envelhecidos [480 °C/3h])	87
4.8.2.3	Situação 3 – LTT 3 (aço Maraging envelhecido e 300M temperado e revenido, soldados e, posteriormente, revenidos/envelhecidos [480 °C/3h])....	88
4.8.2.4	Situação 4 - LTT 4 (aços Maraging como recebido e 300M apenas temperado, soldados e, posteriormente, revenidos/envelhecidos [480 °C/3h]).	91
4.9	ENSAIOS METALOGRÁFICOS JUNTAS SOLDADAS A PLASMA.....	93
4.9.1	Juntas Soldadas a Plasma sem tratamento térmico após a soldagem (PST)	93
4.9.1.1	Situação 1 - PST1 (Maraging e 300M não tratados termicamente).....	93
4.9.1.2	Situação 2 –PST 2 (Maraging envelhecido e 300M não tratado termicamente)	96

4.9.1.3	Situação 3 – PST 3 (Maraging envelhecido e 300M temperado e revenido).....	98
4.9.1.4	Situação 4 – PST 4 (Maraging como recebido e 300M temperado e revenido).	101
4.9.2	Juntas Soldadas a Plasma com tratamento térmico após a soldagem (PTT)	103
4.9.2.1	Situação 1 – PTT 1 (aços Maraging e 300M soldados conforme recebidos e, posteriormente, temperados [980 °C/1h] e revenidos/envelhecidos [480 °C/3h])	103
4.9.2.2	Situação 2 – PTT 2 (aço Maraging envelhecido e 300M como recebido, soldados e, posteriormente, temperados [980 °C/1h] e revenidos/envelhecidos [480 °C/3h])	105
4.9.2.3	Situação 3 – PTT 3 (aço Maraging envelhecido e 300M temperado e revenido, soldados e, posteriormente, revenidos/envelhecidos [480 °C/3h])....	107
4.9.2.4	Situação 4 - PTT 4 (aços Maraging como recebido e 300M apenas temperado, soldados e, posteriormente, revenidos/envelhecidos [480 °C/3h]).....	110
4.10	ENSAIO DE DUREZA VICKERS (HV) NA JUNTA SOLDADA LASER.....	112
4.10.1	Juntas soldadas a Laser sem tratamento térmico após a soldagem (LST)	112
4.10.1.1	Situação 1 – LST1 (Maraging e 300M não tratados termicamente).....	112
4.10.1.2	Situação 2 – LST2 (Maraging envelhecido e 300M não tratados termicamente)	114
4.10.1.3	Situação 3 – LST 3 (Maraging envelhecido e 300M temperado e revenido)....	115
4.10.1.4	Situação 4 – LST 4 (Maraging como recebido e 300M temperado e revenido).	116
4.10.2	Juntas Soldadas a Laser com tratamento térmico após a soldagem (LTT)	117
4.10.2.1	Situação 1 – LTT 1 (aços Maraging e 300M soldados conforme recebidos e, posteriormente, temperados [980 °C/1h] e revenidos/envelhecidos [480 °C/3h])	117
4.10.2.2	Situação 2 – LTT 2 (aço Maraging envelhecido e 300M como recebido, soldados e, posteriormente, temperados [980 °C/1h] e revenidos/envelhecidos [480 °C/3h])	119

4.10.2.3	Situação 3 – LTT 3 (aço Maraging envelhecido e 300M temperado e revenido, soldados e, posteriormente, revenidos/envelhecidos [480 °C/3h])....	120
4.10.2.4	Situação 4 - LTT 4 (aços Maraging como recebido e 300M apenas temperado, soldados e, posteriormente, revenidos/envelhecidos [480 °C/3h]).	121
4.11	ENSAIO DE DUREZA VICKERS (HV) NA JUNTA SOLDADA PLASMA.....	122
4.11.1	Juntas soldadas a Plasma sem tratamento térmico após a soldagem (PST)	122
4.11.1.1	Situação 1 – PST1 (Maraging e 300M não tratados termicamente).....	123
4.11.1.2	Situação 2 – PST2 (Maraging envelhecido e 300M não tratados termicamente)	125
4.11.1.3	Situação 3 – PST 3 (Maraging envelhecido e 300M temperado e revenido).....	126
4.11.1.4	Situação 4 – PST 4 (Maraging como recebido e 300M temperado e revenido).	128
4.11.2	Juntas Soldadas a Plasma com tratamento térmico após a soldagem (PTT)	130
4.11.2.1	Situação 1 – PTT 1 (aços Maraging e 300M soldados conforme recebidos e, posteriormente, temperados [980 °C/1h] e revenidos/envelhecidos [480 °C/3h])	130
4.11.2.2	Situação 2 – PTT 2 (aço Maraging envelhecido e 300M como recebido, soldados e, posteriormente, temperados [980 °C/1h] e revenidos/envelhecidos [480 °C/3h])	131
4.11.2.3	Situação 3 – PTT 3 (aço Maraging envelhecido e 300M temperado e revenido, soldados e, posteriormente, revenidos/envelhecidos [480 °C/3h]).....	133
4.11.2.4	Situação 4 - PTT 4(aços Maraging como recebido e 300M apenas temperado, soldados e, posteriormente, revenidos/envelhecidos [480 °C/3h]).....	134
4.12	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	135
4.12.1	Processo a Laser.....	135
4.12.1.1	Corpos de prova situação LST.....	135
4.12.1.2	Corpos de prova situação LTT.....	136

4.12.2	Processo a Plasma.....	138
4.12.2.1	Corpos de prova situação PST.....	138
4.12.2.2	Corpos de prova situação PTT.....	140
5	CONCLUSÃO.....	142
6	TRABALHOS FUTUROS.....	143
	REFERÊNCIAS.....	144

1 INTRODUÇÃO

O Instituto de Aeronáutica e Espaço (IAE) pertencente ao Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial (DCTA) tem hoje como responsabilidade a pesquisa e o desenvolvimento no setor espacial, sendo sua missão:

“Ampliar o conhecimento e desenvolver soluções científico-tecnológicas para fortalecer o Poder Aeroespacial Brasileiro, por meio da Pesquisa, Desenvolvimento, Inovação, Operações de Lançamento e Serviços Tecnológicos em sistemas aeronáuticos, espaciais e de defesa”. (IAE, 2018).

Para cumprir com sua missão o IAE projeta, desenvolve e fabrica foguetes de sondagem e Veículo Lançador de Satélite (VLS), propulsado a propelente sólido. Tais projetos têm como emprego o uso de experimentos de microgravidade, e veículos lançadores, que tem a finalidade de colocar satélites em órbita terrestre. Esses veículos, lançadores e de sondagem, são comumente chamados de foguetes.

Um foguete tem como componentes básicos o envelope motor, propelente, ignitor e tubeira. Cada conjunto de envelope motor, propelente, ignitor e tubeira é chamado de propulsor e um foguete pode ter um ou mais propulsores. O envelope motor é composto de um invólucro cilíndrico com domos hemisféricos, anterior e posterior, unidos por solda, formando um vaso de pressão que forma a câmara de combustão do propelente sólido a ser queimado, com uma pressão de trabalho de aproximadamente 60 bar, este é fabricado em aço SAE/AISI 4140 (veículos de sondagem) e 300M-ESR (veículos lançadores). Além de conter o grão propelente, o envelope motor possui função estrutural constituindo o corpo foguete. Portanto, o projeto e a fabricação do envelope motor devem atender às funções ditas restritivas como, suportar as pressões provenientes da formação dos gases gerados pela queima do propelente e atender às exigências de interfaces com outros subsistemas mecânicos (GONÇALVES, et al., 2007).

Com o desenvolvimento do setor aeronáutico e aeroespacial tornou-se necessário o uso de materiais que tenham uma boa relação de peso/resistência. Com isso criou-se uma demanda de aços de ultra alta resistência, com tensão de escoamento superior a 1400 MPa, tenacidade, resistência à fadiga e soldabilidade aceitável (especialmente para envoltórios de foguetes e mísseis) (SILVA; MEI, 2010).

Estes aços são empregados na indústria aeroespacial em fixadores de alta resistência, carcaça de motores e mísseis, estruturas de trens de pouso, etc., onde a relação peso é fundamental na seleção.

O IAE procurando aperfeiçoar a fabricação de envelopes de motores vem, de forma gradual, substituindo o aço 300M-ESR por aços da família Maraging, mais especificamente o aço Maraging 300, devido as suas inúmeras vantagens: boa soldabilidade, menor susceptibilidade a trincas de solda, melhor tenacidade à fratura da junta soldada e da zona termicamente afetada (ZTA) e com menores custos dos processos de soldagem. Podendo ser soldado na condição solubilizada, ou na condição envelhecida, sem a necessidade de tratamentos prévios à soldagem. Após a solda, basta envelhecer a estrutura soldada, levando a região de fusão e a zona termicamente afetada a atingirem novamente a resistência mecânica desejada (SILVA, 2014; OLIVEIRA, 2015; MARQUETI, 2017).

A mudança do aço 300M para o aço Maraging foi impulsionada devido ao elevado custo para a realização dos ciclos de tratamento térmico com atmosfera controlada e temperatura interrompida em banho de sal fundido a 200 °C para os aços 300M. Estes tratamentos ainda geravam deformações residuais difíceis de serem corrigidas. Com isto iniciou um novo processo de pesquisa, voltada ao aço Maraging 300 (PALAU, 2011).

A fabricação direta de um envelope motor em escala real e ensaios de qualificação estrutural são extremamente caros e falhas neste processo não são admissíveis. É necessária a obtenção de alto grau de conhecimento tecnológico obtido através de pesquisa e desenvolvimento que permita atingir um processo de fabricação reprodutível, seguro e confiável de envelopes motores deste tipo de material. (SILVA, 2014).

Devido à dificuldade na aquisição do aço Maraging como matéria prima para a fabricação de envelopes motores, surgiu a hipótese em estudar a possibilidade de realizar a confecção das peças utilizando materiais dissimilares.

Este trabalho tem como objetivo central o estudo e comparação dos processos de soldagem de chapas de aços Maraging 300 e 300M-ESR, com aplicação de tratamentos térmicos pós-soldagem, onde os processos de solda serão realizados pelo método de soldagem a Laser (*Laser Beam Welding* – LBW) e soldagem a plasma (*Plasma Arc Welding* – PAW), ambos de forma autógena, avaliando os resultados das propriedades mecânicas através de ensaios de tração.

1.1 OBJETIVOS

Os objetivos deste trabalho são:

- realizar de forma eficiente os processos de soldagem pelos métodos a Plasma e Laser.
- caracterizar mecanicamente juntas soldadas de chapas finas em aço Maraging com aço 300M-ESR pelo processo de soldagem a plasma e pelo processo de soldagem a Laser.
- estudar as correlações entre a microestrutura e as propriedades mecânicas encontradas.

Para atingir este objetivo foram percorridas as seguintes metas:

- a) Determinação de parâmetros viáveis para realização da soldagem a laser.
- b) Determinação de parâmetros viáveis para realização da soldagem a plasma.
- c) Utilização de tratamentos térmicos nos corpos de prova, antes e depois dos processos de soldagem.
- d) Realização de testes de tração e dureza para avaliar as propriedades mecânicas;

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇOS DE ULTRA-ALTA RESISTÊNCIA

Os chamados aços de ultra alta resistência são bastante utilizados em projetos de aplicação estrutural devido à solicitação de grandes cargas, e frequentemente aplicados também para situações onde é requerida uma boa relação resistência/peso, aliado a tenacidade e ductilidade.

Na indústria aeroespacial a relação resistência/peso é primordial, e com o avanço do setor, cada vez mais são exigidas grandes tensões de escoamento, junto com boa soldabilidade e uma boa tenacidade. Estes aços são aplicados na indústria aeronáutica e aeroespacial como estruturas de trens de pousos, carcaças de mísseis, envelopes motores de foguetes, entre outras.

O termo de aços de ultra alta resistência é considerado arbitrário pelo fato de não existir nenhum nível de resistência aceito universalmente. Além disso, com o desenvolvimento de aços com resistências elevadas, a faixa para qual este termo é aplicado, aumentou gradualmente. Então este termo é aplicado para aço com limites mínimo de escoamento de 1380 MPa (200 ksi) (AMERICAN SOCIETY FOR METALS - ASM, 2018).

A classe de ultra alta resistência dos aços é bastante ampla e inclui diversas famílias de aços. Estes aços podem ser divididos em quatro categorias como:

- (a) Aços de baixa liga médio carbono;
- (b) Aços de média-liga com endurecimento ao ar;
- (c) Aços de elevada resistência à fratura e
- (d) Aços Maraging.

São chamados aços baixa liga médio carbono, aços com o teor de carbono entre 0,3% e 0,6%, que quando temperados e revenidos, atingem boa tenacidade e resistência. Embora estes aços possuam alguns elementos de liga em sua composição, responsáveis pelo aumento em sua resistência mecânica, aumento da tenacidade e da resistência à corrosão atmosférica, mas não se enquadram como aços de alta liga devido ao incremento dos elementos de ligas serem inferiores a 10% (ASM, 2018).

Dentro desta família de aços encontram-se 4130, 4140, 4340 e consequentemente algumas modificações do aço 4340 como o 300M.

A Tabela 1 mostra as ligas classificadas como aços de ultra alta resistência, como as suas composições e níveis de resistência.

Tabela 1 – Composição química dos aços de ultra alta resistência.

	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V	Co	Ti	Al	Níveis de Resistência (kgf/mm ²)
4130	0,30	0,50	0,04	0,04	0,25	-	1,00	0,20	-	-	-	-	90 a 100
Vascojet	0,15	0,95	0,02	0,01	0,20	-	1,40	0,90	0,25	-	-	-	100 a 120
4140	0,40	0,90	0,04	0,04	0,25	-	1,00	0,20	-	-	-	-	100 a 120
4340	0,40	0,80	0,01	0,01	0,25	1,85	0,82	0,20	-	-	-	-	120 a 145
D6AC	0,48	0,75	0,01	0,01	0,24	0,56	1,07	1,00	0,10	-	-	-	156
300M	0,40	0,80	0,01	0,01	1,60	1,8	0,86	0,40	0,08	-	-	≤0,04	185 a 200
Maraging	≤0,03	≤0,10	0,01	0,01	≤0,10	18,0	-	5,00	-	9,0	0,60	0,10	190 a 200

Fonte: Adaptado ASM (2017).

A família de aços de média liga endurecíveis ao ar tem-se a liga de ultra alta resistência H11 modificada (H11 mod.) e a H13. São amplamente usados para a fabricação de moldes e para uso em fins estruturais. Possuem uma excelente resistência à fratura, juntamente com outras propriedades mecânicas e podem ser endurecidos, mesmo em grandes volumes, com o resfriamento ao ar. Contudo concorrem com novas ligas mais baratas e com melhores valores de tenacidade a fratura e resistência equivalente (ASM, 2018).

Os aços de alta resistência à fratura são aços capazes de uma resistência à deformação de 1380 MPa (200 ksi) e um K_{IC} de 100 MPa $\sqrt{m}$ (91 ksi). Estes aços também apresentam resistência à corrosão sob tensão e possuem boas características de soldabilidade. Para obter o máximo em tenacidade, esses aços requerem o uso de processos de fusão a arco sob vácuo e controle de elementos residuais em níveis baixos (ASM, 2018).

Os aços Maraging compreendem uma classe especial de aços de alta resistência que diferem dos aços convencionais pelo fato de serem endurecidos por uma reação metalúrgica que não envolve carbono. Em vez disso, estes aços são reforçados pela precipitação de compostos intermetálicos a temperaturas de cerca de 480 ° C (900 ° F). O termo Maraging denota o endurecimento por envelhecimento de uma matriz de martensita de ferro-níquel de baixo teor de carbono.

Os aços comerciais Maraging são projetados para fornecer níveis específicos de limite de elasticidade de 1030 a 2420 MPa (150 a 350 ksi). Aços Maraging experimentais tem resistências elevadas em torno 3450 MPa (500 ksi). Estes aços têm tipicamente índices de níquel, cobalto e molibdênio muito altos e conteúdos de carbono muito baixos. O carbono, de fato, é uma impureza nestes aços e é mantido tão baixo quanto comercialmente viável para

minimizar a formação de carboneto de titânio (TiC), que pode afectar negativamente a resistência, ductilidade e tenacidade (SHA; GUO, 2009; SILVA; MEI, 2010).

Os esforços de desenvolvimento têm sido orientados principalmente para aumentar a ductilidade e resistência, melhorando a fusão e as técnicas de processamento. Os aços com menores inclusões não metálicas são produzidos utilizando técnicas de processamento avançadas seleccionadas, tais como desoxidação a vácuo, desgaseificação a vácuo, fusão por vácuo, refusão a vácuo (VAR) e refusão por electroslog (ESR). Estas técnicas proporcionam:

- (a) menor variação das propriedades ao calor,
- (b) maior ductilidade e tenacidade especialmente na direcção transversal,
- (c) maior confiabilidade no serviço

A resistência pode ser ainda aumentada por tratamento termomecânico com resfriamento controlado (PHILIP, 1978; VIKHRENKO, 2011).

2.1.1 Aço 300M

O aço 300M é uma modificação de aço SAE 4340, com um aumento expressivo no teor de silício, adição de vanádio e um ligeiro aumento dos teores de molibdénio e carbono.

Muitas das propriedades deste aço assemelham-se ao SAE 4340, exceto que, devido à presença de uma maior porcentagem de silício, propicia uma maior temperabilidade devido ao retardamento das transformações austeníticas. O silício favorece também um endurecimento por solução sólida e uma melhora na resistência mecânica em altas temperaturas. Entretanto, este aço é propenso a descarbonetação, expirando cuidados no tratamento térmico (PHILIP, 1978).

Este aço apresenta como características principais, alta profundidade de têmpera e mantém certa ductilidade e tenacidade a limites de resistência à tração de 1860 a 2070 MPa (ASM, 2018).

Os aços de ultra alta resistência são frequentemente utilizados para aperfeiçoar a relação resistência/peso, porém, para que os aços tenham um grande desempenho, deve-se associar a alta resistência a uma tenacidade adequada, sendo esse o grande problema apresentado pelo aço 300M-ESR (SANTOS, 2001).

2.1.1.1 Histórico do aço 300M no Brasil

O programa espacial brasileiro, em meados dos anos 70, adotou como objetivo pesquisar, desenvolver e estabelecer técnicas da fabricação de um aço de ultra-alta resistência para a confecção de envelopes motores de foguete.

O primeiro envelope motor de foguete desenvolvido pelo programa espacial brasileiro consistia no uso do aço 4140, com o diâmetro de 550 mm, temperado e revenido alcançando níveis de resistência em torno de 1000 Mpa (BOSCOV, 1982).

Com o aperfeiçoamento do programa espacial brasileiro iniciou-se uma nova frente de pesquisa para um novo envelope motor, com dimensões maiores (1000 mm) e consequentemente um maior nível de resistência, na ordem de 1800 MPa (BOSCOV, 1982).

Após diversas análises optou-se no estudo dos seguintes materiais: 4340, 300M, Vascojet e o aço Maraging (BOSCOV, 1982).

Nos Estados Unidos, durante a década de 1960, foram feitas tentativas frustradas de se construir os envelopes motores dos propulsores destinados aos mísseis balísticos intercontinentais *Polarise Minuteman* com o aço 300M. Optou-se pelo uso do aço D6-AC, cujo uso estendeu-se a quase todos os propulsores carregados com propelentes sólidos (ANAZAWA, 2007).

Na comunidade europeia, após tentativa frustrada de se empregar o aço VASCOJET 1000, foi decidido usar o aço 4340 modificado, o aço *Maraging* e a liga de Ti-6Al-4V.

Todas essas ligas apresentam vantagens e inconveniências e sua escolha depende da capacidade de produzi-las industrialmente com qualidade confiável, que pressupõe confiabilidade, levando-se em conta que os propulsores serão estocados por longos períodos de tempo (ANAZAWA, 2007).

O Vascojet que era usado para a fabricação de envelopes motores desde 1960, apresentava como principal desvantagem uma grande sensibilidade à corrosão sob tensão, sendo difícil ter controle e encontrar uma solução para o problema (BOSCOV; DAMANET, 1985).

O aço Maraging mesmo possuindo uma excelente soldabilidade, aliada a uma ótima resistência e boa tenacidade. No entanto, naquela época, seu desenvolvimento não era viável devido a grande dificuldade na fabricação da chapa forjada e na laminação do aço, bem como o alto teor de cobalto que era inexistente no país e um componente estratégico para outras aplicações (BOSCOV; DAMANET, 1985).

Mesmo com recomendações pessimistas oriundas dos países que desenvolveram envelopes motores com o aço 300M soldado, e não obtiveram o êxito esperado, em meados da década de 60, as empresas participantes do desenvolvimento dos envelopes motores preferiram em testar as seguintes opções : primeiramente, a solução conhecida, que usa o aço SAE-4340, tratadas para um limite de resistência à tração de 1460 MPa e o aço 300M. A segunda solução, mais inovadora e arriscada, tratado termicamente para atingir um limite de resistência à tração de 2000 MPa (BOSCOV, 1982; ANAZAWA, 2007).

As aciarias brasileiras já possuíam a tecnologia do Forno Elétrico, porém, inexistência da tecnologia do processo de refusão sob escória, denominado Electro-Slag. Este processo hoje corriqueiro em todos os países do primeiro mundo, e também no Brasil, foi desenvolvido inicialmente na antiga União Soviética, apresentando enormes vantagens em relação ao processo de refusão por eletrodo consumível em vácuo (processo VAR) (BOSCOV, 1998).

Em termos metalúrgicos, as principais vantagens do processo de refusão por eletrodo consumível em escórias eletrocondutoras, ou seja, processo Electro-Slag, para aços de alta qualidade, são: redução drástica das impurezas e das inclusões de óxidos, dos sulfetos e fósforo, assim como eliminação dos gases residuais, das porosidades e rechupes, com obtenção de excelente acabamento superficial dos lingotes, e, portanto, de melhores propriedades mecânicas do produto final (forjados, laminados) (BOSCOV, 1998).

Foram realizados muitos testes a fim de verificar o limite de resistência à tração após a solda e o tratamento térmico, todos com excelentes resultados. O trabalho total da produção de placas, chapas e anéis de aço 300M exigiram quatro anos de pesquisa, porém atingiu o sucesso esperado no veículo SONDA IV e foi amplamente utilizado no VLS (ANAZAWA, 2007).

O desenvolvimento destes aços só foi possível graças ao trabalho conjunto do CTA, Eletrometal (atual Villares Metals), Usiminas e Acesita, cabendo a cada uma destas entidades um leque de tarefas e ações integradas, que possibilitaram ao País obter capacidade de construir estruturas de foguetes com menor peso, com solução inédita no panorama internacional. Outros países mais desenvolvidos na área espacial, após tentativas fracassadas com o aço 300M, substituíram-no por outros com menor resistência e maior peso. Este aço, que encontra aplicações cada vez maiores em componentes aeronáuticos, especialmente no projeto dos novos trens-de-pouso das grandes aeronaves comerciais, já foi exportado para a Boeing, sob rigorosas especificações de seu controle de qualidade, evidenciando a alta qualidade do produto brasileiro desenvolvido inicialmente para o setor espacial (ANAZAWA, 2007; SAKAI, 2015).

2.1.1.2 Metalurgia 300M

A resistência mecânica do aço 300M depende necessariamente do carbono para a transformação martensítica da sua estrutura. Este elemento em concentrações relativamente alta é responsável por um elevado endurecimento da liga metálica, o que acarreta a perda de sua tenacidade durante o tratamento térmico de têmpera e, conseqüentemente, promove a fragilização da estrutura. Dessa forma, é de grande importância controlar a quantidade efetiva de carbono, de forma que ele seja mantido em concentrações mais baixas, tanto quanto possível, para propiciar melhoria nas propriedades de soldabilidade e da tenacidade à fratura (SILVA; MEI, 2010).

Devido às transformações que ocorrem durante o processo de revenimento (aumento de tenacidade da estrutura martensítica pelo seu aquecimento para produzir uma estrutura de ferrita mais cementita), elementos residuais como enxofre e fósforo, devem ser mantidos durante o processo de fabricação da liga, em valores muito baixos para que o efeito de queda de tenacidade da liga metálica seja minimizado. Por outro lado, a partir da teoria, observou-se o efeito benéfico do silício nas alterações da cinética de revenimento (SILVA; MEI, 2010).

O aço 300M quando tratado termicamente para níveis de resistência mecânica maiores que 1380 MPa, torna-se susceptível à fragilização pelo hidrogênio. Após operações de decapagem ácida e/ou eventual galvanização, o aço 300M deve ser mantido aquecido por um determinado período de tempo, dependendo da espessura, em temperaturas entre 185°C e 195°C, e permitir a retirada do hidrogênio da rede cristalina do metal (PHILIP, 1978; ANAZAWA, 2007).

Também é importante ressaltar, que devido à quantidade de silício e de molibdênio existente no aço 300M, ocorre uma tendência a descarbonetação, podendo reduzir, principalmente, a dureza superficial, devendo-se, durante o tratamento térmico, ter uma especial atenção a fim de se evitar tal fenômeno.

Com a variação das técnicas de fusão e do processamento mecânico, foi possível evidenciar uma melhoria na tenacidade dos aços 300M. Utilizando a fusão a vácuo é possível melhorar no quesito de inclusões e gerar uma melhoria nas propriedades mecânicas do material (PRADO, 1990).

2.1.1.3 Tratamentos Térmicos nos Aços 300M

Os tratamentos térmicos mais comuns são:

- Normalização: aquecimento a 915/940°C e resfriamento ao ar
- Tempera: austenitização a 860/885°C, resfriamento em óleo a 70°C ou sal a 210°C por 10 minutos, então resfriado em óleo a 70°C.
- Revenido: duas a quatro horas a 260/315°C em duplo revenido (para atingir melhor tenacidade e resistência). Fora desta faixa de temperatura de revenido, o aço 300M é muito sujeito a fragilização (vide Tabela 2) e fragilidade do revenido (PRADO, 1990).

Tabela 2 – Propriedades mecânicas do aço 300M em função temperatura do revenimento.

Temperatura do revenido (°C)	Dureza (HRC)	Limite resistência (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Resistência ao impacto (Joules)
90	56	2436	1242	18
205	54,5	2139	1656	22
260	54	2049	1669	24,8
315	53	1994	1690	30,3
370	51	1930	1690	24,1
425	45,5	1794	1483	13,8

Fonte: Prado (1990).

É evidente a importância da realização dos tratamentos térmicos para conseguir alcançar o resultado desejado nas propriedades mecânicas dos aços. Com a aplicação dos tratamentos térmicos é possível produzir microestruturas conhecidas como bainita, martensita e austenita retida. Com a formação destas microestruturas, principalmente com o aumento da fração volumétrica dos microconstituintes duros (bainita, martensita), ocorre uma espécie de barreira ao movimento das discordâncias e consequentemente, aumenta a resistência à tração. A bainita tem características parecidas com a martensita no aumento das propriedades mecânicas dos aços. Porém apresenta uma vantagem, mantém a ductilidade do aço em patamares mais elevados (ANAZAWA, 2007).

Estudando aços 300M, Tomita e Ozawa (1993), mostram a importância da temperatura em tratamentos isotérmicos, enfatizando o papel da fase austenítica e da morfologia bainítica na resistência ao impacto, nos limites de resistência e de escoamento e na ductilidade.

Observam, também, que a presença destes microconstituintes contribui para a melhoria da tenacidade, pois mantém o aço com alta resistência e boa ductilidade.

2.1.1.4 Bainita

A bainita é formada pela decomposição da austenita a uma temperatura acima da temperatura de início da transformação martensítica e abaixo da reação perlítica. Consiste em uma estrutura formada por um aglomerado metaestável não lamelar de ferrita e carbeto de cementita (BHADESHIA, 2001). Esta estrutura apresenta uma formação mista por difusão (característica da perlita) e cisalhamento (característica da martensita), sendo, portanto uma estrutura intermediária entre elas. (BHADESHIA, 2001; SANTOS, 2016)

Para temperaturas entre, aproximadamente, 300 e 540°C, a bainita, conhecida por bainita superior, se forma como uma série de ripas paralelas ou agulhas de ferrita que se encontram separada por partículas alongadas da fase cementita. A bainita inferior é formada em temperaturas mais baixas, entre aproximadamente 200 e 300°C (BHADESHIA, 2001; SANTOS, 2016).

A microestrutura bainítica dependerá de quatro parâmetros essenciais:

- teor de carbono;
- teor de elementos de liga;
- tratamento térmico realizado;
- tempo de permanência na temperatura de transformação destes tratamentos.

A princípio, a bainita pode ser obtida por transformação isotérmica a partir de qualquer aço, porém, em aços contendo elementos de liga que retardem a reação da ferrita e da perlita, a bainita pode ser obtida por resfriamento contínuo. A presença destes elementos de liga no aço é responsável pelo deslocamento da transformação perlítica para tempos mais longos, permitindo a ocorrência da transformação bainítica, já que as transformações perlíticas e bainíticas são concorrentes. Dependendo da velocidade de resfriamento, normalmente a bainita não irá se formar quando um aço ao carbono (ou uma liga com composição eutetóide) for resfriado continuamente até a temperatura ambiente. (HASHIMOTO, 2004; SANTOS, 2005).

Enquanto os aços perlíticos obtêm sua resistência devido aos finos grãos de perlita, os aços bainíticos derivam sua resistência da estrutura ultrafina que possui uma grande quantidade de discordâncias, as quais lhes conferem uma alta resistência (AGLAN et al., 2004; SANTOS 2005).

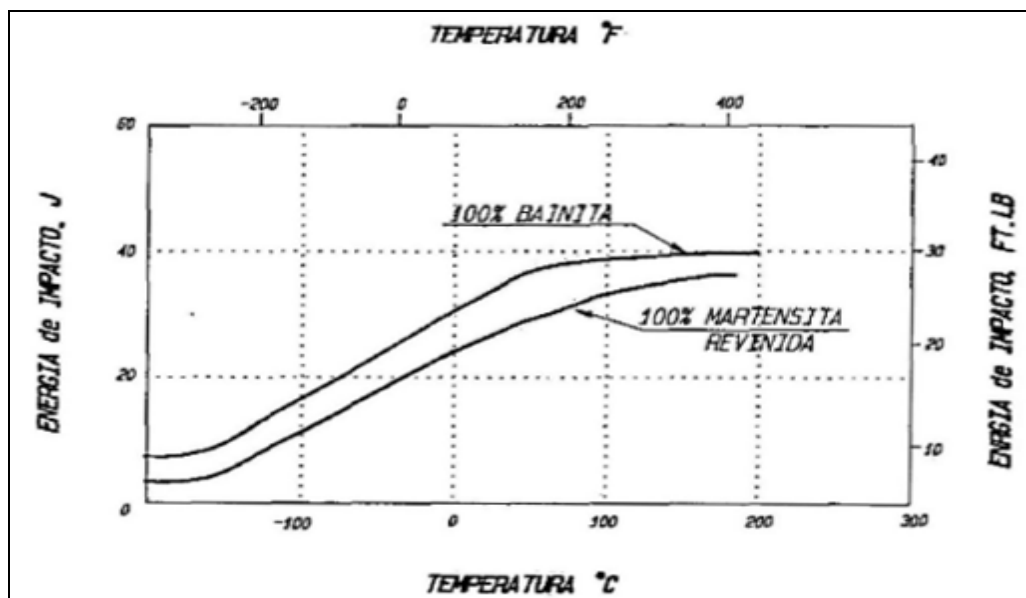
Como a microestrutura bainítica é muito complexa, bastante refinada, e pode ainda revelar diferentes morfologias, é imprescindível o uso de microscopia eletrônica para sua melhor caracterização microestrutural. O desenvolvimento destas diferentes morfologias depende da composição química e do tratamento térmico realizado, ou seja, das condições de processamento (AGLAN et al., 2004).

2.1.1.5 Estruturas Bainíticas no aço 300M

Nos aços 300M, a temperatura e o tempo de tratamento térmico, principalmente no revenimento, foram variáveis largamente pesquisadas, de modo a se aperfeiçoar as propriedades (vide Tabela 2), não permitindo maiores incrementos na tenacidade da martensita revenida sem a diminuição de resistência.

Uma das opções atuais seria a utilização de uma estrutura bainíticas inferior. A Figura 1 compara a tenacidade da bainita comparada com a martensita revenida para um aço 4340, para um mesmo nível de resistência (PRADO,1990).

Figura 1 - Comparação tenacidade de estruturas 100% bainita com 100% martensita revenida, material 4340.



Fonte: Prado (1990).

Nos aços 300M os elementos de liga podem determinar características específicas nas reações bainíticas do aço, como a temperaturas de transformação, a velocidade de

resfriamento do meio de tempera e cinética da reação, alterando a velocidade de difusão do carbono (PRADO,1990).

O problema pode tornar-se crítico caso não haja um controle microestrutural de modo a garantir 100% de bainita inferior, tendo em vista que as estruturas mistas possuem melhor tenacidade à fratura. As estruturas bainíticas inferiores são mais tenazes do que as martensitas revenidas no mesmo nível de dureza (PRADO,1990).

A formação de bainita pode ser uma alternativa para tratamento térmico de têmpera e revenimento, podendo ser interessante sua aplicação, tendo em vista a possibilidade de obter estruturas mais tenazes, com menores tensões residuais (trincas), evitar-se a fragilidade, comum nos aços temperados e revenidos e economia devido a menor energia térmica gasta no processo.

2.1.2 Aço Maraging

Os aços Maraging, pertencentes à classe de aços de ultra alta resistência, possui um mecanismo de endurecimento diferente da maioria dos outros aços convencionais. Como conhecido nos aços convencionais, o mecanismo de endurecimento ocorre basicamente pela transformação martensítica, no qual o carbono tem função fundamental na obtenção de altas propriedades mecânicas. Os aços Maraging são praticamente isentos de carbono e são martensíticos na condição solubilizada, podendo ser facilmente usinados nesta condição (a estrutura martensítica Fe-Ni é de baixa dureza e não exige velocidades de resfriamento elevadas para sua formação), o aumento das suas propriedades mecânicas e obtida pela precipitação de compostos intermetálicos em temperaturas na ordem de 480°C ocorre uma reação metalúrgica que não envolve carbono (SANTOS, 2001; ASM, 2018).

Os aços Maraging o endurecimento ocorrerá pelo envelhecimento da estrutura martensítica (daí vem o nome *mar* + *aging*= envelhecimento da martensita), a uma temperatura da ordem de 480 °C. O carbono é um elemento considerado como impureza nestes aços e são mantidos a níveis muito baixos, a ausência de carbono confere uma significativa melhora na temperabilidade, formabilidade, e uma combinação de resistência e tenacidade. (SHA; GUO, 2009).

A grande vantagem oferecida por este aço é uma excelente conformabilidade no estado solubilizado e uma grande capacidade de endurecer por envelhecimento. Apesar de possuir uma densidade um pouco mais elevada que os aços convencionais (8,0-8,1 g/cm³), devido ao teor de elementos de liga na sua composição, os níveis de resistência atingidos são

extremamente superiores em comparação com os outros tipos de aços e ligas (PARDAL, 2012).

Como citado anteriormente o carbono é considerado uma impureza nestes aços e é mantido baixo a fim de minimizar a formação de carboneto de titânio (TiC), que pode afetar de forma adversa a resistência, a ductilidade e tenacidade. A Tabela 3 mostra os diversos tipos de aços Maraging com variação da sua composição, o teor máximo de carbono para todas as ligas é de 0,03%.

Tabela 3 - Composições nominais de ligas Maraging com 18% níquel.

Liga	Composição (% peso)				
	Ni	Mo	Co	Ti	Al
Maraging C-200	18	3,3	8,5	0,2	0,1
Maraging C-250	18	5,0	7,75	0,4	0,1
Maraging C-300	18	5,0	9,0	0,65	0,1
Maraging C-350	18	4,2	12,5	1,6	0,1
Maraging T-200	18,5	3,0	...	0,7	0,1
Maraging T-250	18,5	3,0	...	1,4	0,1
Maraging 200 com redução de cobalto	18,5	2,6	2,0	1,2	0,1
Maraging T-300	18,5	4,0	...	1,85	0,1

Fonte: Schmidt; Rohrbach (1991).

Esses aços, em condição solubilizada, possuem uma estrutura martensítica que é muito dúctil e tenaz, em torno de 30 – 35 HRC, com uma estrutura cúbica de corpo centrado (c.c.c.) formada no sistema ferro-níquel, ao invés da martensita tetragonal do sistema ferro-carbono. Reaquecendo esses aços em temperaturas em torno de 480°C, ocorre envelhecimento da martensita pela precipitação de compostos intermetálicos, gerando grande aumento nos valores de dureza e resistência, sem que ocorram perdas significativas em tenacidade (FANTON, 2013).

Durante o endurecimento por envelhecimento ocorrem somente pequenas alterações dimensionais. Por conseguinte, peças com geometria complexas podem ser usinadas na condição solubilizada, portanto dúctil, e posteriormente envelhecida, sofrendo um mínimo de deformação (PADIAL, 1994; SANTOS, 2001).

Após o tratamento térmico de envelhecimento, no qual ocorre à precipitação fina e homogênea de partículas de intermetálicos, como Ni_3Mo , Ni_3Ti e Fe_2Mo , os valores de dureza podem atingir 55 HRC, conferindo aos aços Maraging elevada resistência ao desgaste (SILVA; MEI, 2010).

A Tabela 4, a seguir, apresenta valores de outras propriedades típicas dos aços Maraging nas condições “solubilizado” e “solubilizado e envelhecido” (SILVA; MEI, 2010).

Tabela 4 – Propriedades dos aços Maraging antes e após o envelhecimento

	Resistência à tração (MPa) antes/depois	Limite de elasticidade (MPa) antes/depois	Alongamento (%) antes/depois	Redução de área (%) antes/depois	Dureza (HRC) antes/depois
Maraging 250	1010/1690	799/1660	19/11	72/50	29/49
Maraging 300	1020/1815	795/1785	17/8	76/40	32/53
Maraging 350	1140/2400	825/2350	18/6	70/25	35/58

Fonte: Silva; Mei (2010).

A alta concentração de níquel assegura a formação da martensita, independente da velocidade de resfriamento. Consequentemente, o tamanho da peça não é fator determinante da formação de uma estrutura martensítica das ligas com 18% ou mais de níquel. Logo, o conceito de temperabilidade é inaplicável aos aços Maraging (PRADO, 1990).

Algumas peculiaridades dos elementos de liga nos aços Maraging, segundo (LOPES, 2007):

- Titânio (Ti) – É um dos elementos mais ativos. Encontra-se nos precipitados ao final da etapa de envelhecimento, aumentando a resistência do material;
- Alumínio (Al) - Está presente na forma do composto intermetálico Ni_3Al . Em alguns aços, adiciona-se Al em substituição ao Ti, a fim de reduzir custos; porém, essa ação reduz a resistência mecânica;
- Molibdênio (Mo) - A precipitação de fases compostas por molibdênio é muito influenciada pela presença de outros elementos de liga, como o cobalto e o titânio, responsáveis também por aumentar a resistência mecânica da liga;
- Cobalto (Co) - Reduz a solubilidade do Mo na matriz, aumentando o volume de precipitados de Mo. Em aços isentos de Co, a cinética de precipitação ocorre mais lentamente,

havendo a necessidade, por exemplo, de uma maior concentração de Ti, a fim de favorecer a precipitação de Ni_3Ti ; e

- Níquel (Ni) – Principal elemento de liga dos aços Maraging, o Ni possui efeito importante na transformação martensítica nos aços de baixo carbono; porém, em excesso, favorece o superenvelhecimento (tempo e/ou temperatura acima do previsto), onde a austenita enriquecida em Ni impede a transformação em martensita durante o resfriamento, estabilizando a reversão martensita-austenita, sendo que a austenita revertida possui maior concentração de Ni que a martensita, reduzindo a resistência mecânica do produto final.

A reversão da martensita em austenita ocorre por volta dos 600°C . Logo, para que não ocorra o surgimento de austenita revertida durante o tratamento térmico do Maraging, o envelhecimento é feito a cerca de 480°C (SILVA; MEI, 2010).

A estrutura da martensita no sistema Fe-Ni é similar ao da ferrita nos sistemas Fe-C, cúbica de corpo centrado (CCC), com exceção da alta densidade de discordâncias e raras maclas finas que podem ocorrer em função do significativo teor de níquel. Nos sistemas Fe-C, a martensita é tetragonal e a sua resistência depende predominantemente do teor de carbono, enquanto nos sistemas Fe-Ni, com apenas 0,02% de carbono, a resistência da martensita atinge excelentes níveis (PRADO, 1990).

Aquecendo-se os aços Maraging em temperaturas moderadas ($300\text{-}550^\circ\text{C}$), inferiores à faixa de reversão da austenita, há um aumento acentuado na dureza e na resistência mecânica. Por exemplo, após um tratamento de três horas a 480°C , o limite de escoamento de um aço Maraging 250, recozido por 1 hora, pode passar de 690 para 1725 MPa (PRADO, 1990).

2.1.2.1 Desenvolvimento histórico do Maraging

Os aços Maraging levantaram um forte interesse, especialmente no setor aeroespacial, quando seu desenvolvimento foi anunciado em 1959. Esta liga de ferro com baixo teor de carbono e alto níquel era uma grande promessa de prover uma ótima combinação de resistência mecânica e tenacidade à fratura em um material que era, ao mesmo tempo, facilmente soldável e fácil de tratar termicamente. A NASA rapidamente detectou que este material tinha grande potencial para aplicação no setor aeroespacial (HALL E SLUNDER, 1968).

A primeira pesquisa extensiva em direção a um desenvolvimento comercial de ligas Maraging Fe-Ni, foi conduzida por Bieber da International Nickel Company na década de 1950, e resultaram nas duas primeiras classes de Maraging chamadas de aços níquel 25% e

20% e dependiam de uma combinação de titânio, alumínio e nióbio para produzir o efeito por envelhecimento, demonstrado na Tabela 5 (FLOREEN, 1968).

Tabela 5 – Composição química dos primeiros aços (% em peso)

Liga	Ni	Al	Ti	Nb
Maraging 20%	20	0,3	1,4	0,4
Maraging 25%	25	0,3	1,4	0,4

Fonte: Adaptado Floreen (1968).

Estas ligas exibiam boas combinações de resistência e ductilidade a níveis de dureza de 53 a 56 HRC, mas foram abandonadas por causa de sua fragilidade a níveis extremos de resistência. Essas primeiras ligas foram abandonadas devido à formação de precipitados de titânio nos contornos de grão, que causavam problemas de fragilização e corrosão sob tensão. Além disso, problemas nos processos de fusão, lingotamento e soldagem eram igualmente sérios (DECKER, 1979; ASM, 2018).

Em 1960, Decker, Eash e Goldman descobriram que com o acréscimo de cobalto e molibdênio ocorreria um endurecimento mais efetivo produzido em martensitas de Fe-Ni. Foram desenvolvidas várias composições de liga com base neste modo de endurecimento (SAKAI, 2015).

As ligas apresentadas da Tabela 6 são as chamadas de 18Ni (200), 18Ni (250) e 18 Ni (300) de aço Maraging. Essas ligas possuem uma base de níquel de 18% com níveis variáveis de cobalto, molibdênio e titânio, para produzir níveis nominais de resistência após margação de 200, 250 e 300 ksi, respectivamente. O titânio é usado nestas composições como um endurecedor suplementar, mas o efeito de fortalecimento primário vem da combinação de cobalto e molibdênio (FLOREEN, 1968).

Tabela 6 – Tipos de Maraging comerciais e suas composições químicas (% em peso).

	Ni	Mo	Co	Ti	Al	Nb
18Ni(200)	18	3,3	8,5	0,2	0,1	-
18Ni(250)	18	5,0	8,5	0,4	0,1	-
18Ni(300)	18	5,0	9,0	0,7	0,1	-
18Ni(350)	18	4,2	12,5	1,6	0,1	-
18Ni(fundido)	17	4,6	10,0	0,3	0,1	-
12-5-3(180)	12	3,0	-	0,2	0,3	-
Sem cobalto 18Ni(200)	18,5	3,0	-	0,7	0,1	-
Sem cobalto 18Ni(250)	18,5	3,0	-	1,4	0,1	-
Baixo cobalto 18Ni(250)	18,5	2,6	2,0	1,2	0,1	0,1
Sem cobalto 18Ni(300)	18,5	4,0	-	1,85	0,1	-

Fonte: Schmidt; Rohrbach (1991).

Devido à escalada de preço do cobalto no final da década de 1970 e início da década de 1980, houve o desenvolvimento de Maraging sem cobalto (*cobalt-free*) e baixo cobalto (*low-cobalt-bearing Maraging steel*) (ASM, 2018).

Além dos aços Maraging sem cobalto, diversos tipos de ligas experimentais foram desenvolvidas. O objetivo dessas pesquisas é diminuir o custo dos elementos de liga utilizados e/ou aumentar as suas resistências. (He et al, 2002; PADIAL, 2002; REIS, 2015).

O aço Maraging 12-5-3 difere das outras composições pelo fato de não usar combinação de cobalto e molibdênio para endurecimento. Esta liga destina-se principalmente a aplicações que requerem alta resistência à fratura na ordem de 180 ksi. Em todas as ligas, o teor de carbono é especificado como 0,03% em peso máximo. O titânio na maioria dos casos desempenha um duplo papel de agente endurecedor e refinador para dificultar o carbono residual (FLOREEN, 1968).

Aços Maraging possuem boa propriedade de usinabilidade e por este motivo são amplamente utilizados nos meios militares e comerciais, principalmente em aeronaves, aeroespaciais e ferramentas, por exemplo, no envelope motor em foguetes e em importantes partes de aeronaves (SHA; GUO, 2009).

2.1.2.2 Metalurgia física dos aços Maraging.

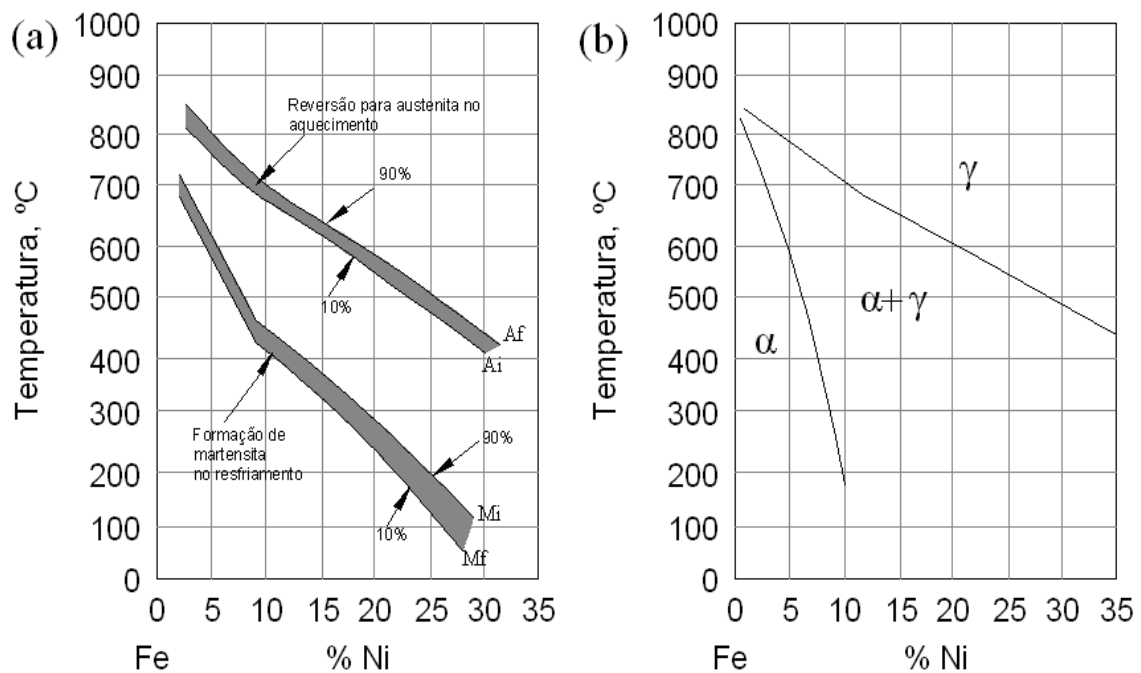
Os aços Maraging são considerados aços altamente ligados que contêm muito pouco carbono e as reações de precipitação envolvem elementos substitucionais que formam compostos intermetálicos. Em contraste, o fenômeno de endurecimento secundário que pode

ocorrer durante a têmpera em certos aços está associado com a precipitação de carbonetos finos que são ricos em elementos de liga tais como Mo e Cr que irão funcionar como barreira de discordâncias na matriz martensítica. (MEYRICK, WAGONER, GAN, 2001; SOUZA, 2007; LOMBARDO, 2015).

Outro objetivo durante o envelhecimento dos aços Maraging é minimizar ou eliminar a reversão da martensita metaestável em austenita e ferrita. (ASM, 2018).

As transformações de fases podem ser explicadas com a ajuda de dois diagramas de fases mostradas na Figura 2, que apresentam os sistemas ferro-níquel.

Figura 2 - (a) Diagrama de transformação metaestável para o sistema Fe-Ni; (b) diagrama de equilíbrio de fases para o sistema Fe-Ni.



Fonte: Silva; Mei (2010).

A Figura 2 (a) mostra o diagrama metaestável com a transformação austenita para martensita no resfriamento e martensita para austenita no aquecimento. A Figura 2 (b) é o diagrama de equilíbrio mostrando que com altos teores de níquel as fases de equilíbrio presentes à baixa temperatura são austenita e ferrita.

Na Figura 2 (a) mostra que não ocorre a transformação de austenita para martensita antes de se atingir a temperatura M_i (início de formação da martensita). Mesmo com um resfriamento muito lento em uma grande seção, na temperatura ambiente terá uma estrutura totalmente martensítica (PADIAL, 2002).

Também se observa que a temperatura de início da transformação martensítica (M_i) diminui com o conteúdo de níquel contido na liga. Cabe destacar que no diagrama não leva em consideração os teores de Co, Mo e Ti que estão presentes no aço Maraging. O Mo e o Ti apresentam o efeito de diminuir a M_i com exceção do Co que aumenta a temperatura de M_i . (PARDAL, 2012).

A grande maioria dos aços Maraging tem a temperatura M_i em torno de 200°C a 300°C e são totalmente martensíticos à temperatura ambiente. Portanto, esta liga normalmente não apresenta austenita retida, e como resultado, um tratamento de resfriamento rápido não é necessário antes do tratamento de envelhecimento. A martensita formada na liga de baixo carbono é cúbica de corpo centrado (c.c.c) em forma de ripas com uma alta densidade de discordâncias. A martensita apresenta uma dureza relativamente baixa, 30-35 HRC, dúctil e usinável (PADIAL, 2002).

O endurecimento por envelhecimento dos aços Maraging é produzido pelo tratamento térmico entre 3h e 6h a temperaturas de 450°C a 510°C. As reações metalúrgicas que acontecem durante tal tratamento térmico podem ser explicadas usando-se a Figura 2 b (PADIAL, 2002).

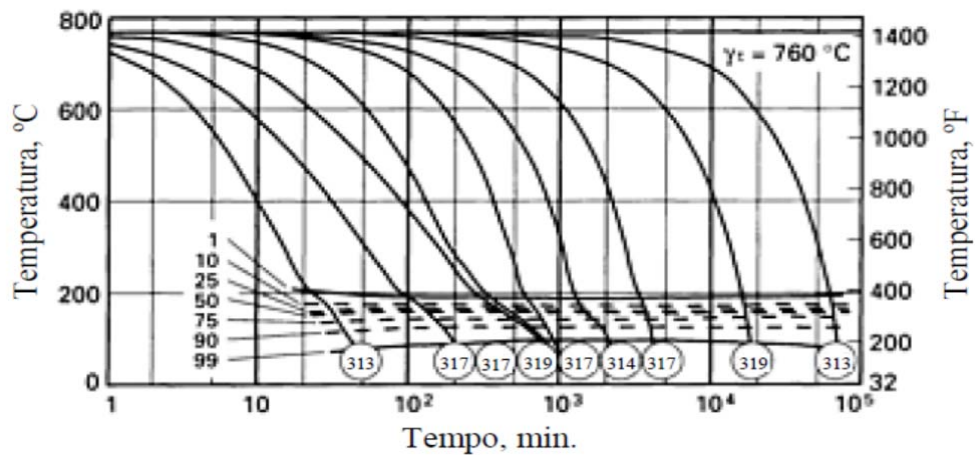
A Figura 2 (b) mostra as fases em equilíbrio nesse sistema para teores de níquel entre 0 e 35%. Podemos notar que no equilíbrio, o campo no qual as fases alfa (ferrita) e gama (austenita) coexistem torna-se maior com o aumento do teor de níquel. Além disso, o aumento do percentual de níquel faz com que a temperatura de início da transformação de gama em alfa diminua. As grandes dimensões desse campo e as temperaturas comparativamente baixas envolvidas, evidenciam uma grande lentidão nas reações de transformação que ocorrem nessa parte do sistema (HALL; SLUNDER, 1968).

O diagrama de equilíbrio, porém, não representa as transformações obtidas em taxas normais de resfriamento. O diagrama de transformação metaestável, mostrado na Figura 3, mostra com mais precisão as características das transformações observadas na prática. Quando comparamos esse diagrama com o diagrama de equilíbrio, pode-se ver que durante o resfriamento, o início da transformação da fase gama em alfa (M_i) acontece em temperaturas muito menores e o fim da transformação (M_f) ocorre em um curto intervalo de temperatura. Constata-se então que em casos práticos a transformação completa da fase gama em alfa no resfriamento é facilitada e a probabilidade de ocorrência de uma estrutura bifásica é reduzida (HALL; SLUNDER, 1968).

Como citado anteriormente, os elementos de liga alteram a temperatura M_i significativamente, mas não alteram a característica de independência da taxa de resfriamento.

Nos aços Maraging, estruturas totalmente martensíticas são formadas, mesmo em resfriamentos muito lentos em peças de grande porte, no resfriamento da temperatura de solubilização. Este comportamento é ilustrado no diagrama de transformação por resfriamento contínuo (TRC) para o aço Maraging 18Ni 300 na Figura 3, onde se observa que a clássica transformação bainítica e perlítica controlada por difusão que ocorre nos aços martensíticos baseados no carbono não estão presentes nos aços Maraging 18Ni (SCHMIDT; ROHRBACH, 1991).

Figura 3 - Diagrama de transformação por resfriamento contínuo para o aço 18Ni Maraging 300 solubilizado a 845 °C por 20 minutos.



Fonte: Adaptado de Schmidt E Rohrbach (1991).

A alta densidade e a uniforme distribuição de discordâncias nas subestruturas de ripas promove uma melhoria na resposta do endurecimento por envelhecimento nos aços Maraging, possibilitando a nucleação preferencial de um grande número de sítios para os precipitados intermetálicos que são formados nestas ligas durante o envelhecimento. Além disso, estas mesmas discordâncias aumentam as taxas de difusão de átomos de soluto por prover caminhos preferenciais de difusão. Ambos os fatores promovem uma distribuição uniforme dos finos precipitados (SCHMIDT; ROHRBACH, 1991).

Quando a estrutura martensítica dos aços Maraging é reaquecida, duas situações podem ocorrer, separadamente. Uma delas acontece quando a liga é aquecida acima da temperatura do início da formação de austenita (A_i), a martensita se transformará em austenita com a mesma composição por cisalhamento adifusional. Porém, se a liga é aquecida à temperatura abaixo de A_i , a martensita metaestável se decompõe em austenita mais ferrita. A taxa com que a reação de reversão ocorre depende da temperatura em que a liga é reaquecida. A taxa de

reação de reversão na faixa de temperatura entre 455 e 510°C é suficientemente baixa para permitir considerável endurecimento por precipitação antes que a reação de reversão seja dominante. Este fenômeno de vagarosa reversão para austenita aliado ao rápido endurecimento por envelhecimento forma a base para o tratamento térmico de envelhecimento dos aços Maraging. (SCHMIDT; ROHRBACH, 1991; PARDAL, 2012).

2.1.2.3 Envelhecimento dos aços Maraging

As reações de precipitação que causam endurecimento são tais, que o endurecimento por envelhecimento ocorre antes do início das reações de reversão que produzem austenita e ferrita (HALL; SLUNDER, 1968).

O endurecimento dos aços Maraging durante o envelhecimento pode ser atribuído a dois mecanismos:

- Precipitação uniforme de compostos intermetálicos
- Ordenação na solução sólida contendo cobalto.

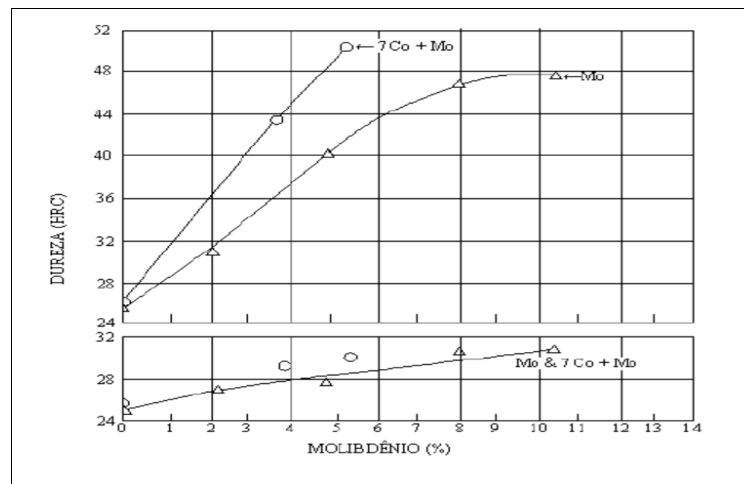
Apesar de estas etapas ocorrerem separadamente, eles são intimamente interrelacionados (SCHMIDT; ROHRBACH, 1991).

As reações de ordenação de curta faixa influenciam a subsequente reação de endurecimento por precipitação. Como os precipitados formados nos aços Maraging durante o envelhecimento são compostos intermetálicos ricos em níquel, a precipitação dos compostos de níquel-molibdênio e níquel-titânio ocorre primeiramente nas regiões ricas em níquel que são formadas nas estruturas ordenadas de banda curta. Além disso, a formação de regiões ricas em níquel e cobalto tenderiam a estabilizar este mesmo precipitado, uma vez que a forte interação interatômica entre o ferro e o cobalto inibe a difusão de ferro nas regiões ricas em níquel. Isto atrasa a troca do precipitado metaestável rico em níquel pelo precipitado em equilíbrio rico em ferro. Aumento de temperatura e/ou tempo de envelhecimento provê força motriz necessária para a difusão de ferro nas regiões ricas em níquel que contem os precipitados metaestáveis de níquel-molibdênio e níquel-titânio, causando o superenvelhecimento (SCHMIDT; ROHRBACH, 1991).

O segundo mecanismo de endurecimento, que envolve a precipitação de compostos intermetálicos ricos em níquel, envolve principalmente três elementos: molibdênio, titânio e cobalto. Os precipitados Ni_3Mo e Ni_3Ti são nucleadas nas discordâncias e nas bordas das ripas de martensita. Esta nucleação tende a resultar numa distribuição uniforme, e em geral, os precipitados são coerentes com a matriz. Cobalto não entra diretamente na reação de

envelhecimento, pois não forma um precipitado. Este elemento contribui para a reação de envelhecimento de forma indireta num fenômeno conhecido como interação cobalto/molibdênio. Um precipitado de Ni_3Mo mais fino e mais disperso é obtido quando cobalto é adicionado (SCHMIDT; ROHRBACH, 1991). A Figura 4 ilustra como o cobalto intensifica o efeito de endurecimento.

Figura 4 - Efeito do cobalto e do molibdênio nos aços Maraging.



Fonte: Adaptado Lopes (2007).

2.1.2.4 Reversão para austenita

Diversos autores (MARKFELD; ROSEN, 1980; ATSMON; ROSEN, 1981; LI; YIN, 1995; VISWANATHAN, 1996; SCHINITZER, 2010; OOI, et.al., 2013) demonstram em seus estudos que através do tratamento térmico de envelhecimento do aço Maraging pode ocorrer à formação da austenita revertida.

A austenita revertida causa uma diminuição da resistência de escoamento e resistência à tração, e um aumento na ductilidade do material. Embora a presença de austenita parece ser benéfico para tenacidade do aço, este tipo de microestrutura ocasiona uma fragilização nos estágios iniciais de superenvelhecimento (VISWANATHAN, 2005).

A austenita pode ser introduzida na microestrutura do aço Maraging através de dois métodos diferentes de tratamento térmico. No primeiro caso a liga é aquecida isotermicamente até a uma temperatura na qual ocorre a dissolução dos precipitados intermetálicos, a austenita começa a se nuclear em regiões onde o nível de níquel é alto. Tempos elevados de envelhecimento leva a formação de uma grande quantidade de austenita que é conhecida como “austenita revertida”. No segundo método o material deve ser

submetido a um ciclo térmico entre a temperatura ambiente e temperatura final da transformação da austenita (A_f) e resfriado a partir desta temperatura, sem permitir que a austenita atinja o equilíbrio, causando assim uma heterogeneidade na composição. Nas regiões onde a austenita é pobre em elementos de liga ocorre a transformação martensítica, e nas regiões onde os elementos de liga estão em maior quantidade a austenita não transforma, sendo chamada de “austenita retida” (VISWANATHAN, 1996).

A taxa em que a reação de reversão ocorre é fortemente dependente da composição da liga do aço Maraging. A cinética de formação volumétrica da austenita revertida aumenta com o aumento do teor de níquel e molibdênio e uma diminuição é causada pelo aumento no teor de cobalto e titânio (VIJAY, 1990).

Durante o processo de soldagem do aço Maraging, a região fundida e ressolidificada sem o controle dos efeitos de segregação. Essa segregação pode gerar regiões enriquecidas em elementos estabilizadores com o Ni e o Mo e conseqüentemente aumentar a tendência de formação de austenita revertida em um tratamento térmico de envelhecimento pós-solda.

2.1.2.5 Tratamento térmico dos Aços Maraging

2.1.2.5.1 Solubilização

A matriz martensítica dos aços Maraging é preparada para o endurecimento por envelhecimento através do procedimento de tratamento térmico de solubilização. A solubilização envolve o aquecimento da liga significativamente acima da temperatura final de transformação de austenita (A_f), manutenção em tempo suficiente para alocar os elementos de liga em solução sólida e então resfriamento a temperatura ambiente para obter a estrutura martensítica (PADIAL, 2002).

Os aços Maraging são normalmente solubilizados a 815°C e resfriados ao ar. Para haver uma melhor combinação da tenacidade com a resistência, poderá ser realizada uma solubilização dupla, isto é, aquecimento entre 870°C e 980°C, com o resfriamento ao ar, rea aquecimento entre 760°C e 815°C e, novamente, resfriado ao ar. Não é necessária atmosfera especial para evitar decarbonetação devido ao baixo teor de carbono (SANTOS 2001).

2.1.2.5.2 Envelhecimento

O tratamento térmico de envelhecimento é aplicado usualmente após a solubilização. Consiste de reaquecimento da liga dentro uma faixa de temperatura de 455°C a 510°C, manutenção a esta temperatura por 3h às 12h e resfriamento à temperatura ambiente. Para o Maraging 300 este tempo é de 3h a 8h. A atmosfera de tratamento térmico é em geral o ar. A temperatura da carga deve ser uniforme admitindo-se uma variação de 5°C em torno da temperatura desejada. Esta variação é fácil de ser mantida em fornos elétricos. Quando se tratar de peças de grandes volumes, envelopes motores no caso deve-se tomar providências no sentido de forçar a circulação dos gases quentes, garantindo uma melhor homogeneidade e melhores resultados (SANTOS, 2001).

2.2 SOLDAGEM

A soldagem consiste como uma técnica em que duas ou mais partes metálicas são unidas, por fusão ou plasticidade, para formar uma única peça. Tanto metais similares quanto dissimilares podem ser soldados. A ligação para esta união é metalúrgica (envolvendo alguma difusão) em vez de unicamente mecânica. A soldagem é um complexo sistema de fusão, solidificação, reação gás-metal, reação escória metal, fenômenos de superfície, e reação do estado sólido. Estas reações ocorrem muito rápidas durante a solda, em contraste com a maioria das reações metalúrgicas na fabricação de metal, fundição e tratamento térmico (LOMBARDO, 2015).

A metalurgia que envolve cada área soldada é relacionada à base e composição do metal de solda, ao processo de solda e aos procedimentos usados. Os metais de solda mais utilizados são rapidamente solidificado e, normalmente, têm uma microestrutura dendrítica de grão fino. O metal de solda é uma mistura de metal de base fundido e metal de adição depositado, se usado. Algumas soldas são compostas somente de metal de base refundida, neste caso são chamadas de autógenas (LOMBARDO, 2015).

2.2.1 Soldagem do aço Maraging

O processo ideal de soldagem para os aços Maraging é aquele que proporciona uma junta soldada com aproximadamente a mesma resistência do metal base e melhor tenacidade a fratura no estado envelhecido. Essas propriedades são influenciadas principalmente pela

microestrutura do metal de solda, zona tecnicamente afetada, composição da solda e pela relação entre a alimentação e a dissipação de calor (KNOTH; LANG, 1966).

a) Aspectos microestruturais do metal de solda

A microestrutura da zona fundida do cordão de solda dos aços Maraging no estado envelhecido é constituída de dendritas de martensita, circundada por regiões de contorno constituídas de martensitas (severamente atacadas) com ilhas de austenita, em geral, nas interseções desses contornos. A austenita localizada nessas regiões é rica em Ni, Ti, e Mo, enquanto que as células martensíticas dendríticas são pobres desses elementos. Observa-se ainda que, a fratura quando ocorre na solda, tende a propagar-se pelos contornos interdendríticos, devido ao acúmulo nesses locais de carbonetos e nitretos de Ti e outros compostos que reduzem a tenacidade a fratura das soldas (KNOTH; LANG, 1966).

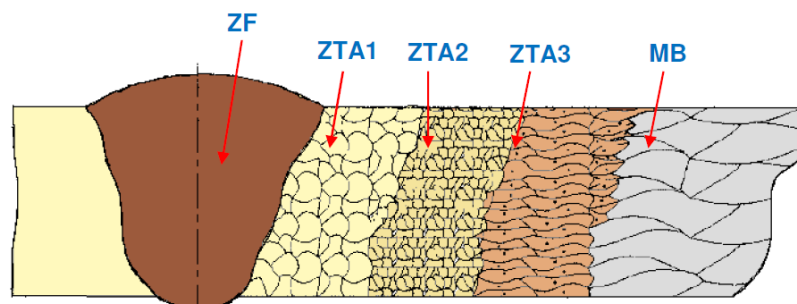
b) Composição do metal de solda

As composições químicas do metal base e do metal de solda são os principais fatores que tem influência nos cordões de solda. Assim sendo, deve-se efetuar um rígido controle químico para evitar grandes concentrações dos compostos intermetálicos danosos (TiC, TiN e outros) nos contornos interdendríticos do metal de solda. Cabe ressaltar que, os elementos, tais como C, S, O e N, devem ser mantidos nos mais baixos níveis, de modo a obter máxima tenacidade a fratura na solda (KNOTH; LANG, 1966).

c) Zona termicamente afetada

De acordo com a Figura 5, a zona termicamente afetada após a solda em um aço Maraging pode apresentar três faixas distintas (KNOTH; LANG, 1966).

Figura 5 - Representação esquemática das diversas regiões de uma solda em um aço Maraging.



Fonte: Santos (2001).

A primeira delas é identificada por ZTA1, região adjacente à linha de fusão. Nessa, as temperaturas atingem níveis dentro do campo austenítico, favorecendo o crescimento do

tamanho de grãos. Com o resfriamento, o metal transforma-se em martensita grosseira. A reação de transformação da austenita em martensita é reversível e consequentemente a martensita herda a granulação grosseira da austenita original (SANTOS, 2001).

Na segunda região (ZTA2) ocorre uma recristalização com uma sensível redução do tamanho de grão.

Na terceira região (ZTA3) ocorre um fenômeno de reversão da austenita. Esta zona é severamente atacada (região mais escura) onde iniciou o processo de envelhecimento, que geralmente ocorre em temperatura em torno de 480°C.

d) Aporte e dissipação de calor durante a soldagem

O nível de diminuição da resistência dos aços Maraging na zona afetada pelo calor das juntas soldadas é influenciado pelo aporte térmico durante a soldagem. Este, afeta a extensão das bandas de granulação grosseira, das bandas severamente atacadas e da quantidade de austenita retida na junta soldada.

Um aumento na quantidade de contornos interdendríticos pode melhorar as propriedades mecânicas, pelo fato de permitir uma melhor distribuição dos compostos que prejudicam, evitando grandes concentrações. Desta forma, uma maneira de melhorar a tenacidade seria através do emprego de baixo aporte térmico e dissipação de calor durante a soldagem, evitando assim dendritas alongadas, bem como reduzindo a extensão da ZTA (SANTOS, 2001).

Alguns efeitos observados induziram na formação de algumas regras gerais referentes a aporte térmico na soldagem dos aços Maraging, tais como (SANTOS, 2001):

- a) evitar tempos prolongados a temperaturas elevadas;
- b) não pré-aquecer. Manter a temperatura entre passes inferiores a aproximadamente, 140°C;
- c) o aporte de energia na solda deve ser o mínimo possível;
- d) evitar condições que provoquem resfriamentos muito lentos.

2.2.2 Soldagem a Laser

Soldagem a laser é uma tecnologia relativamente recente, quando comparada com outro tipo de soldas. Este processo de união se destaca pela sua qualidade. O uso de solda a laser não só diminui a incidência de energia térmica, como também minimiza a distorção de soldagem. Como resultado, o processo torna-se de grande interesse em várias indústrias para soldas de precisão (WU, 2003).

Com a incidência do feixe de laser na superfície metálica da peça, uma quantidade considerável da luz é refletida e uma porcentagem menor é absorvida pelo material. Desse modo, a temperatura se eleva e ocorre o efeito de aquecimento das peças ocasionando a fusão localizada e provável evaporação do metal. Essa vaporização, caso ocorra, gera uma cavidade de vapor no local (KANNATEY-ASIBU, 2009; LIMA, 2010; FANTON, 2013;).

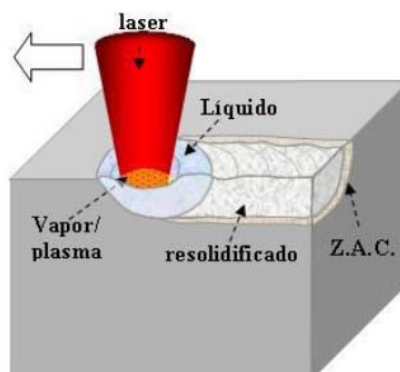
A soldagem a laser apresenta uma da zona afetada termicamente estreita, reduz a rugosidade da superfície soldada, elimina efeitos mecânicos e permite rotinas de automatização. O processo envolve fusão e solidificação, tem intensidade e largura temporal de pulsos variando de 10^4 a 10^9 W.cm⁻² e 10^{-4} e 1s, respectivamente. A soldagem é realizada sem metal de adição e pode ocorrer por meio de dois diferentes mecanismos: condução ou penetração (LIMA et al., 2007).

A soldagem por condução é normalmente usada na união de folhas metálicas e chapas finas, enquanto a soldagem por penetração é usada para materiais relativamente mais grossos (KANNATEY-ASIBU, 2009; FANTON, 2013).

2.2.2.1 Soldagem por condução

No processo, o material de base é aquecido pelo feixe de laser até sua temperatura de fusão, sendo sua temperatura na superfície igual ou inferior a de vaporização. O calor absorvido pela superfície penetra no material por condução térmica. A profundidade de penetração neste caso é definida basicamente pelo produto da difusividade térmica do material e do tempo de interação (RIVA; LIMA; OLIVEIRA, 2009). A Figura 6 esquematiza o processo de soldagem por condução.

Figura 6- Esquema do processo de soldagem por condução.



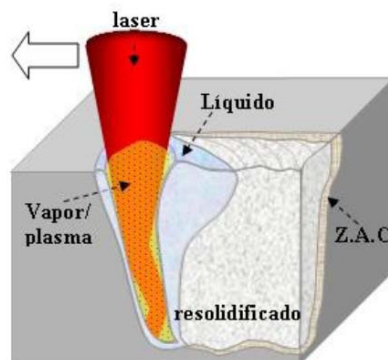
Fonte: Riva; Lima; Oliveira (2009).

Pelo fato deste modo de transferência de calor ser lento, produz-se um cordão de solda com largura um pouco mais elevada e com pequena profundidade, o que pode prejudicar as propriedades mecânicas da solda. Normalmente esta penetração não ultrapassa o valor de um quarto da largura do cordão de solda obtido. (SILVA, 2008; CAMARINHA, 2013)

2.2.2.2 Soldagem por penetração

O processo de soldagem a laser por penetração consiste no uso de potências elevadas formando uma cavidade chamada *keyhole*. Esta cavidade vaporiza parte do material e é envolta por material fundido ao redor, visto na representação esquemática da Figura 7. A medida que o feixe de laser se desloca, o material fundido preenche a cavidade (KANNATEY-ASIBU, 2009, FANTON, 2013):

Figura 7 - Esquema do processo de soldagem por penetração



Fonte: Riva; Lima; Oliveira (2009).

Com a formação do *keyhole* pelo feixe de laser ocorre uma elevada absorção de energia, cerca de 90%. Devido a isso este modo de soldagem permite que sejam realizados processos de união com uma boa profundidade e cordões de solda com dimensões reduzidas em relação ao processo de soldagem por condução. Este método é interessante na soldagem de componentes onde requerem uma distorção mínima (KANNATEY-ASIBU, 2009; FANTON, 2013)..

2.2.2.3 Comparação da soldagem laser com outros métodos

A escolha do método de soldagem para um processo produtivo leva em consideração uma variedade de fatores: a espessura da chapa, a posição de soldagem, o custo total da solda,

os materiais, a produtividade requerida, a possibilidade de automatização, a qualidade e as propriedades da solda, o conhecimento e a habilidade disponíveis e os impactos ambientais (ION, 2005).

Assim como na soldagem a laser, a soldagem por feixe de elétrons emprega potência alta focada em uma área reduzida. Isso permite atingir penetração profunda com velocidade alta de soldagem. Entretanto, o feixe de elétrons exige uma câmara de vácuo, livre de contaminantes e de campos elétricos e magnéticos para não defletir o feixe. Além disso, a soldagem de materiais com diferentes características magnéticas e elétricas são difíceis de obter. Já o laser pode ser transmitido pelo ar com atenuação mínima, dispensando as condições exigidas de pressão pelo feixe de elétrons, além de poder ser compartilhado ou chaveado entre diferentes estações de trabalho, aumentando a flexibilidade das instalações de manufatura. Em ambos os casos o investimento inicial em equipamentos é alto, apesar de justificado por aumentos de produtividade ou de qualidade da solda. (ION, 2005).

Métodos convencionais, que utilizam arco voltaico como princípio básico de funcionamento, não demandam grandes investimentos, nem em equipamento nem em treinamento, além de serem mais eficientes eletricamente. Porém, eles são limitados quanto à penetração e, no caso de soldas manuais, dependem da habilidade do operador. Para a obtenção de soldas com maior penetração são necessários passes múltiplos, aumentando o aporte térmico e resultando em distorções. Já no caso do laser, como o aporte térmico é baixo, tensões térmicas mínimas, resultando em distorções reduzidas. (ION, 2005).

A aplicação de soldagem laser é restrita a instalações fixas, pois lasers de alta potência industriais não são equipamentos portáteis. Entretanto, sua aplicação pode ser totalmente automatizada, a ponto de pressionar apenas um botão para sua operação. Dependendo do comprimento de onda utilizado, o feixe laser é entregue à peça por uma fibra ótica flexível que, acoplada a um sistema robótico, torna-se uma técnica extremamente flexível e que pode ser prontamente adaptada para a solda de geometrias complexas. No caso de outros lasers, como por exemplo, o de CO₂, o feixe é entregue usando um sistema mais complexo de espelhos, um tipo de manipulação do laser menos flexível (ION, 2005).

Com o laser é possível unir chapas de diferentes espessuras, como por exemplo, para a produção de *blanks* automotivos. Já que a fusão é localizada, também é possível unir ligas dissimilares e, em princípio, metais de pontos de fusão diferentes. Entretanto, como o laser é muito focado, a zona de fusão é muito estreita. Sendo assim, os requisitos de tolerância da junta e, por consequência, de tolerâncias das dimensões das peças a serem soldadas, são muito

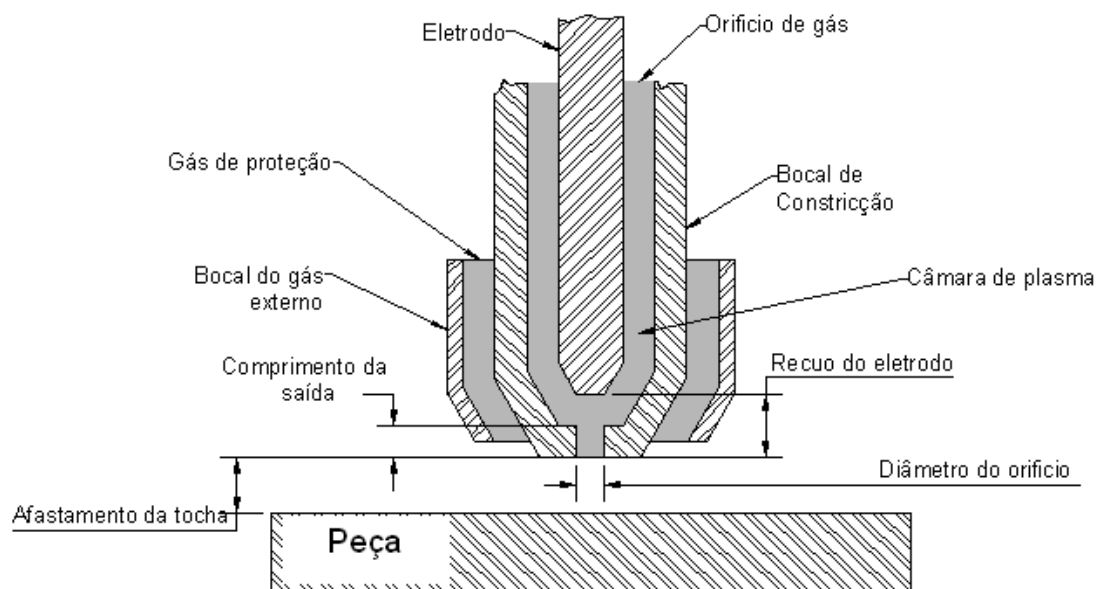
altos. Tolerâncias máximas estão relacionadas à espessura do material e ao diâmetro do feixe, podendo chegar a poucos décimos de milímetro (ION, 2005).

Por ser um método de soldagem sem contato, o laser proporciona vida útil elevada e pouca manutenção em comparação com outros métodos. Como é o laser que funde o material, não há consumíveis no processo, com exceção dos gases de processo e eventuais metais de adição (ION, 2005).

2.2.3 Soldagem a Plasma

O processo de soldagem a Plasma (*Plasma Arc Welding – PAW*) pode ser definida como um processo de união de metais através do calor transferido por um arco que é criado entre um eletrodo de tungstênio e a peça a ser soldada, como mostrado na Figura 8. Este arco é formado por um orifício do bocal de liga de cobre para formar uma coluna altamente colimada, sendo que o plasma é formado através da ionização de uma parte do gás plasma (orifício). O processo pode ser feito com ou sem um arame de adição. (ASM, 2018)

Figura 8 - Esquema da tocha de soldagem a plasma



Fonte: Adaptado Bracarense (2000).

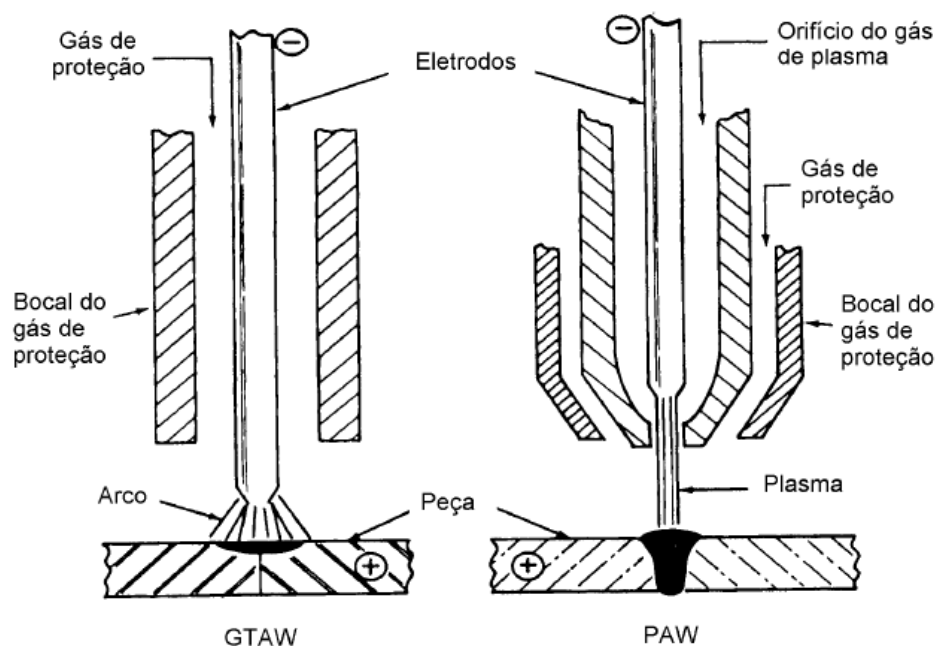
O modo de soldagem a Plasma é considerado uma evolução do processo *Gas Tungsten inert gas - GTAW* (TIG) tem como principal diferença o posicionamento do eletrodo. No PAW o eletrodo é localizado dentro da tocha e o gás formador do plasma é separado por um

gás de proteção. Uma outra grande diferença entre o processo de soldagem a Plasma em relação ao processo de soldagem GTAW, é o fato de o arco estar restringido por um bocal constritor que limita seu diâmetro e aumenta consideravelmente a intensidade da fonte de calor (REIS e SCOTTI, 2007; MARQUETI, 2017).

As vantagens encontradas no processo PAW incluem uma maior concentração de energia (ou seja, uma maior densidade de energia), o conteúdo de calor mais elevado (ou intensidade da fonte), a melhoria da estabilidade do arco, a capacidade de penetração mais profunda, as velocidades de soldagem elevadas e, geralmente, as soldas limpas, uma vez que a ponta do eletrodo de tungstênio não pode acidentalmente ser tocado à peça causando contaminação. A Figura 9 abaixo mostra, esquematicamente, uma comparação dos processos TIG e do processo PAW (MESSLER, 2008).

A distância da face externa do bocal até o material define o parâmetro denominado “distância tocha-peça”. O recuo do eletrodo é medido desde a ponta do eletrodo até a face externa do bocal constritor. A configuração básica do bocal constritor é mostrada na Figura 9, onde estão indicados os parâmetros empregados no processo. As características do arco são influenciadas por este fator, o qual define o grau de constrição e a consistência do jato plasma (DÍAZ, 1999).

Figura 9 - Comparação dos processos TIG e PLASMA



Fonte: Bracarense (2000).

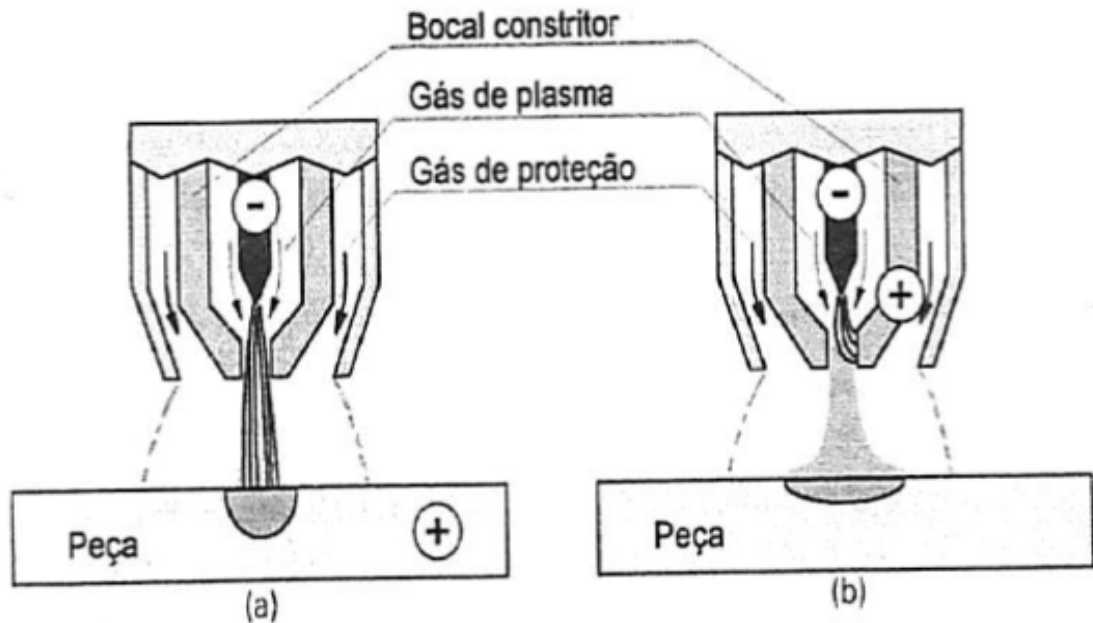
No processo de soldagem a plasma são empregados dois gases, iguais ou diferentes, no qual um desses gases circunda o eletrodo e sai por um orifício de dimensão reduzida no bocal constritor na forma de um jato de gás fortemente aquecido. O segundo fluxo de gás, que pode ser inerte ou uma mistura de gases, passa por um bocal externo, concêntrico ao bocal constritor e serve para a proteção. (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

A constrição do arco pode produzir correntes com altas densidades e uma grande concentração de energia. As altas densidades de corrente resultam em maiores temperaturas do arco do plasma. As maiores vantagens do arco com plasma são a sua estabilidade direcional e focalização proporcionada pela constrição. (BRACARENSE, 2000)

O diâmetro do orifício do bocal constritor influencia diretamente nas características do arco, este fato se denomina grau de constrição. Um pequeno diâmetro do orifício somado a um elevado recuo do eletrodo é classificado como alto grau de constrição. Assim, com um reduzido recuo do eletrodo juntamente com um orifício constritor de maior diâmetro define um baixo grau de constrição. Em suma, o primeiro permite aumentar a penetração e produzir cordões mais estreitos e o segundo resulta em cordões de solda mais largos e de baixa penetração (REIS; SCOTTI, 2007; MARQUETI, 2017).

O processo a arco plasma pode produzir duas variações básicas de tipos de arco: arco transferido (Figura 10 (a)) que é estabelecido entre o eletrodo e a poça de soldagem. Neste caso, o arco transferido produz um aquecimento entre o ânodo e o fluxo de plasma. Este modo é utilizado para a soldagem propriamente dita devido à maior energia transferida para a peça. O arco não transferido (Figura 10 (b)) é estabelecido entre o eletrodo e o bocal de constrição. Este modo é mais utilizado nos processos de corte e na união de peças de material não condutor ou para aplicações onde se deseja baixa concentração de energia (BRACARENSE, 2000).

Figura 10 - Variações da soldagem a plasma: (a) arco transferido (b) arco não transferido

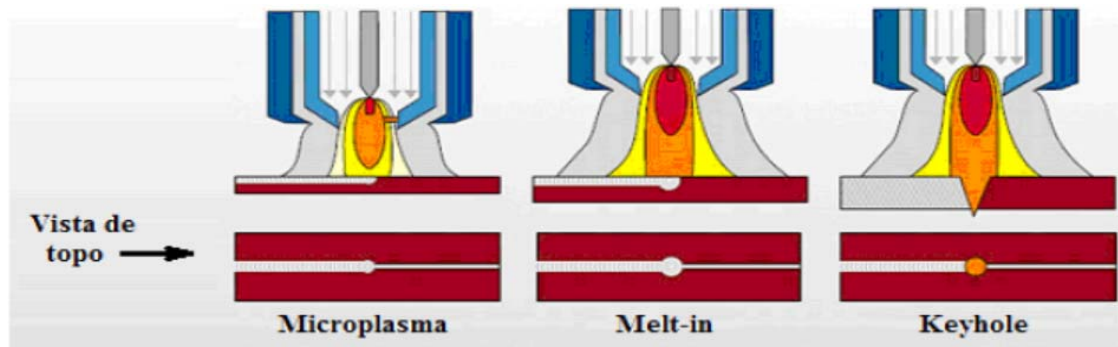


Fonte: Marques; Modenesi; Bracarense (2011).

Na soldagem pelo processo a plasma existem três tipos de técnicas de operação: microplasma, *melt-in* e *keyhole*. O arco do Micro Plasma pode ser operado com baixas correntes de soldagem. Esta técnica é empregada normalmente em chapas finas com espessuras entre 0,01 a 1,5 mm, com corrente que não exceda 25 amperes. A técnica *melt-in* utiliza correntes na faixa entre 15 a 200 amperes. Bastante similar ao processo TIG (GTAW), onde o arco é usado com uma fonte de calor e produz soldas com relativamente pouca penetração. Apresenta calor concentrado e pode ser aplicada sem material de deposição. O terceiro modo de aplicação, *keyhole*, utiliza correntes superiores a 100 ampere. Pode ser utilizado de forma autógena ou com metal de adição. Na operação, o metal fundido é deslocado para superfície da poça pelo fluxo do plasma. As vantagens do processo a Plasma com formação de *keyhole* que o processo ajuda a remover gases, evitando o surgimento de falhas como porosidades no metal fundido. A zona de fusão simétrica da solda reduz a tendência a distorções. Possui uma maior penetração na junta e reduz o numero de passes necessários, podendo realizar a união com um único passe. (DIAZ, 1999; BRACARENSE, 2000)

Na Figura 11 é mostrada os diferentes tipos de técnicas de operações do processo de união a Plasma.

Figura 11 – Esquema de diferentes modos de operações da soldagem a Plasma.



Fonte: Oliveira (2015)

3 MÉTODOS E PROCESSOS

3.1 AÇO MARAGING 300

O aço Maraging 300 utilizado para desenvolver este trabalho, foi fornecido em forma de chapa, com as dimensões de 1320 mm x 3200 mm x 3,3 mm, fabricado pela empresa BÖHLER, no qual adota a nomenclatura de V720 para este material. A chapa foi produzida utilizando o método VAR (*VacuumArcRemelting*), e após a sua laminação sofreu o tratamento de solubilização.

3.2 AÇO 300M-ESR

O aço 300M-ESR utilizado foi fornecido, a princípio, como placa pela empresa VILLARES METALS na espessura de 150 mm. O recurso utilizado para a produção da placa foi o método de refusão por eletroescória ESR (*ElectroSlagRemelting*).

A laminação desta placa foi realizada na empresa ARCELOR MITTAL, modificando assim em chapas com dimensões de 1200 mm x 3500 mm x 3,3 mm. Após a sua laminação, as chapas foram recozidas.

3.3 ANÁLISE QUÍMICA

As análises químicas do material como recebido foram realizadas nos laboratórios da AMR do IAE/DCTA, dosando-se os seguintes elementos: carbono e enxofre, pelo método de análise por combustão direta (ASTM E30); silício e níquel por gravimetria (ASTM E30); fósforo pelo método de fotometria (ultravioleta); manganês, cromo e molibdênio, cobalto, titânio, cálcio, alumínio e zircônio, por absorção atômica no equipamento Spectro fotômetro de Absorção Atômica modelo AA-Zv Plus, marca Varian.

3.4 VERIFICAÇÃO TAMANHO DE GRÃO

A verificação do tamanho de grão foi realizada com a retirada de duas amostras, tanto no sentido longitudinal como no sentido transversal da chapa. A análise foi feita por microscopia óptica e com o auxílio do software Axioimager V 3.4 – módulo *GRAIN*. Foi

utilizado o método dos interceptos, padrão *combined chord*, de acordo com a norma ASTM E112 e ISO 643.

3.5 TRATAMENTO TÉRMICO

As chapas utilizadas para a fabricação dos corpos de prova para a realização do estudo foram submetidas por ciclos de tratamento térmico conforme literatura fornecida pelo catálogo do fornecedor, especificação da norma e ciclo de tratamento adotado no IAE/DCTA.

Para a realização deste trabalho foram adotadas quatro situações com diferentes tipos de tratamentos térmicos a serem realizados antes dos processos de soldagem a Laser e soldagem a Plasma. Estas situações estão representadas na Tabela 7.

Tabela 7 – Situações dos tratamentos térmicos das chapas antes da solda.

	MARANGING 300	300M -ESR
Situação 1	Como recebido (solubilizado)	Como recebido (recozido)
Situação 2	Envelhecido	Como recebido (recozido)
Situação 3	Envelhecido	Temperado e revenido
Situação 4	Como recebido (solubilizado)	Temperado e revenido

Fonte: Produção próprio autor

Para a realização dos ciclos de tratamentos térmicos foi utilizado o forno tipo mufla da marca BRASIMET modelo K400 com temperatura máxima de 1300°C mostrado na Figura 12, que fica localizado na Divisão de Materiais (AMR) do IAE/DCTA.

Figura 12 - Forno utilizado para os tratamentos térmicos.

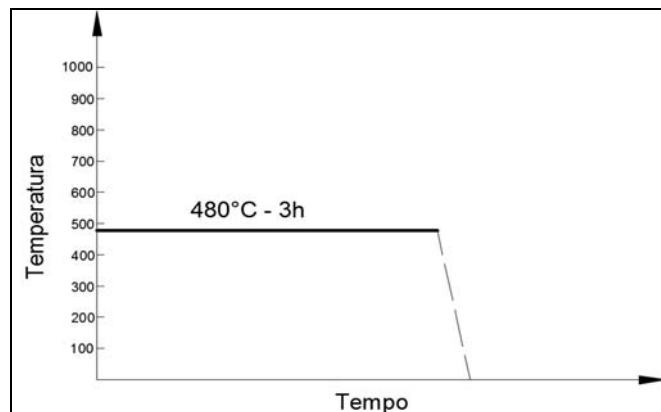


Fonte: Produção próprio autor

3.5.1 Tratamento térmico de envelhecimento

O ciclo de envelhecimento consiste no aquecimento do material até a temperatura de $480\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$, com permanência de 3 horas, em atmosfera não controlada com o resfriamento ao ar, conforme mostrado na Figura 13.

Figura 13 - Representação esquemática do ciclo térmico de envelhecimento.

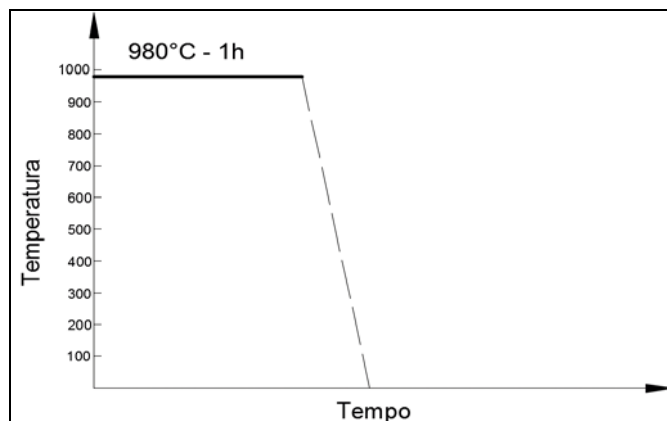


Fonte: Produção próprio autor

3.5.2 Tratamento térmico de têmpera

O ciclo de tratamento térmico de têmpera utilizado nas chapas foi semelhante ao qual é utilizado pelo IAE com o aquecimento a $980\text{ }^{\circ}\text{C}$ durante 1 h com resfriamento no óleo, conforme mostrado na Figura 14.

Figura 14- Representação esquemática do ciclo térmico de têmpera.

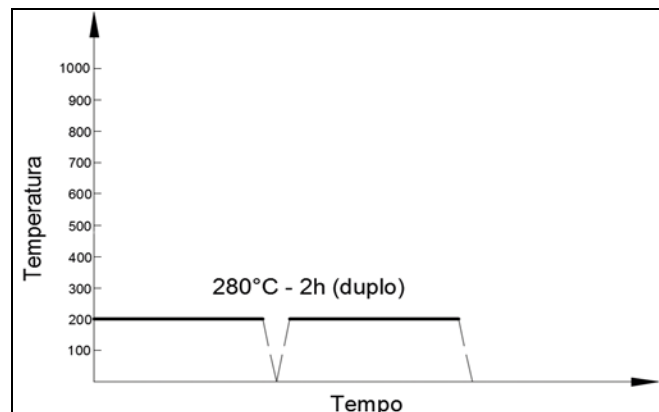


Fonte: Produção próprio autor

3.5.3 Tratamento térmico revenimento

Assim como o ciclo do tratamento térmico de têmpera, o ciclo de revenimento adotado foi o mesmo que é aplicado no IAE. Este consiste em um duplo revenimento a 280°C por 2h com resfriamento ao ar, conforme mostrado na Figura 15.

Figura 15 - Representação esquemática do ciclo térmico de revenimento.



Fonte: Produção próprio autor

3.6 DUREZA

O ensaio de dureza realizado após o tratamento térmico das chapas antes da realização das soldas foi feito no laboratório de dureza pertencente à divisão de Garantia de Produto Aeroespacial (AGP) do IAE/DCTA, utilizando o equipamento de dureza da marca WILSON modelo 1JR.

As medições de durezas foram feitas em Rockwell utilizando a escala C (HRC), realizadas em amostras após os tratamentos térmicos de acordo com a norma ASTM E18.

3.7 PROCESSOS DE SOLDAGEM

3.7.1 Soldagem a Laser

A soldagem foi realizada em um equipamento de laser Yb:Fibra IPG - modelo YLR2000, pertencente ao Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento e Aplicações de Lasers e Óptica (DedALO), do Instituto de Estudos Avançados (IEAv – DCTA), demonstrado na Figura 16.

Figura 16 - Equipamento para a realização da soldagem a Laser



Fonte: Produção próprio autor

A soldagem foi realizada utilizando o fluxo de gás argônio aplicado sobre a poça líquida a uma taxa de 8 litros/minuto, utilizando uma potência de 1800 W, com foco na superfície inferior da chapa a uma distância focal de 160 mm, com velocidade de 3000 mm/min.

As chapas de aço Maraging 300 e 300M-ESR tiveram as faces retificadas para tirar imperfeições das superfícies e terem um melhor contato. As chapas apresentavam dimensões de aproximadamente 200 x 200 mm, foram montadas numa mesa de soldagem.

No primeiro teste de soldagem, a passagem do feixe de Laser foi realizada em somente um lado da chapa, com apenas um passe. Avaliando a solda, constatou-se que ela não havia apresentado uma boa penetração no cordão de solda e a junta soldada apresentava uma mordedura elevada em toda a sua extensão. Sendo assim, adotou-se uma nova técnica na soldagem. A solda seria realizada com dois passes do feixe de Laser, nas duas superfícies das chapas, uma de cada lado.

3.7.2 Soldagem a Plasma

O procedimento de soldagem foi de forma contínua e autógena, sem metal de adição, empregando o método *keyhole*, com um único passe em juntas de topo de chanfro reto.

Para efetuar as soldagens, foram cortadas partes das chapas de aço Maraging e 300M-ESR com o uso da guilhotina convencional na medida de 100 x 330 mm. Após o corte, as chapas foram lixadas e devidamente limpas com o uso de solvente de acetona. Os parâmetros especificados na Tabela 8.

Tabela 8 - Parâmetros utilizados para a soldagem.

Parâmetros	Valores
Corrente	113 A
Velocidade de soldagem	200mm/min
Vazão do gás de proteção	12 l/min
Vazão do gás de Plasma	2 l/min
Vazão do gás de purga	15 l/min

Fonte: Produção próprio autor

Para realizar a união das chapas pelo processo de soldagem a Plasma foi utilizado o equipamento existente na Divisão de Mecânica do IAE, constituído basicamente de equipamento de soldagem MERKLE BALMER modelo Insquare P 421, módulo de Plasma MERKLE BALMER modelo PT 11 e dispositivo de soldagem longitudinal desenvolvido pelo Laboratório de Soldagem da Divisão de Mecânica. O processo de soldagem é classificado como “mecanizado”. As Figuras 17, 18 e 19 mostram os equipamentos utilizados nos processos de soldagem.

Figura 17 - Equipamento de soldagem da marca MERKLE BALMER modelo Insquare P 421.



Fonte: Produção próprio autor.

Figura 18 - Módulo de Plasma da marca MERKLE BALMER modelo PT 11.



Fonte: Produção próprio autor.

Figura 19- Dispositivo de soldagem longitudinal fabricado no IAE.



Fonte: Produção próprio autor.

Depois de efetivar as soldagens das chapas, estas foram submetidas a um novo tratamento térmico para buscar a equalização e o aumento da resistência mecânica das juntas. A Tabela 9 apresenta os ciclos térmicos aplicados nas uniões.

Tabela 9 – Situações dos tratamentos térmicos das chapas após a solda.

	MARANGING 300	300M-ESR
Situação 1	Aquecido a 980°C/1h, Resfriamento em óleo e Revenido/Envelhecido 480°C/3h.	
Situação 2	Aquecido a 980°C/1h, Resfriamento em óleo e Revenido/Envelhecido 480°C/3h.	
Situação 3	Aquecido a 480°C/3h	
Situação 4	Aquecido a 480°C/3h	

Fonte: Produção próprio autor

3.8 ANÁLISE METALOGRÁFICA

As análises metalográficas foram realizadas nos laboratórios da divisão de materiais (AMR) do IAE/DCTA.

3.8.1 Micrografia

O exame de avaliação microestrutural foi realizado conforme norma ASTM E3. As amostras foram embutidas em baquelite e lixadas com lixas d'água de granulometria 250, 400, 600, 800 e 1200. Em seguida, as amostras foram polidas em duas etapas, primeiramente, com solução de alumina (1µm) e, em seguida, com solução de sílica coloidal (0,1µm). Os reagentes utilizados foram: NITAL 3% (3ml HNO₃, 97ml Álcool Etílico) e NITAL 10% (10ml HNO₃, 90ml Álcool Etílico) e o reagente FRY (5g de CuCl₂; 40 ml de HCl; 30 ml de água destilada e 25 ml de álcool etílico).

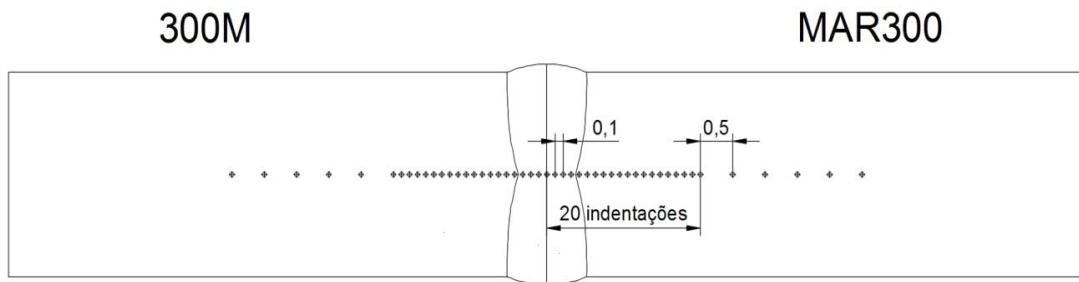
3.9 ENSAIO DE DUREZA VICKERS (HV)

O ensaio para a avaliação da dureza Vickers foi realizado no laboratório da Divisão de Materiais do IAE/DCTA utilizando o microdurômetro modelo FM-700 da empresa FUTURE TECH. Utilizando uma carga de 300 gf com o tempo de penetração de 15 segundos.

A avaliação da dureza do material soldado foi efetuada em duas situações: antes do tratamento térmico e após o tratamento térmico após a soldagem.

Nas uniões realizadas pelo processo a Laser. As medições foram realizadas com um espaçamento de 0,10 mm de distância entre os pontos na região fundida e nas regiões afetadas termicamente e 0,5 mm no metal base (MB), conforme apresentado na Figura 20.

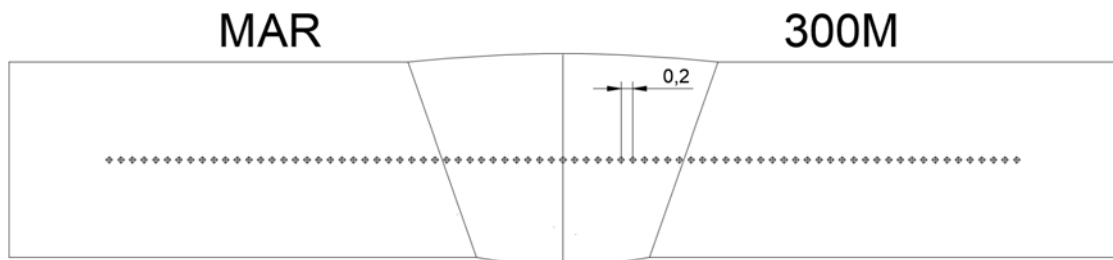
Figura 20 - Posições dos pontos de medição da dureza na junta soldada pelo processo a Laser.



Fonte: Produção próprio autor

Nas uniões realizadas pelo processo a Plasma, as medições foram realizadas com um espaçamento de 0,20 mm de distância entre os pontos na região fundida, nas regiões afetadas termicamente e no metal base (MB), conforme apresentado na Figura 21.

Figura 21- Posições dos pontos de medição da dureza junta soldada pelo processo a Plasma.

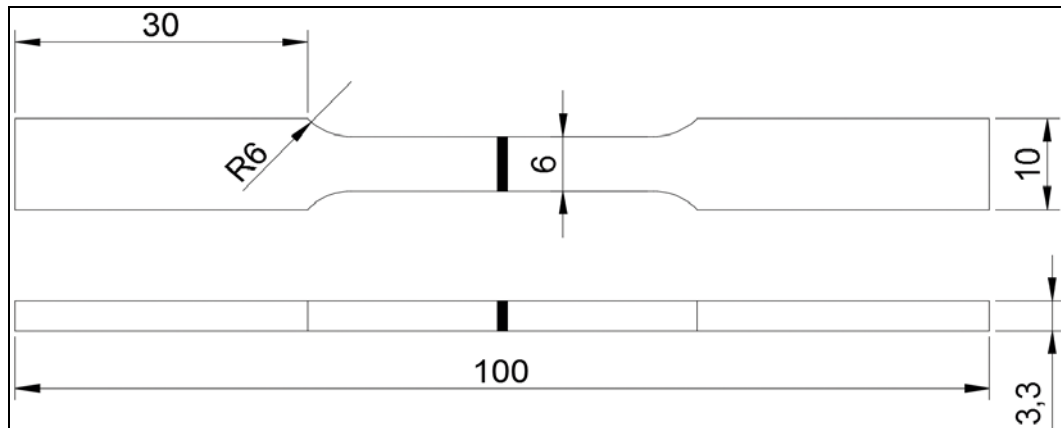


Fonte: Produção próprio autor

3.10 PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA (CDPS).

Os corpos de provas confeccionados para o ensaio de tração foram usinados obedecendo a critérios estipulados pela norma ASTM E8/E8M, mostrado na Figura 22.

Figura 22- Corpo de prova de acordo com norma ASTM E8/8M.



Fonte: Produção próprio autor

A fabricação dos corpos de prova foi feita na oficina mecânica localizada nas instalações do Instituto de Estudos Avançados (IEAv) do DCTA utilizando o processo de eletroerosão a fio com o equipamento AGIECHARMILLES modelo FW 2U, apontado na Figura 23.

Figura 23 - Confeção dos corpos de prova utilizando eletroerosão a fio.



Fonte: Produção próprio autor

O material entre os dois corpos de prova foi utilizado para ensaios metalográficos e dureza. A Figura 24 mostra os CDPs cortados os espaços entre os corpos de prova que puderam ser utilizados para a metalografia.

Figura 24 - Modelo de corte do CDP e o material para metalografia.



Fonte: Produção próprio autor

3.11 ENSAIO DE TRAÇÃO

O ensaio de tração foi realizado com a confecção de corpos de prova soldados e tratados termicamente nas situações descritas anteriormente, com e sem tratamentos térmicos após solda.

Os ensaios foram executados no laboratório de ensaios destrutivos da Divisão de Sistemas Aeronáuticos (ASA-E) pertencente ao IAE-DCTA, em uma máquina de tração servo-hidráulica para ensaios mecânicos tipo MTS, modelo 810.23M, com 250 kN de capacidade com a velocidade de ensaio de 1mm/min mostrado na Figura 25.

Figura 25 - Realização do ensaio de tração.



Fonte: Produção próprio autor

4 RESULTADOS

4.1 ANÁLISE QUÍMICA

4.1.1 Aço Maraging 300

O resultado obtido pela análise química do aço Maraging, pode ser observado na Tabela 10, apresenta os valores em porcentagens de peso de acordo com os valores especificados pela norma vigente do aço Maraging, AMS 6521C.

Tabela 10 - Composição química encontrada em análise e composições especificadas na norma AMS 6521C do Aço Maraging 300.

Elemento	Encontrado (%)	Norma AMS 6521C (%)
Carbono (C)	<0,007	máx.0,03
Silício (Si)	<0,02	máx.0,10
Manganês (Mn)	0,01±0,03	máx.0,10
Molibdênio (Mo)	4,67±0,31	4,6-5,2
Níquel (Ni)	18,58±0,06	18-19
Cobalto (Co)	9,35±0,27	8,5-9,5
Titânio (Ti)	0,66±0,03	0,5-0,8
Alumínio (Al)	0,087±0,003	0,05-0,15
Cromo (Cr)	0,06±0,02	máx.0,50
Cobre (Cu)	-	máx.0,50
Fósforo (P)	<0,004	máx.0,010
Enxofre (S)	<0,002	máx.0,010

Fonte: Laboratório AMR-IAE/DCTA (2017).

De acordo com os resultados obtidos pela a análise química, a composição do material está conforme o estipulado para aços Maraging 300 pela norma AMS 6521C.

4.1.2 Aço 300M-ESR

Na Tabela 11 observa-se os valores obtidos conforme a análise química realizada no aço 300M-ESR e os valores especificados pela norma ASTM A646.

Tabela 11 - Composição química encontrada em análise e composições especificadas na norma ASTM A646 do Aço 300M-ESR.

Elemento	Encontrado (%)	Norma ASTM A646 (%)
Carbono (C)	0,379±0,006	0,38 – 0,43
Enxofre (S)	<0,0016	0,012 máx.
Fósforo (P)	0,009±0,001	0,012 máx.
Silício (Si)	1,670±0,018	1,45 – 1,80
Manganês (Mn)	0,824±0,051	0,65 – 0,90
Cromo (Cr)	0,769±0,022	0,70 – 0,95
Níquel (Ni)	1,590±0,064	1,65 – 2,00
Molibdênio (Mo)	0,387±0,027	0,35 – 0,45
Vanádio (V)	0,082±0,005	0,05 – 0,10

Fonte: Laboratório AMR-IAE/DCTA (2017).

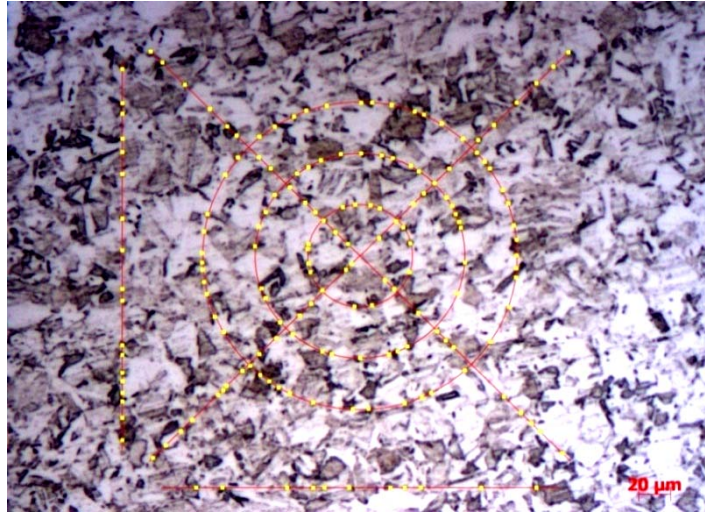
Os resultados obtidos pela a análise química do aço 300M-ESR está de acordo com a composição do material está conforme o estipulado para aços 300M pela norma ASTM A646.

4.2 TAMANHO DE GRÃO

4.2.1 Aço Maraging

A microestrutura do material, constituída de grãos recristalizados (Figura 26). Sob essa imagem foi sobreposto um gabarito e determinado o tamanho de grão segundo a norma ASTM E112. O valor do tamanho de grão encontrado foi entre 7 e 8.

Figura 26- Determinação do tamanho de grão do aço Maraging 300.

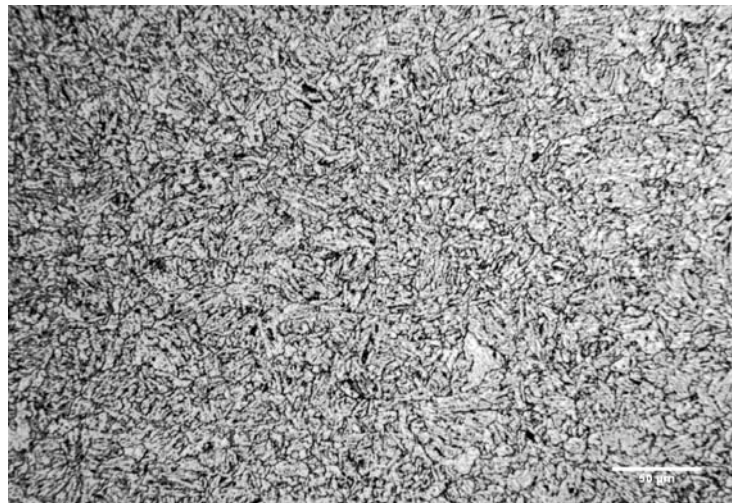


Fonte: Divisão de Materiais (AMR-IAE) (2017).

4.2.2 Aço 300M-ESR

Para a determinação do tamanho de grão do material, foi utilizado o reagente NITAL 3% nas amostras preparadas. A microestrutura apresentada no material possui características do aço no estado de recozido, com tamanho de grão determinado pelo método comparativo, segundo a norma ISO 643, com o tamanho entre 8 e 9. (Figura 27)

Figura 27 - Determinação do tamanho de grão do aço 300M-ESR



Fonte: Divisão de Materiais (AMR-IAE) (2017).

4.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Os tratamentos térmicos de têmpera (980°C-1h) revenimento (duplo 280°C-2h) e envelhecimento (480°C-3h) foram realizados conforme citado no item 3.5.1, 3.5.2 e 3.5.3.

4.4 ENSAIO DE DUREZA

A Tabela 12 apresenta os resultados obtidos do ensaio de dureza. Estes ensaios foram efetuados após os tratamentos térmicos realizados nas chapas, antes da realização das soldagens a Laser e a Plasma. As medidas foram realizadas, adotando a escala de Rockwell “C”.

Tabela 12 - Medidas de dureza em Rockwell (HRC) encontradas antes da soldagem.

	Maraging 300	300M-ESR
Situação 1	30-32 (como recebido)	21-24 (como recebido)
Situação 2	52-54 (envelhecido)	22-24 (como recebido)
Situação 3	52-55 (envelhecido)	43-45(temperado e revenido)
Situação 4	30-31 (como recebido)	43-45(temperado e revenido)

Fonte: Produção próprio autor

4.5 SOLDAGEM A LASER

Como citado no capítulo anterior, a união das chapas com o equipamento laser a Yb:Fibra IPG - modelo YLR2000.

As chapas de aço Maraging 300 e 300M-ESR tiveram as faces retificação para tirar imperfeições das superfícies e terem um melhor contato. As chapas apresentavam dimensões de aproximadamente 200 x 200 mm, foram montadas numa mesa de soldagem.

Após a união das chapas pelo processo de soldagem a Laser, estas foram submetidas a um novo ciclo de tratamento térmico, com finalidade de buscar a equalização das propriedades mecânicas das chapas.

4.6 SOLDAGEM A PLASMA

Nas primeiras tentativas de soldagem as uniões apresentaram uma grande falha (mordedura) principalmente na chapa de aço Maraging. Através de testes com as variações dos parâmetros e inclinação da tocha, foi possível diminuir as dimensões destas falhas.

4.7 IDENTIFICAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Após realizar as soldas, foram confeccionados os corpos de prova e identificados segundo a Tabela 13.

Tabela 13 – Identificação das juntas soldadas a Laser e a Plasma

Identificação	Condição
LST	Solda Laser sem tratamento térmico após a soldagem
LTT	Solda Laser com tratamento térmico após a soldagem
PST	Solda Plasma sem tratamento térmico após a soldagem
PTT	Solda Plasma com tratamento térmico após a soldagem

Fonte: Produção próprio autor

4.8 ANÁLISE METALOGRÁFICA NAS JUNTAS SOLDADAS A LASER

A avaliação metalográfica da junta soldada tem como principal objetivo estabelecer uma relação direta entre a microestrutura encontrada na união com as propriedades mecânicas apresentadas no ensaio.

As análises por microscopia óptica foram realizadas em duas circunstâncias distintas: na condição em que as peças foram soldadas e não submetidas ao ciclo térmico após a solda (LST) e na condição em que as peças sofreram um ciclo térmico logo após a soldagem (LTT).

4.8.1 Juntas Soldadas a Laser sem tratamento térmico após a soldagem (LST).

Nas imagens a seguir são mostrados os efeitos ocasionados na união dos materiais antes da realização dos tratamentos térmicos após a soldagem, nas seguintes regiões: onde ocorre a

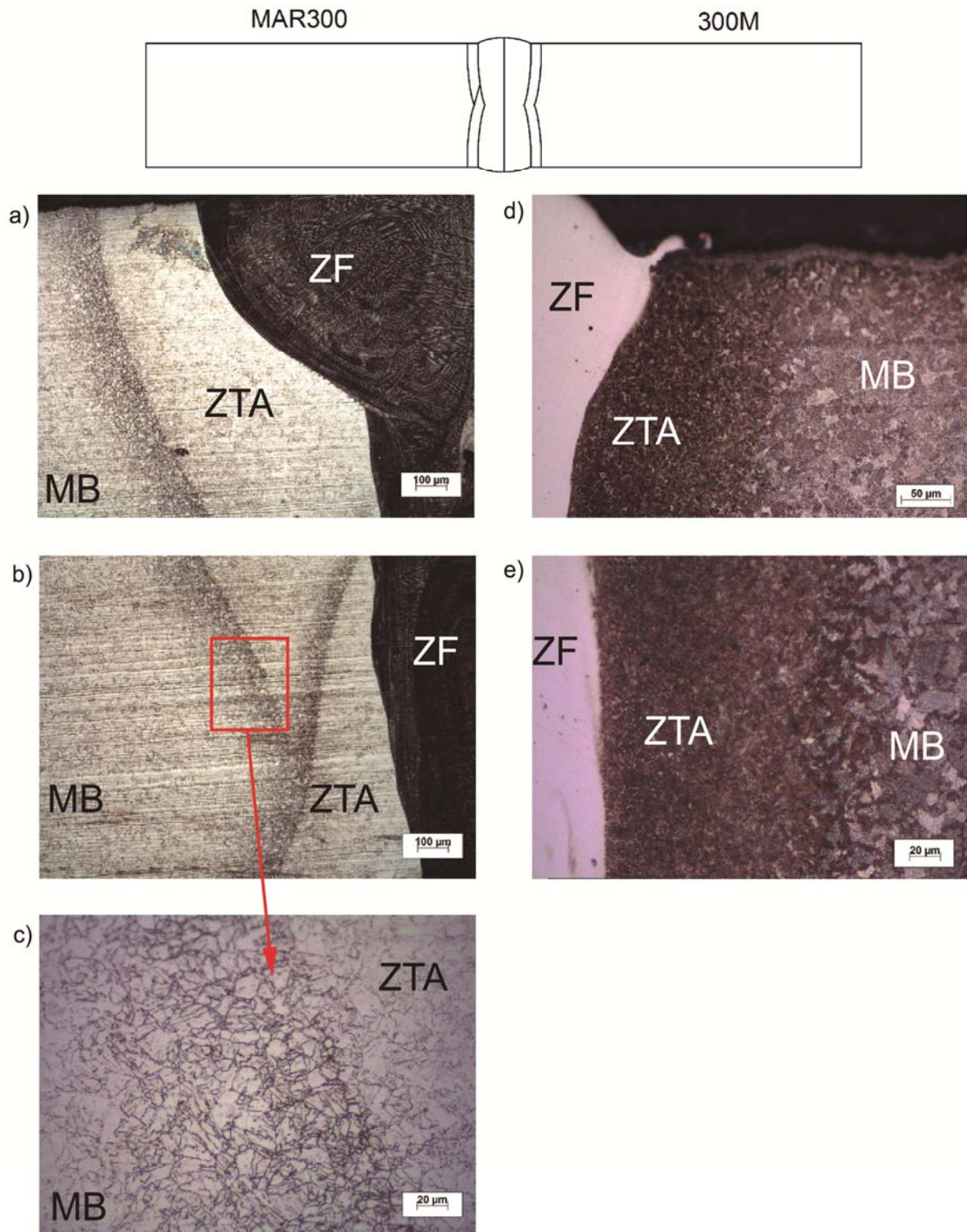
fusão do material pelo processo a Laser, ZF; onde sofre o efeito do calor do material fundido, porém, não sofre fusão, ZTA e MB.

O aço Maraging, ao se resfriar, formará uma martensita de baixa dureza e o aço 300M formará martensita e/ou bainita, elevando a dureza na região. No caso do aço 300M, devido ao teor de carbono, haverá a formação de martensita tanto na ZF como na ZTA.

4.8.1.1 Situação 1 – LST1 (Maraging e 300M não tratados termicamente)

Na imagem da Figura 28, podemos observar que a zona fundida da chapa de aço Maraging apresenta uma tonalidade mais escura, Figura 28 (a), em relação à mesma região da chapa de aço 300M (Figura 28 (d)). Na região de fusão das chapas, ZF, mostra uma estrutura dendrítica bem distinta.

Figura 28 – Micrografia de junta soldada na situação LST 1, onde é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF; (b) ZTA aço Maraging; (c) Região de transição MB e ZTA no aço Maraging; (d) ZTA aço 300M e (e) Região de transição MB e ZTA no aço 300M.



Fonte: Produção próprio autor.

Na Figura 28 (b) a região da ZTA do aço Maraging, indica provável presença de precipitações de compostos intermetálicos nos contornos do grão, mostrada na Figura 28 (c), isto ocorre devido ao calor conduzido da zona fundida, formando isothermas com temperaturas decrescentes, causando assim um ligeiro envelhecimento nesta região. Na região mais clara na ZTA é possível obter uma maior concentração de austenita retida.

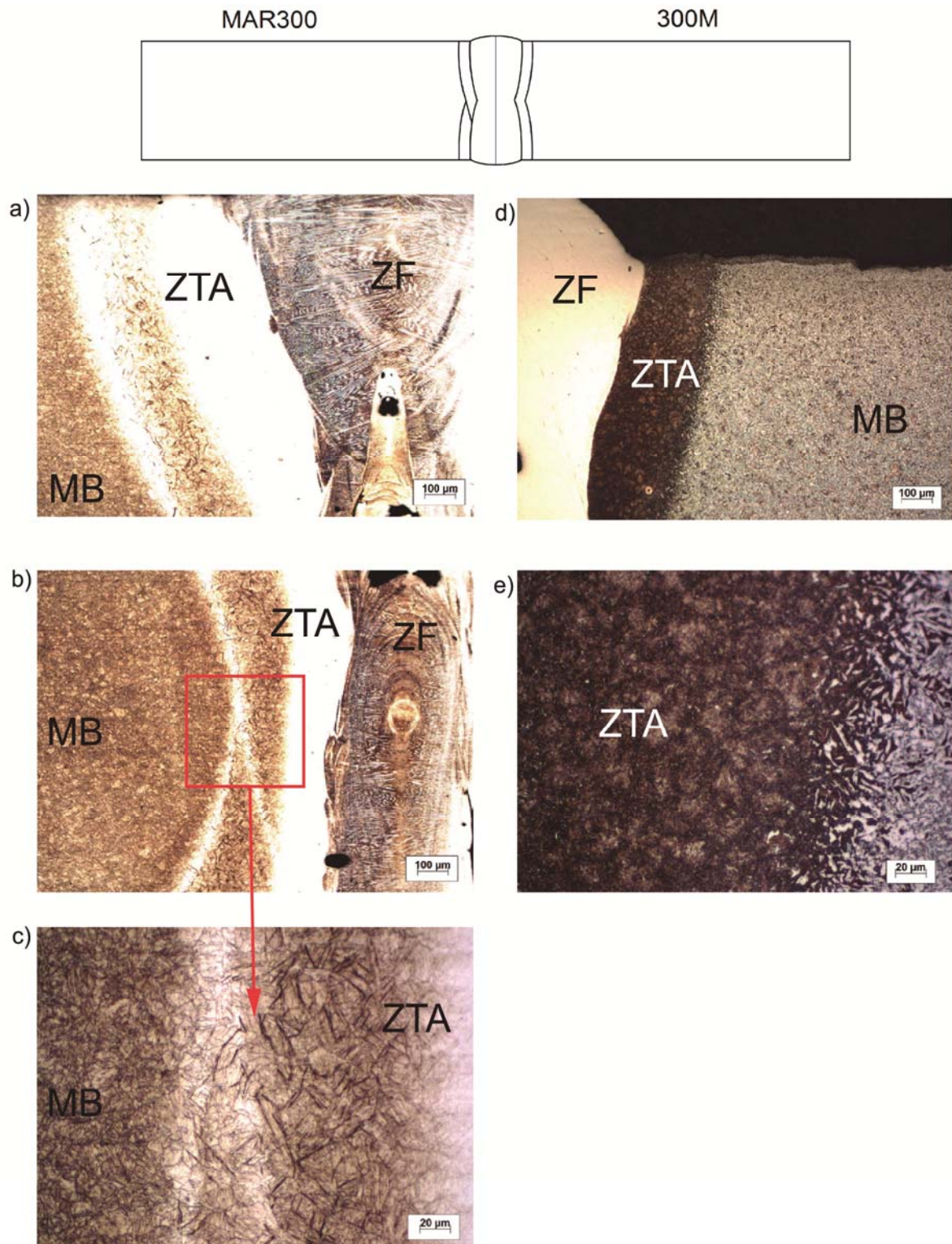
Na região da ZTA do aço 300M observa-se uma formação de martensita logo na região adjacente a solda e formação perlítica na região de metal base (MB), Figura 28 (e).

4.8.1.2 Situação 2 – LST2 (Maraging envelhecido e 300M não tratados termicamente)

Na Figura 29, podemos observar diversas regiões no cordão de solda. Na chapa de aço Maraging é possível visualizar com maior clareza a região dendrítica da Zona Fundida, Figura 29 (a). A região adjacente à ZF apresenta uma extensão mais clara com uma concentração maior de austenita. Na Figura 29 (c) evidencia-se a formação de compostos intermetálicos na região de transição da ZTA para o MB.

Na chapa de 300M apresenta características parecidas com a chapa da situação 1 (LST 1). As Figuras 29 (d) e 29 (e) mostram a formação martensítica na região adjacente a solda e formação perlítica no metal base (MB).

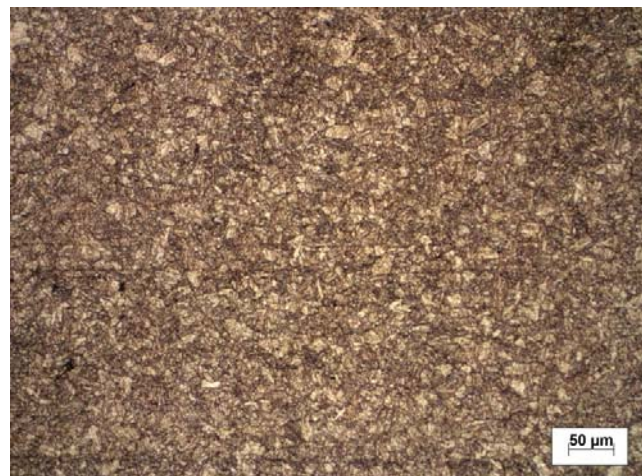
Figura 29 – Micrografia de junta soldada na situação LST 2, onde é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF, ZTA e MB aço Maraging; (b) ZTA aço Maraging; (c) Região de transição MB e ZTA no Maraging; (d) ZTA 300M e (e) Região de transição MB e ZTA no 300M.



Fonte: Produção próprio autor.

Na Figura 30 é mostrada a microestrutura envelhecida do metal base (MB) da chapa de aço Maraging, isto devido ao tratamento térmico realizado antes da operação de soldagem. Embora não seja possível visualizar a precipitação com clareza na imagem, devido ao tamanho submicroscópico das partículas, este fenômeno produz um elevado aumento na dureza, pois dificulta a movimentação das discordâncias e exige tensões mais elevadas para provocar deformações plásticas.

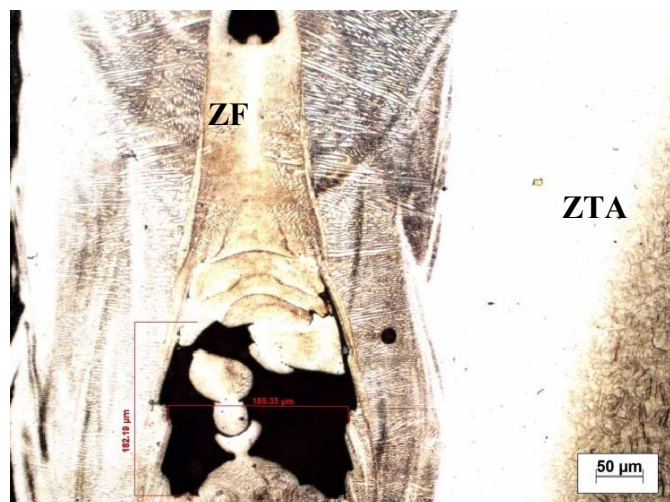
Figura 30 – Micrografia MB do aço Maraging envelhecido, situação LST 2.



Fonte: Produção próprio autor

Outra característica, apresentada nesta situação e mostrada na Figura 31, é a presença de descontinuidades (poros) na região fundida (solda).

Figura 31 - Micrografia ZF, situação LST 2.



Fonte: Produção próprio autor

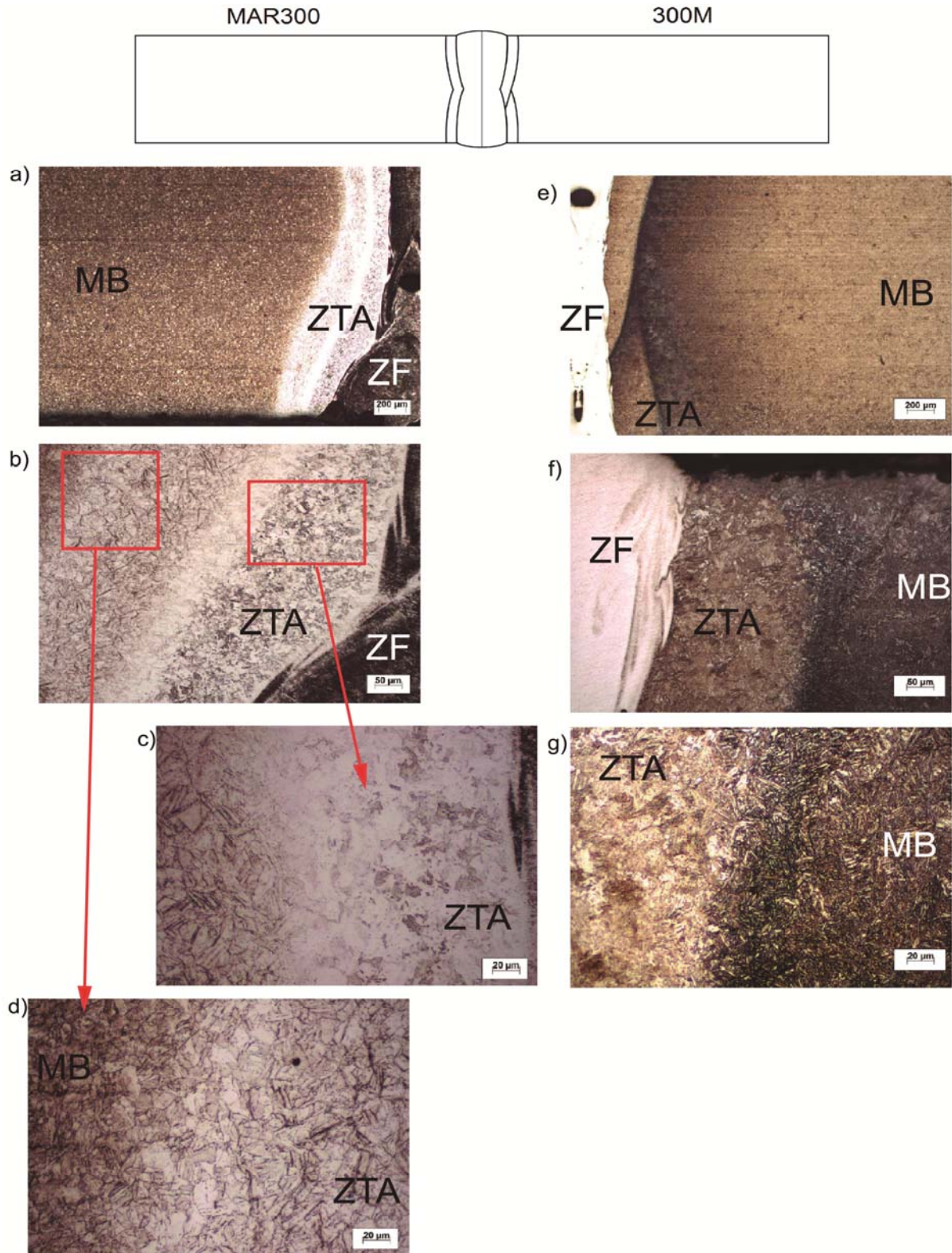
4.8.1.3 Situação 3 – LST 3 (Maraging envelhecido e 300M temperado e revenido)

A microestrutura da junta soldada da situação 3 é mostrada na Figura 32, onde é possível ver a formação dendrítica característica da Zona Fundida, observando com maior clareza no lado da chapa de aço Maraging, Figura 32 (a). Na chapa de aço Maraging também é possível observar uma porção esbranquiçada localizada na região da ZTA, onde apresenta um acúmulo de austenita revertida junto com formação de martensita, Figura 32 (b).

Na Figura 32 (c) e (d), indica a provável formação de precipitação de compostos intermetálicos no contorno dos grãos do material.

Na chapa de aço 300M percebe-se que na região da ZTA apresenta a formação de bainita e martensita, Figura 32 (e), (f) e (g).

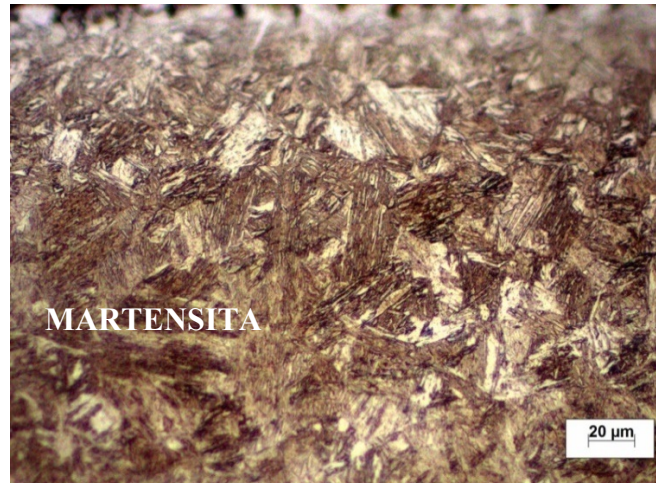
Figura 32 – Micrografia de junta soldada na situação LST 3, onde é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF; (b) ZTA aço Maraging; (c) ZTA aço Maraging; (d) Região de transição MB e ZTA no Maraging, (e) ZTA do 300M, (f) ZF e ZTA aço 300M e (g) Região de transição MB e ZTA no 300M



Fonte: Produção próprio autor

Na Figura 33 pode-se observar a microestrutura martensítica do metal base (MB) da chapa de 300M, isto se deve ao tratamento térmico realizado na chapa antes da soldagem a Laser.

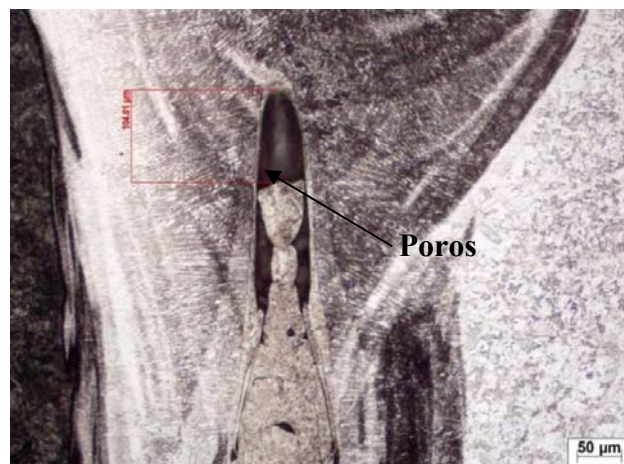
Figura 33 – Microestrutura MB aço Maraging.



Fonte: Produção próprio autor

Como a situação anterior, a zona fundida da peça na situação LST 3, também possui a formação de poros no seu cordão de solda mostrada na Figura 34.

Figura 34 - Micrografia Região Fundida, situação LST 3.



Fonte: Produção próprio autor

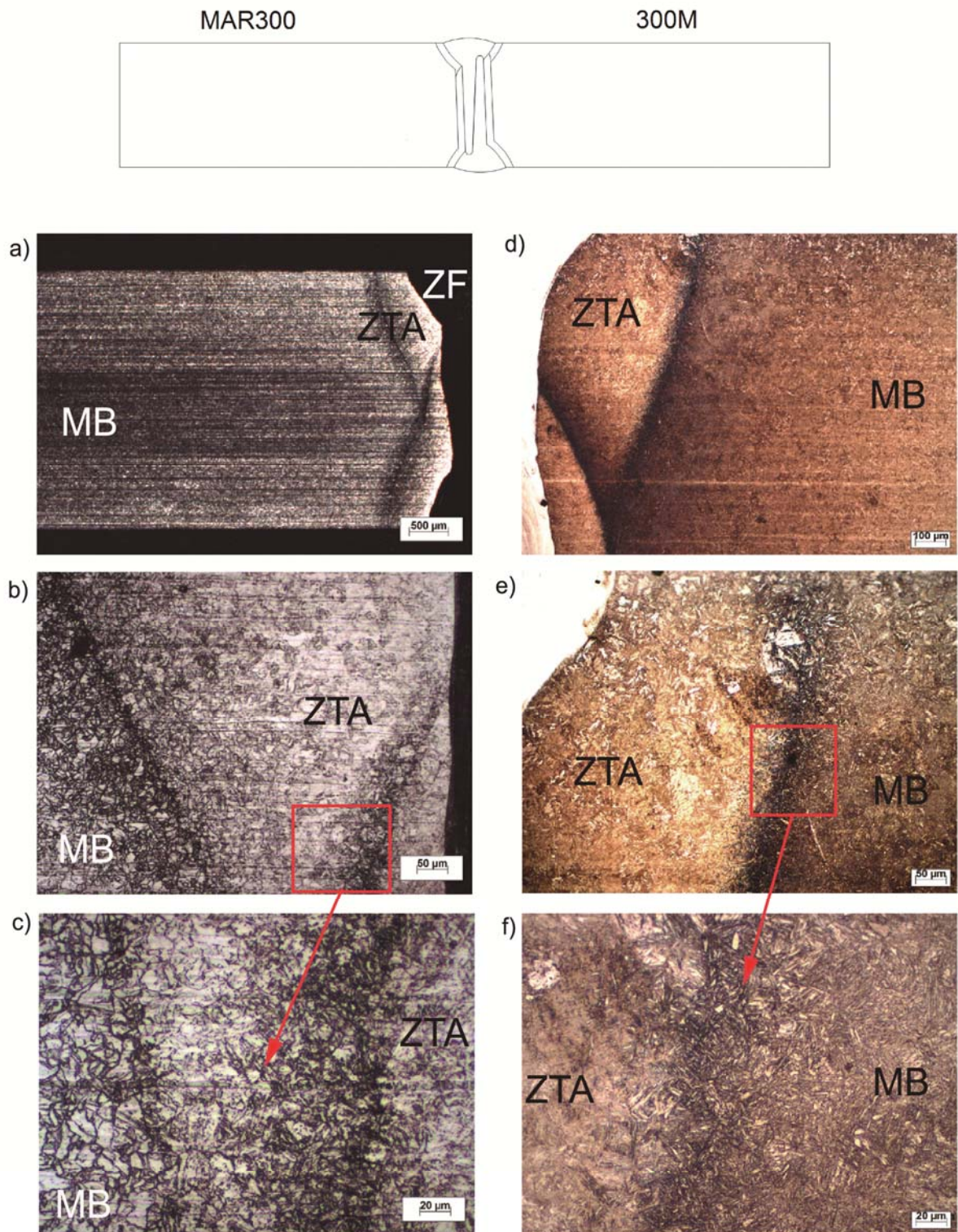
4.8.1.4 Situação 4 – LST 4 (Maraging como recebido e 300M temperado e revenido)

A Figura 35 mostra as microestruturas existentes na junta soldada da situação 4.

Na chapa de aço Maraging nota-se a provável formação de compostos intermetálicos como foi observado nas situações anteriores, na região de transição da ZTA com a MB, Figura 35 (a), (b) e (c).

As características apresentadas nas proximidades da solda, nas chapas 300M assemelham-se aos itens anteriores, com a presença de formação da microestrutura martensítica e banítica no metal base (MB) e na zona termicamente afetada (ZTA), Figura 35 (d), (e) e (f).

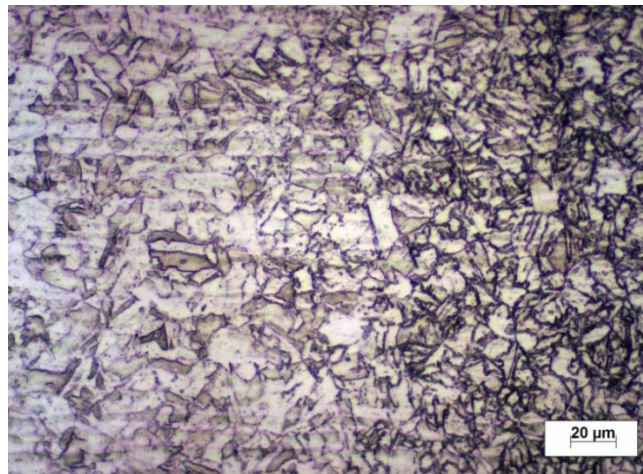
Figura 35 – Micrografia de junta soldada na situação LST 4, onde é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF, ZTA e MB aço Maraging; (b) ZTA aço Maraging; (c) Região de transição MB e ZTA no Maraging; (d) ZTA aço 300M (e) Região de transição MB e ZTA no 300M e (f) Região de transição MB e ZTA no 300M.



Fonte: Produção próprio autor

Como a chapa do aço Maraging não sofreu tratamento térmico antes da soldagem, é possível visualizar a presença da microestrutura martensítica no metal base (MB), Figura 36. A martensita do aço Maraging diferencia-se da martensita dos aços ao carbono por não se apresentar em forma de placas ou ripas e ter uma dureza inferior à dureza da martensita dos aços ao carbono.

Figura 36 - Micrografia material base (MB) do aço Maraging – situação LST 4.



Fonte: Produção próprio autor

4.8.2 Juntas Soldadas a Laser com tratamento térmico após a soldagem (LTT).

As imagens apresentadas a seguir apontam os efeitos no material submetido a tratamentos térmicos após o processo de soldagem a Laser, onde as regiões apresentadas são similares as que foram avaliadas no tópico anterior.

Este segundo ciclo térmico teve como principal finalidade procurar estabelecer a equalização das propriedades mecânicas das juntas.

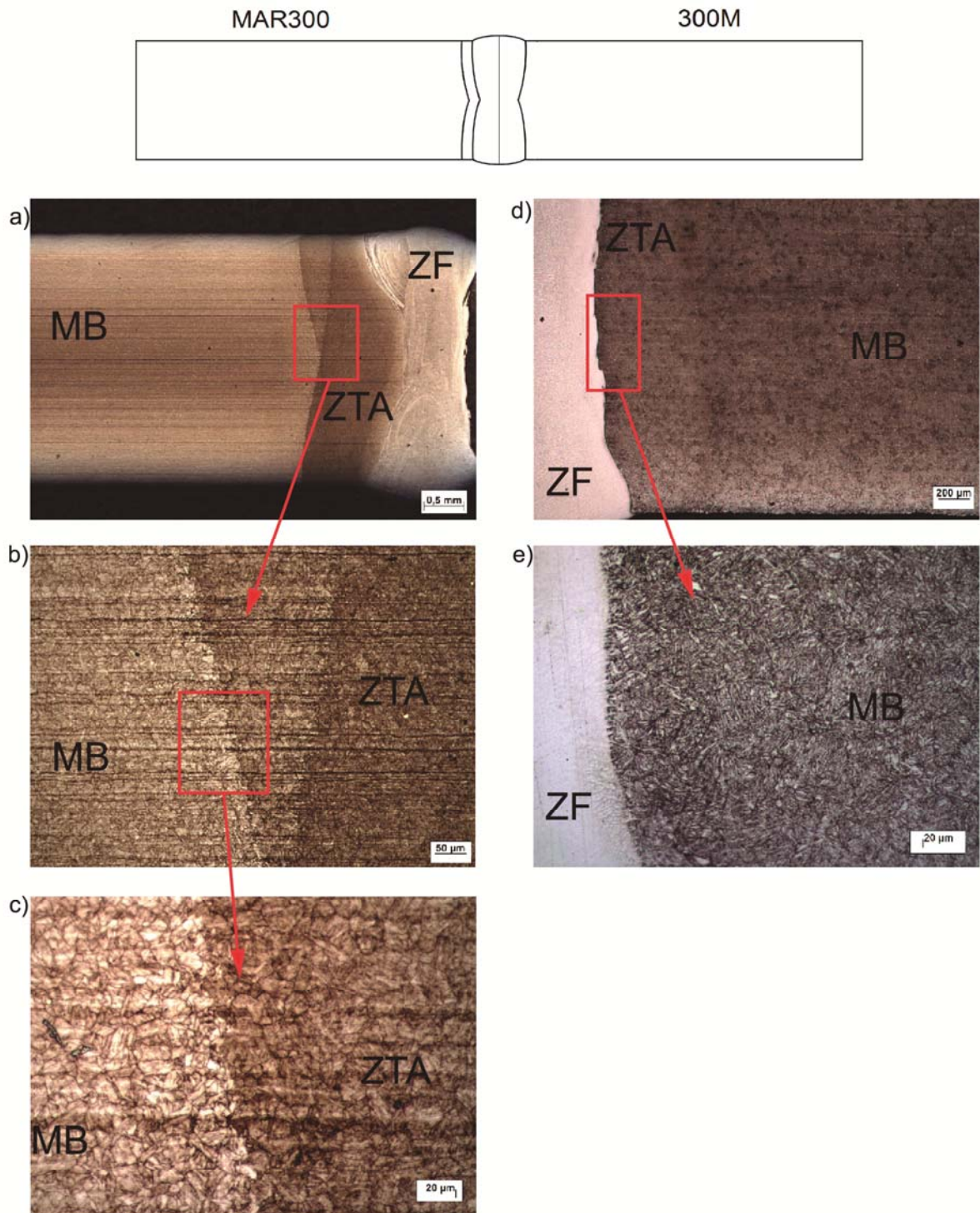
As micrografias apresentadas têm como principal função a avaliação das regiões como a Zona Fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e metal base (MB) das juntas soldadas, após o emprego do segundo ciclo.

4.8.2.1 Situação 1 – LTT 1 (aços Maraging e 300M soldados conforme recebidos e, posteriormente, temperados [980 °C/1h] e revenidos/envelhecidos [480 °C/3h])

Na imagem da Figura 37, é mostrada a tentativa de tornar homogênea as microestruturas, tanto no lado da chapa de aço Maraging, Figura 37 (a), quanto no lado da

chapa de aço 300M, Figura 37 (d). Nota-se que, na região onde fica a zona termicamente afetada do aço Maraging, o tratamento térmico aplicado após a soldagem não foi capaz de homogeneizar a microestrutura apontada na chapa. Embora o aço Maraging apresente uma estrutura envelhecida, mas continua sendo visível uma delimitação da ZTA no aço Maraging, Figura 37 (a) e (b). No aço 300M observa-se uma homogeneidade na estrutura martensítica tanto na região da ZTA quanto no MB, Figura 37 (e).

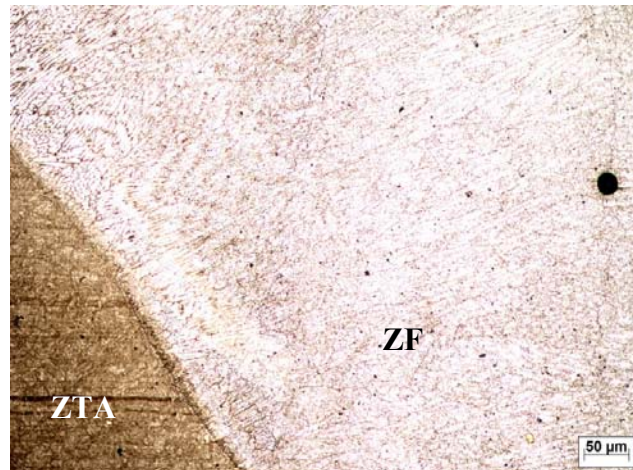
Figura 37 - Micrografia de junta soldada na situação LTT 1, onde é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF, ZTA e MB aço Maraging; (b) ZTA aço Maraging; (c) Região de transição MB e ZTA no Maraging; (d) ZF e MB aço 300M e (e) Região de transição metal base MB e ZF no 300M.



Fonte: Produção próprio autor.

A Figura 38 mostra a região fundida que possui a característica já conhecida de formação dendrítica. Nesta região, também é possível notar algumas descontinuidades no cordão da solda, ocorrência já vista em algumas situações anteriores antes do tratamento térmico.

Figura 38 – Região fundida do aço Maraging, LTT 1.



Fonte: Produção próprio autor.

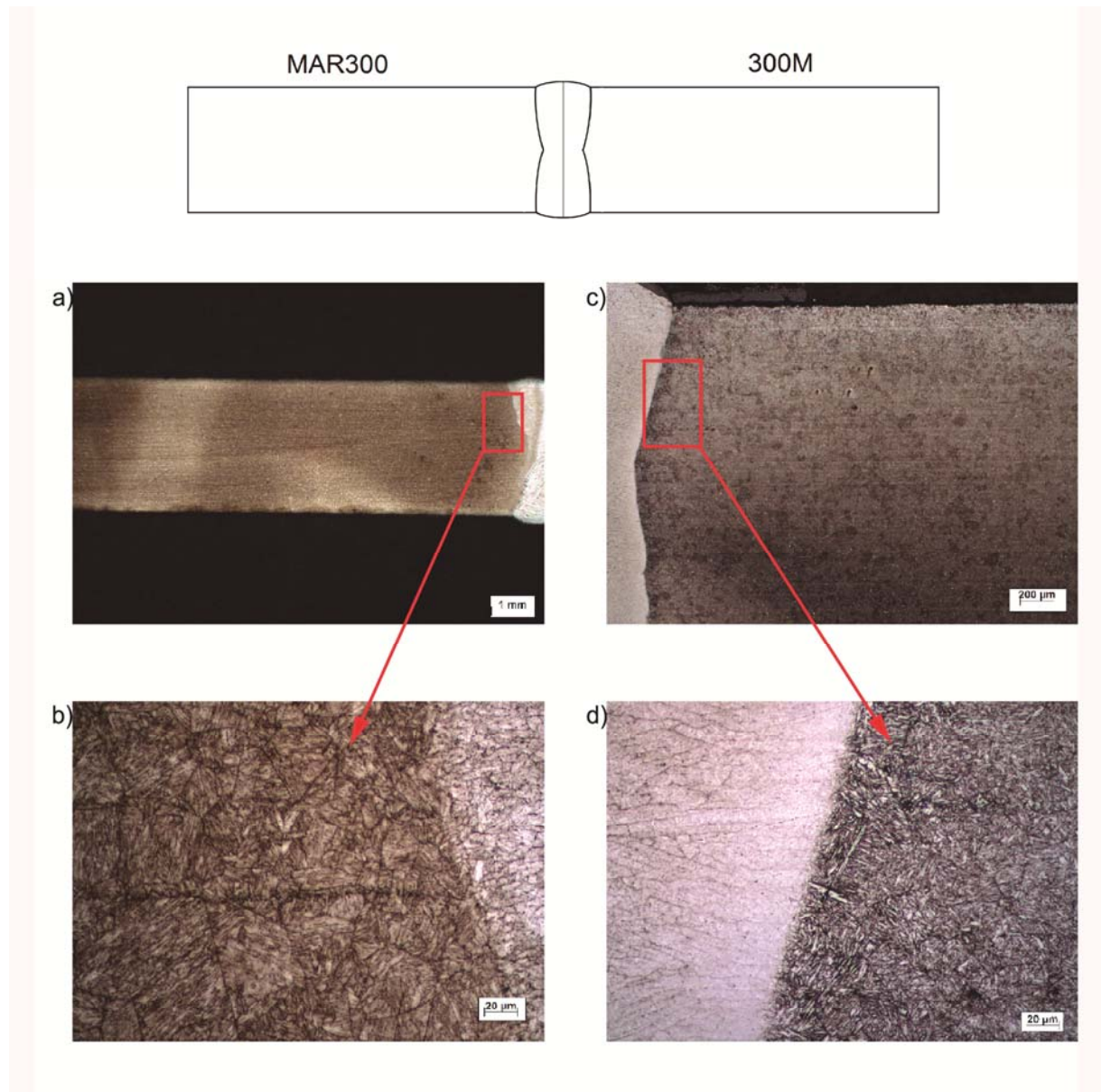
4.8.2.2 Situação 2 – LTT 2(aço Maraging envelhecido e 300M como recebido, soldados e, posteriormente, temperados [980 °C/1h] e revenidos/envelhecidos [480 °C/3h])

Na Figura 39 é mostrado a microestrutura do cordão de solda LTT 2, após os tratamentos de têmpera e revenimento. Observa-se uma homogeneização das microestruturas do aço Maraging, Figura 39 (a), e do aço 300M, Figura 39 (c).

A chapa de aço Maraging exibe uma microestrutura de martensita envelhecida em toda a extensão da chapa, junto com diminuição no tamanho de grão e provável maior concentração de precipitados na região de ligação, interface entre a ZTA e a ZF, Figura 39 (b), este fato mostra que houve transformação de fase, durante a solda e o tratamento térmico posterior.

Na chapa do aço 300M a morfologia é homogênea e bastante similar a apresentada na situação anterior, microestrutura martensítica, vista na Figura 39 (d). A zona de fusão também é semelhante à observada na situação anterior, houve a formação de martensita com grãos finos, conforme se verá mais adiante.

Figura 39 - Micrografia de junta soldada, na situação LTT 2, onde é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) Zona fundida (ZF); (b) Zona Termicamente Afetada (ZTA) Maraging; (c) Zona fundida (ZF) e Zona Termicamente Afetada 300M (ZTA); (d) Região adjacente a Zona Fundida (ZF) do 300M.



Fonte: Produção próprio autor

4.8.2.3 Situação 3 – LTT 3 (aço Maraging envelhecido e 300M temperado e revenido, soldados e, posteriormente, revenidos/envelhecidos [480 °C/3h])

A micrografia da situação 3, com o tratamento térmico de revenimento/envelhecimento pós solda, é mostrada na Figura 40. Nela é possível visualizar que o tratamento térmico

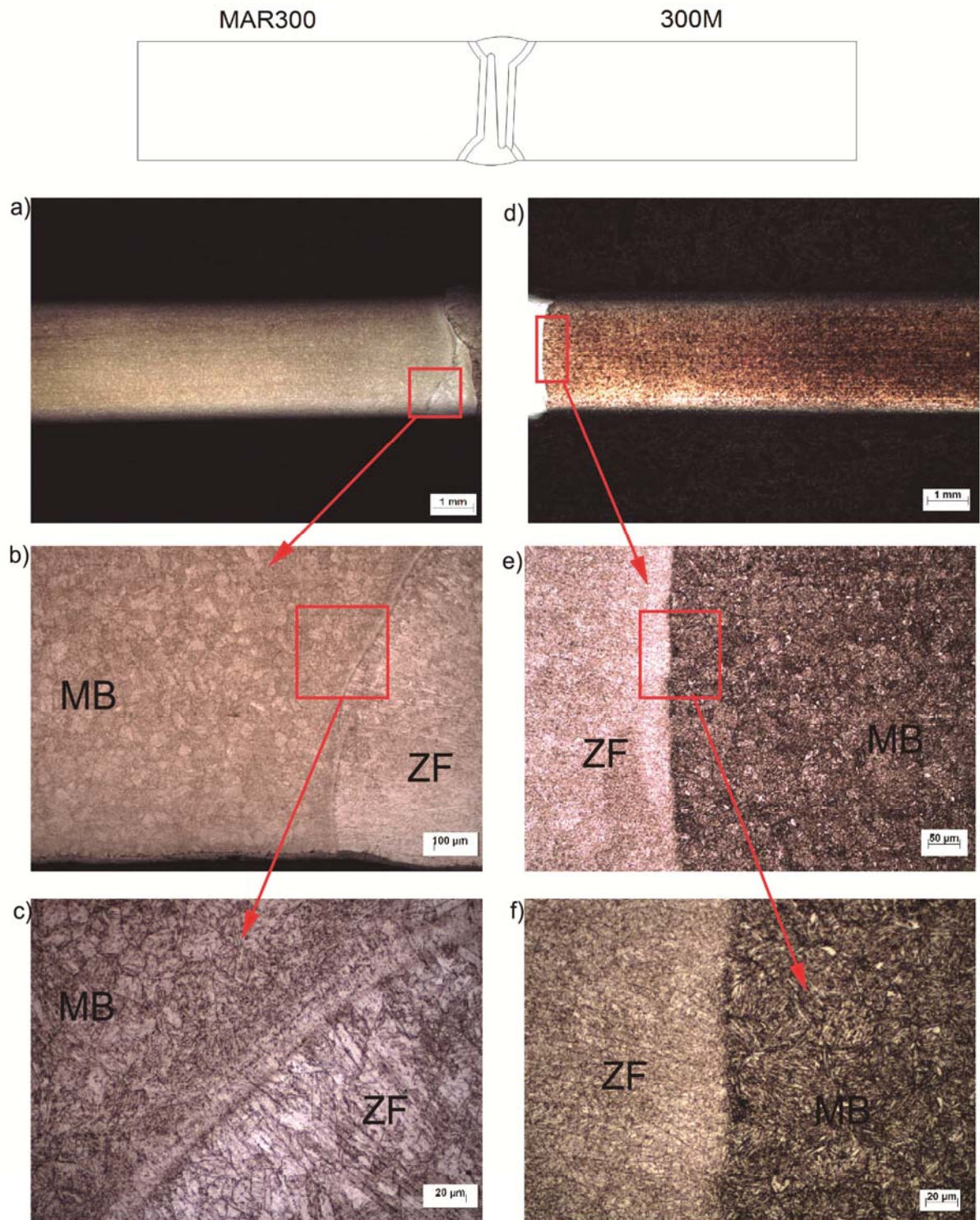
aplicado após a soldagem provocou uma padronização na morfologia das chapas, evidenciado nas Figuras 40 (a) e (d), onde não se vê uma diferenciação entre a ZTA e o MB.

Na Figura 40 (b) e (c) é mostrado que no aço Maraging, região adjacente da solda, assim com no metal base, ocorre a formação de uma microestrutura de martensita envelhecida.

Como a junta soldada passou por um ciclo térmico na temperatura de 480°C por 3h, na microestrutura do aço 300M é mostrada uma padronização da morfologia da martensita da ZTA e MB, Figura 40 (e) e (f). A estrutura da ZF foi fundida e ressolidificada, formando a estrutura dendrítica típica deste aço.

No processo de soldagem desta chapa ocorreu um desalinhamento do feixe de Laser, podendo ser visualizado no desenho esquemático e na micrografia da Figura 40 (a).

Figura 40 - Micrografia de junta soldada, na situação LTT3, onde é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF e ZTA aço Maraging; (b) Região adjacente ZF e MB aço Maraging; (c) Região adjacente ZF do Maraging; (d) ZF e ZTA aço 300M; (e) ZF e Região adjacente à ZF do aço 300M e (f) Região adjacente à ZF do aço 300M.

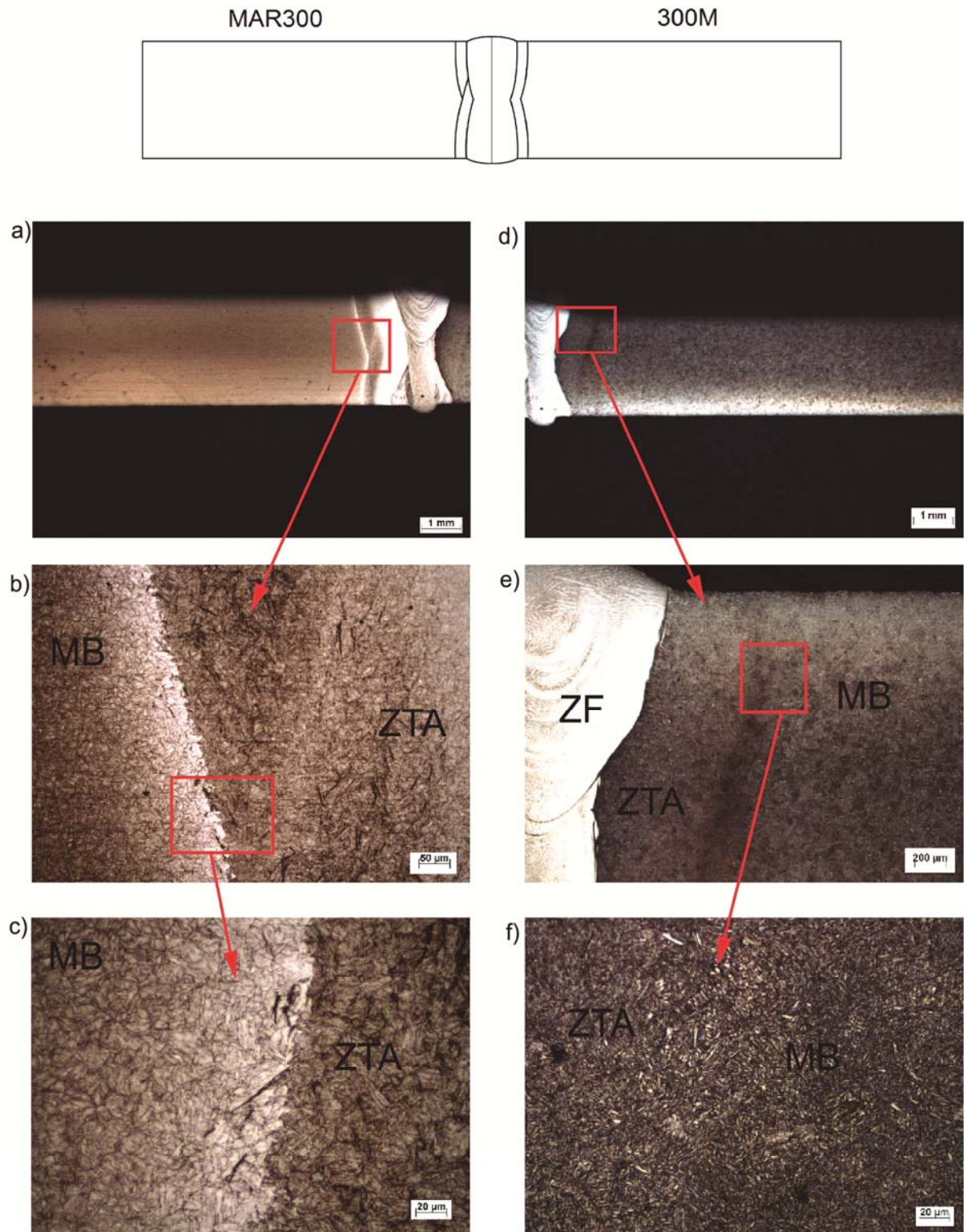


4.8.2.4 Situação 4 - LTT 4 (aços Maraging como recebido e 300M apenas temperado, soldados e, posteriormente, revenidos/envelhecidos [480 °C/3h]).

Na Figura 41 (a) nota-se o aço Maraging, uma região mais clara adjacente a ZF, uma faixa com maior concentração de austenita revertida e martensita não envelhecida. Observa-se também que ocorreu um provável aumento de precipitados na região de transição da ZTA com o MB, visto na Figura 41 (b) e (c). Nesta situação, deu-se a formação de martensita envelhecida ao longo da chapa do aço Maraging, efeito do gradiente térmico da solda e do tratamento a 480°C por 3 h.

No aço 300M a ZTA sofre uma recuperação devido ao tratamento submetido após a soldagem (480°C/3h), Figura 41 (d), a martensita torna-se revenida. Porém, na ZTA aparece uma delimitação entre a ZTA e o MB, Figura 41 (e) e (f). Este efeito parece ter ocorrido devido aos dois ciclos de calor a qual foram submetidos na região, o gradiente térmico devido a solda a Laser e posterior revenimento/envelhecimento a 480 °C, embora o calor nesta região não seja suficiente para ocorrer transformação de fases (inferior a 730 °C), é suficiente para que ocorra precipitação de carbonetos.

Figura 41 - Micrografia de junta soldada, na situação LTT4, onde é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF, ZTA e MB Maraging; (b) ZTA Maraging; (c) Região de transição ZTA e MB do Maraging; (d) ZF, ZTA e MB aço 300M; (e) Região de transição ZTA e MB do Maraging; (f) Região de transição ZTA e MB do 300M.



Fonte: Produção próprio autor

4.9 ANÁLISE METALOGRÁFICA NAS JUNTAS SOLDADAS A PLASMA

A junta soldada pelo método Plasma foi avaliada da mesma forma que o item anterior. Apresentando como principal objetivo estabelecer uma relação direta entre as microestruturas encontradas na união com as propriedades mecânicas apresentadas no ensaio.

As análises por microscopia óptica foram realizadas: na condição em que as amostras foram soldadas e não submetidas ao ciclo térmico após a solda (PST) e na condição em que as amostras sofreram um ciclo térmico logo após a soldagem (PTT).

4.9.1 Juntas Soldadas a Plasma sem tratamento térmico após a soldagem (PST).

Como apontado no tópico anterior, as imagens a seguir mostram os efeitos encontrados na junta soldada pelo processo de soldagem a Plasma, sem a realização do tratamento térmico após a soldagem. As regiões apresentadas são similares as encontradas no processo de solda a Laser: zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e material de base (MB).

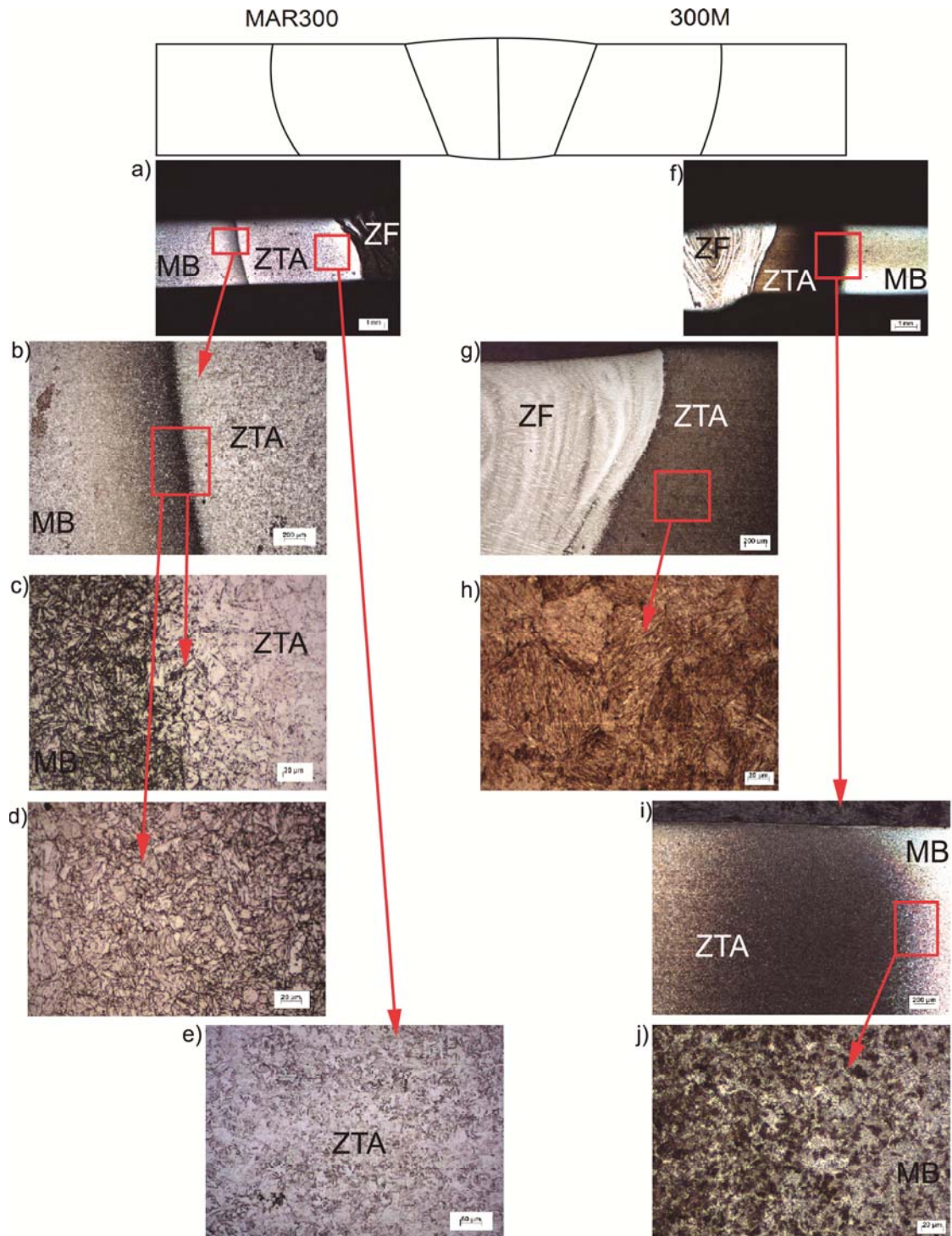
No processo de soldagem a Plasma é possível visualizar um aumento elevado das dimensões da ZF e ZTA, comparadas ao processo de soldagem a Laser. Este aumento chega a ser superior a dez vezes mais em sua extensão. Porém, a formação das microestruturas, tanto no aço Maraging quanto no aço 300M, são bem parecidas.

4.9.1.1 Situação 1 - PST1 (Maraging e 300M não tratados termicamente)

Diferente das outras regiões do aço, na imagem da Figura 42 (a) e (f), nota-se uma estrutura dendrítica bem distinta na ZF, tanto do lado da chapa de aço Maraging, quanto do lado da chapa de 300M. A diferença na coloração está relacionada ao ataque químico, pois devido às diferenças na composição química dos aços, foi necessário realizar ataques químicos com tempos e concentrações diferentes em cada região.

Nas Figuras 42 (b) e (c) na região da ZTA do aço Maraging observa-se que há indícios de precipitação de compostos intermetálicos nos contornos de grão devido ao calor conduzido da região ZF, ocasionando uma região levemente envelhecida. Na região mais clara na ZTA e possível observar uma maior concentração de austenita revertida e martensita não envelhecida, Figura 42 (d) e (e).

Figura 42 - Micrografia de junta soldada na situação PST 1, onde é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF, ZTA e MB do aço Maraging; (b) Região de transição MB e ZTA no aço Maraging; (c) Região de transição da ZTA e MB no aço Maraging; (d) MB no aço Maraging; (e) ZTA no aço Maraging; (f) ZF, ZTA e MB do aço 300M; (g) ZF e ZTA do aço 300M; (h) ZTA e MB no aço 300M; (i) ZTA do aço 300M e (j) Região de transição da ZTA e MB no aço 300M.

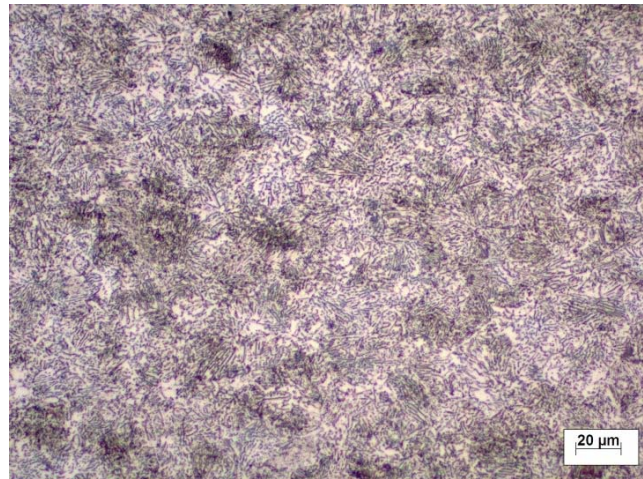


Fonte: Produção próprio autor.

Na região adjacente a ZF do aço 300M nota-se uma formação de martensita que atinge toda a extensão da ZTA, Figura 42 (h). Observa-se também que, devido à temperatura elevada na ZTA próxima a ZF, indica um possível aumento no tamanho de grão.

A micrografia do MB apresenta uma microestrutura perlítica, conforme pode ser observada Figura 43.

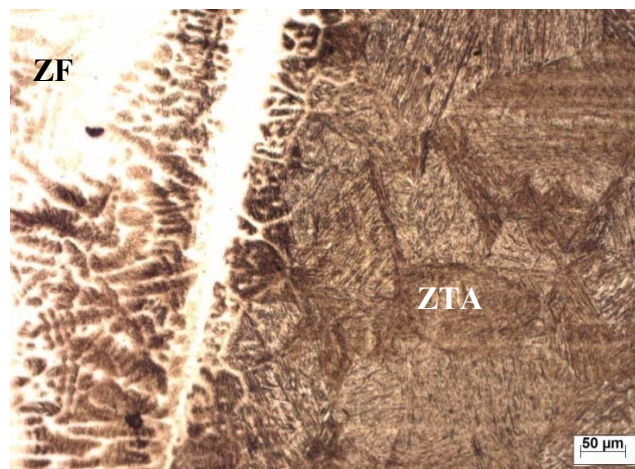
Figura 43- Micrografia metal base (MB) do aço 300M, situação PST 1.



Fonte: Produção próprio autor.

Na região fundida, visto na Figura 44, nota-se a formação de uma estrutura dendrítica e um possível aumento do tamanho do grão na região ZTA, adjacente a solda, devido ao aquecimento elevado naquela região.

Figura 44 - Micrografia ZF e ZTA do aço 300M, situação PST 1



Fonte: Produção próprio autor.

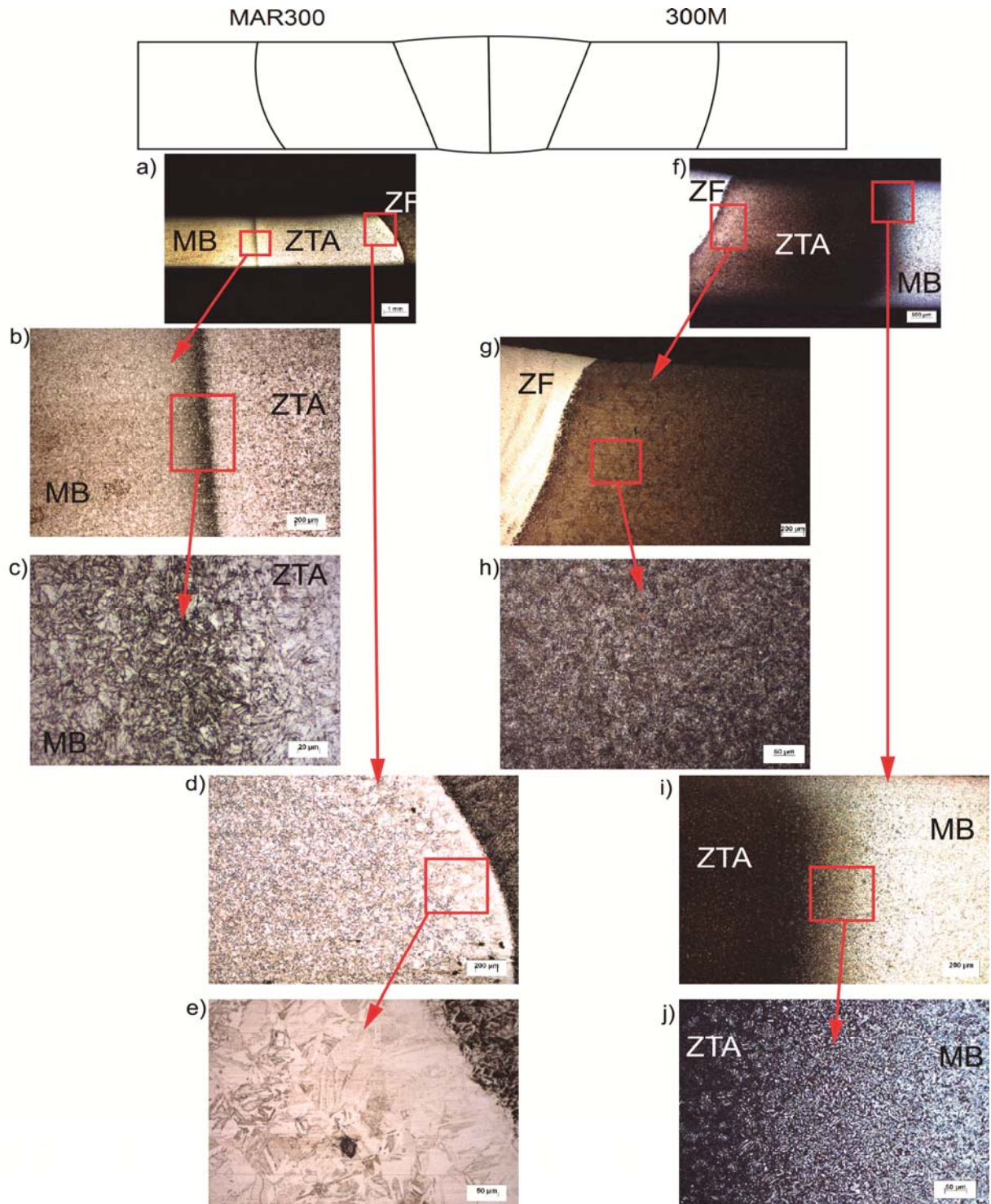
4.9.1.2 Situação 2 – PST 2 (Maraging envelhecido e 300M não tratado termicamente)

As características encontradas na situação PST 2 são bem similares a situação anterior. O fato de aço Maraging estar envelhecido não altera a morfologia da microestrutura, pois os precipitados formados no envelhecimento são submicrométricos, portanto, não detectados por microscopia óptica. Sendo possível identificar devido ao escurecimento da região após o ataque químico.

Na Figura 45 são mostradas as diversas regiões formadas pela solda. Do lado do aço Maraging, a microestrutura é dendrítica na região da ZF, Figura 45 (a), (d) e (e). Há uma provável formação de compostos nos contornos de grão na região de transição da ZTA com o MB, Figuras 45 (b) e (c). Na região adjacente à solda há uma extensão mais clara com uma concentração maior de martensita não envelhecida, Figura 45 (d) e (e).

A chapa do aço 300M também apresenta características parecidas com a chapa da situação 1 (PST 1). Na Figura 45 (f) é revelada a formação martensítica na região adjacente à solda, Figura 45 (g) e (h), e perlita no metal base (MB), não afetado pelo calor da solda, Figura 45 (i) e (j).

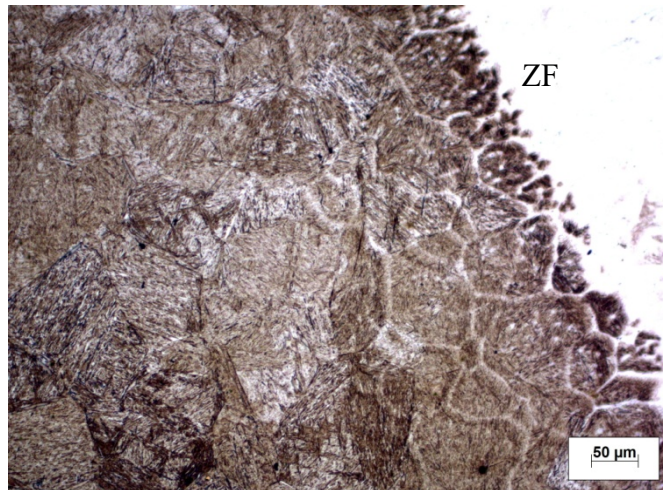
Figura 45 – Micrografia da junta soldada na situação PST 2, é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF, ZTA e MB do aço Maraging; (b) Região de transição ZTA e MB no aço Maraging; (c) Região de transição ZTA e MB no aço Maraging; (d) ZTA e ZF do aço Maraging; (e) ZTA do aço Maraging; (f) ZF, ZTA e MB do aço 300M; (g) ZTA e ZF do aço 300M; (h) ZTA do aço 300M; (i) Região de transição ZTA MB no aço 300M e (j) MB no aço 300M.



Fonte: Produção próprio autor.

Na Figura 46 é mostrada a micro estrutura martensítica do aço 300M na região adjacente a ZF. Nota-se um possível aumento no tamanho do grão nesta região de ligação do metal fundido com o metal da chapa. Isto ocorre devido à alta temperatura atingida pela proximidade com a ZF.

Figura 46 – Micrografia ZF e ZTA do aço 300M, situação PST 2.



Fonte: Produção próprio autor

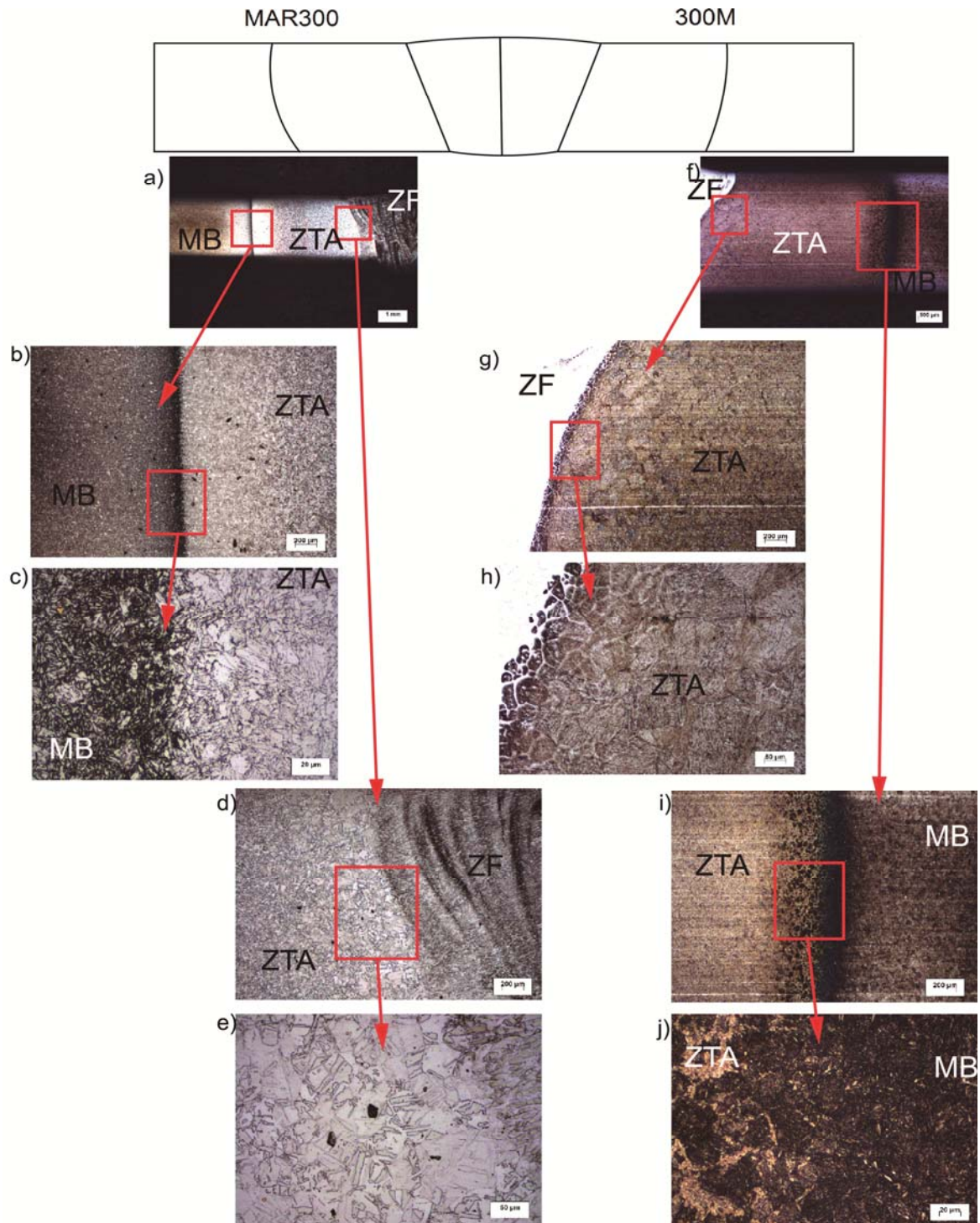
4.9.1.3 Situação 3 – PST 3 (Maraging envelhecido e 300M temperado e revenido)

Na junta soldada da situação PST 3, observa-se na Figura 47, a formação dendrítica característica da Zona Fundida, observando com maior clareza no lado da chapa de aço Maraging, Figura 47 (a) e (d), onde é possível visualizar também um segmento de acúmulo de martensita dúctil localizada na região da ZTA, Figura 47 (d) e (e).

Na Figura 47 (b) e (c), observa-se a provável formação de precipitação de compostos intermetálicos no contorno dos grãos do material, isto ocorre devido ao gradiente de temperatura atingido no local.

No aço 300M, na ZTA, é mostrada a formação martensítica, observada na Figura 47 (f) (g) e (h). Na transição entre a ZTA e MB aparece uma delimitação grosseira de carbonetos, Figura 47 (i) e (j). Este efeito parece ter ocorrido devido ao calor resultante do processo de soldagem a Plasma, e o material já havia sofrido um ciclo térmico anteriormente, devido à têmpera e revenido.

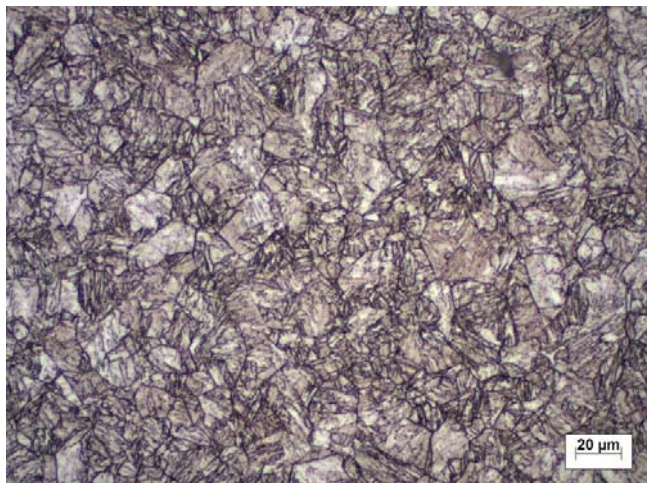
Figura 47 – Micrografia da junta soldada na situação PST 3, onde é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF, ZTA e MB do aço Maraging; (b) Região de transição ZTA e MB e no aço Maraging; (c) Região de transição ZTA e MB no aço Maraging; (d) ZTA e ZF do aço Maraging; (e) ZTA do aço Maraging; (f) ZF, ZTA e MB do aço 300M; (g) ZTA e ZF do aço 300M; (h) ZTA do aço 300M; (i) Região de transição ZTA e MB no aço 300M e (j) MB no aço 300M.



Fonte: Produção próprio autor

Na Figura 48, nota-se a microestrutura martensítica do metal base (MB) da chapa de Maraging envelhecido, isto se deve ao tratamento térmico realizado na chapa antes da soldagem a Plasma.

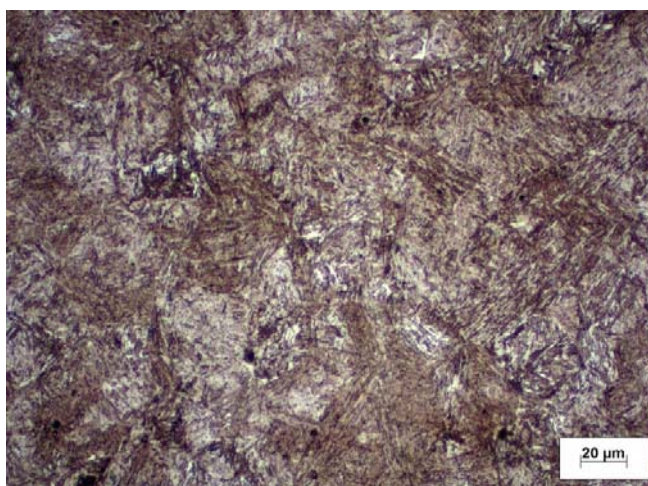
Figura 48 - Micrografia material base (MB) do aço Maraging - situação PST 3.



Fonte: Produção próprio autor

Como o aço 300M também sofreu tratamento térmico antes da soldagem, têmpera e revenimento, o metal base (MB) do mesmo apresenta uma microestrutura martensítica, mostrado na Figura 49.

Figura 49- Micrografia material base (MB) do aço 300M – situação PST 3.



Fonte: Produção próprio autor

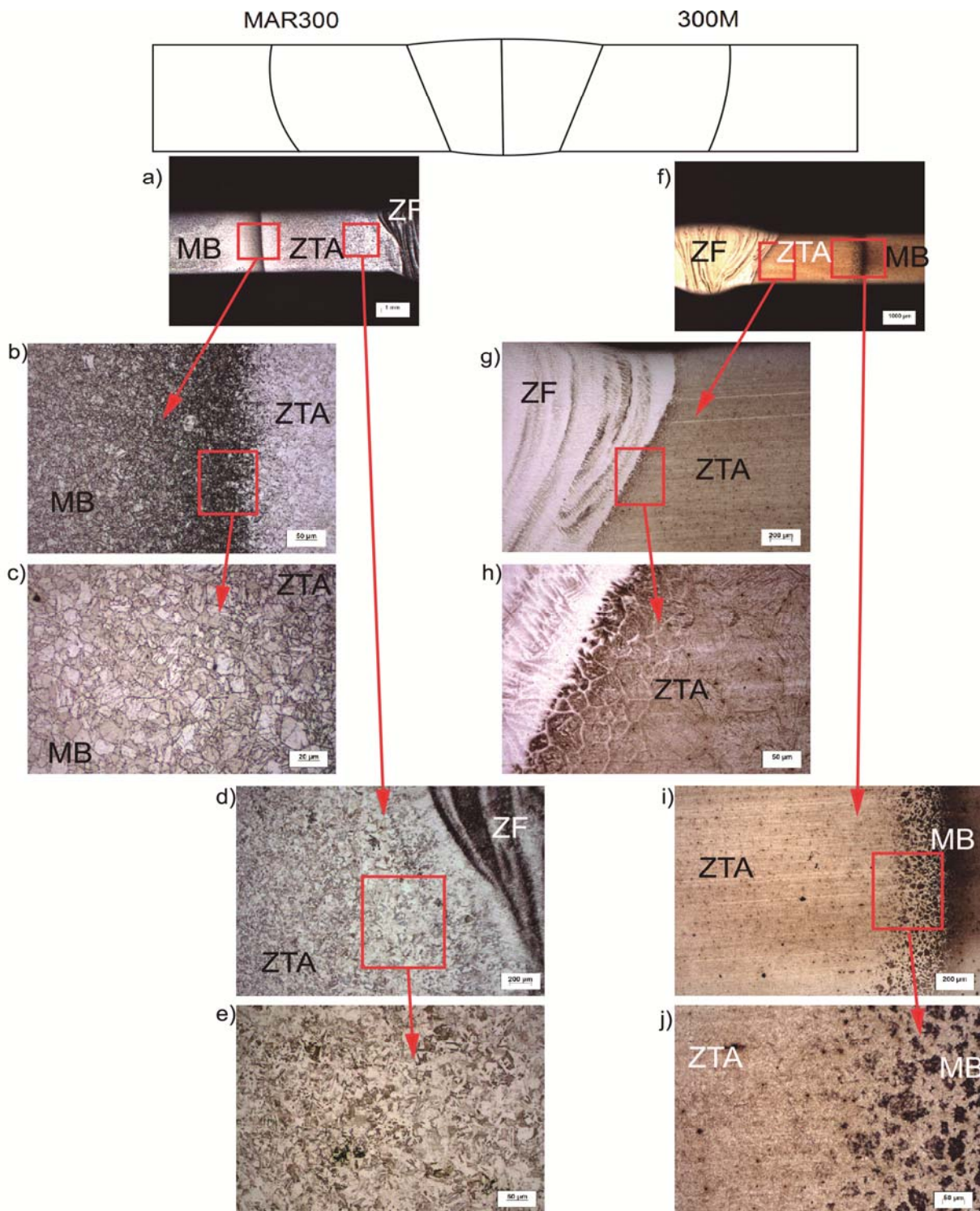
4.9.1.4 Situação 4 – PST 4 (Maraging como recebido e 300M temperado e revenido)

Na Figura 50 são mostradas as microestruturas existentes na junta soldada da situação PST 4.

As características apresentadas nas proximidades da solda, na chapa do aço Maraging assemelham-se aos itens anteriores, com a presença de compostos intermetálicos realçando os contornos de grãos, após o ataque químico, na região de transição do ZTA com MB, Figura 50 (b) e (c). Também, da mesma forma, a ZF, transição ZF/ZTA e ZTA são semelhantes aos casos observados nos itens anteriores, Figuras 50 (d) e (e).

Nesta situação a ZTA do aço 300M é similar às situações anteriores, ocorrendo formação martensítica, conforme observada na Figura 50 (f). Outra característica semelhante, nesta situação, é a delimitação grosseira de carbonetos na transição entra a ZTA e MB, Figura 50 (i) e (j).

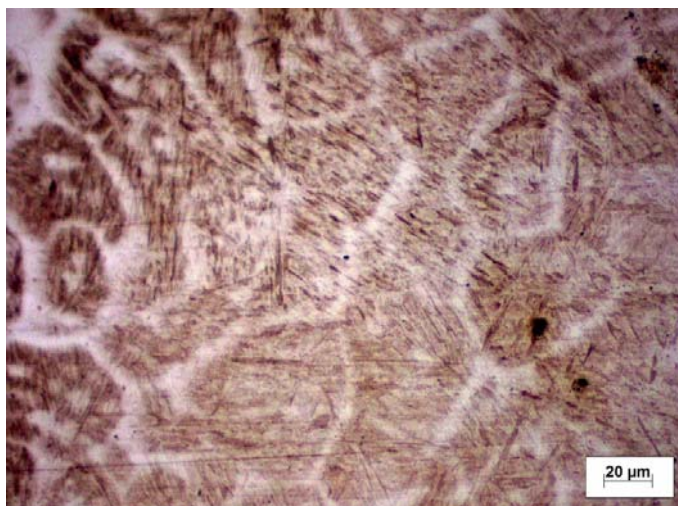
Figura 50 – Micrografia da junta soldada na situação PST 4, é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF, ZTA e MB aço Maraging; (b) Região de transição ZTA e MB aço Maraging; (c) Região de transição ZTA e MB aço Maraging; (d) ZTA e ZF aço Maraging; (e) ZTA aço Maraging; (f) ZF, ZTA e MB aço 300M; (g) ZTA e ZF aço 300M; (h) ZTA aço 300M; (i) Região de transição ZTA e MB aço 300M e (j) ZTA e MB no aço 300M.



Fonte: Produção próprio autor

Como comentado na situação anterior, há um provável aumento do tamanho do grão na região da ZTA, adjacente à ZF. Este fenômeno ocorre em ambos os aços, nas proximidades da ZF. A Figura 51 mostra este aumento no lado do aço 300M. Estes grãos exibem características martensíticas.

Figura 51 – Micrografia do aço 300M, na ZTA, próximo à ZF - situação PST 4.



Fonte: Produção próprio autor

4.9.2 Juntas Soldadas a Plasma com tratamento térmico após a soldagem (PTT).

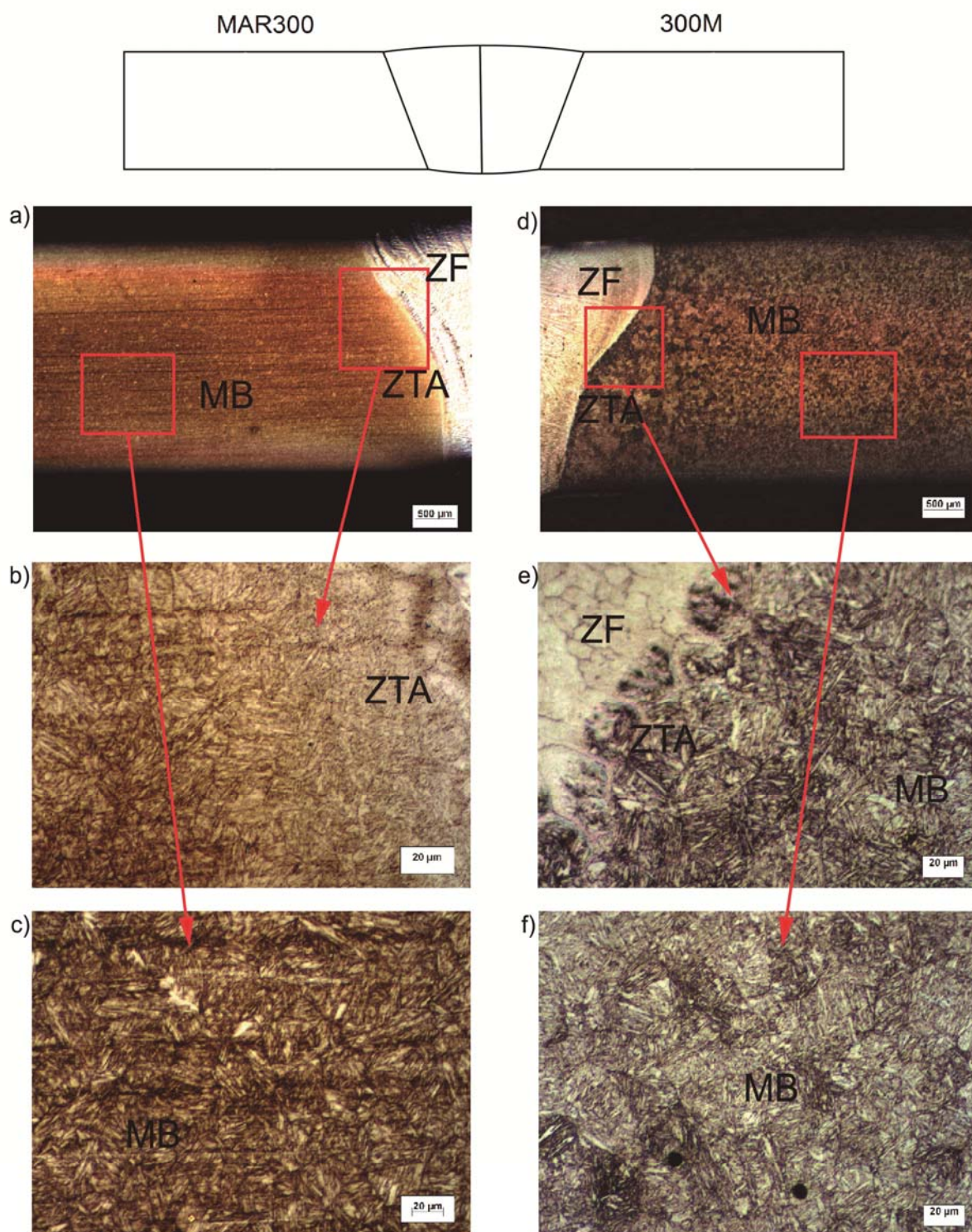
Nas figuras a seguir são mostrados os efeitos no material submetido aos tratamentos térmicos após o processo de soldagem a Plasma. As micrografias apresentadas têm como principal função a avaliação das regiões como: a ZF, ZTA e MB das juntas soldadas.

4.9.2.1 Situação 1 – PTT 1 (aços Maraging e 300M soldados conforme recebidos e, posteriormente, temperados [980 °C/1h] e revenidos/envelhecidos [480 °C/3h])

Na imagem da Figura 52, são vistas as micro estruturas martensíticas, tanto no lado da chapa de aço Maraging, Figura 52 (a), quanto no lado da chapa de aço 300M, Figura 52 (d). Nota-se que, na região da ZTA e do MB do aço Maraging, o tratamento térmico aplicado após a soldagem produziu uma padronização da estrutura martensítica envelhecida na chapa, Figura 52 (b) e (c).

No aço 300M, também é possível observar que ocorreu uma uniformidade na estrutura martensítica tanto na região da ZTA quanto no MB, Figura 52 (e) e (f).

Figura 52 - Micrografia de junta soldada na situação PTT 1, é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF, ZTA e MB aço Maraging; (b) ZTA aço Maraging; (c) MB no Maraging; (d) ZF, ZTA e MB aço 300M; (e) ZTA aço 300M e (e) MB no 300M



Fonte: Produção próprio autor

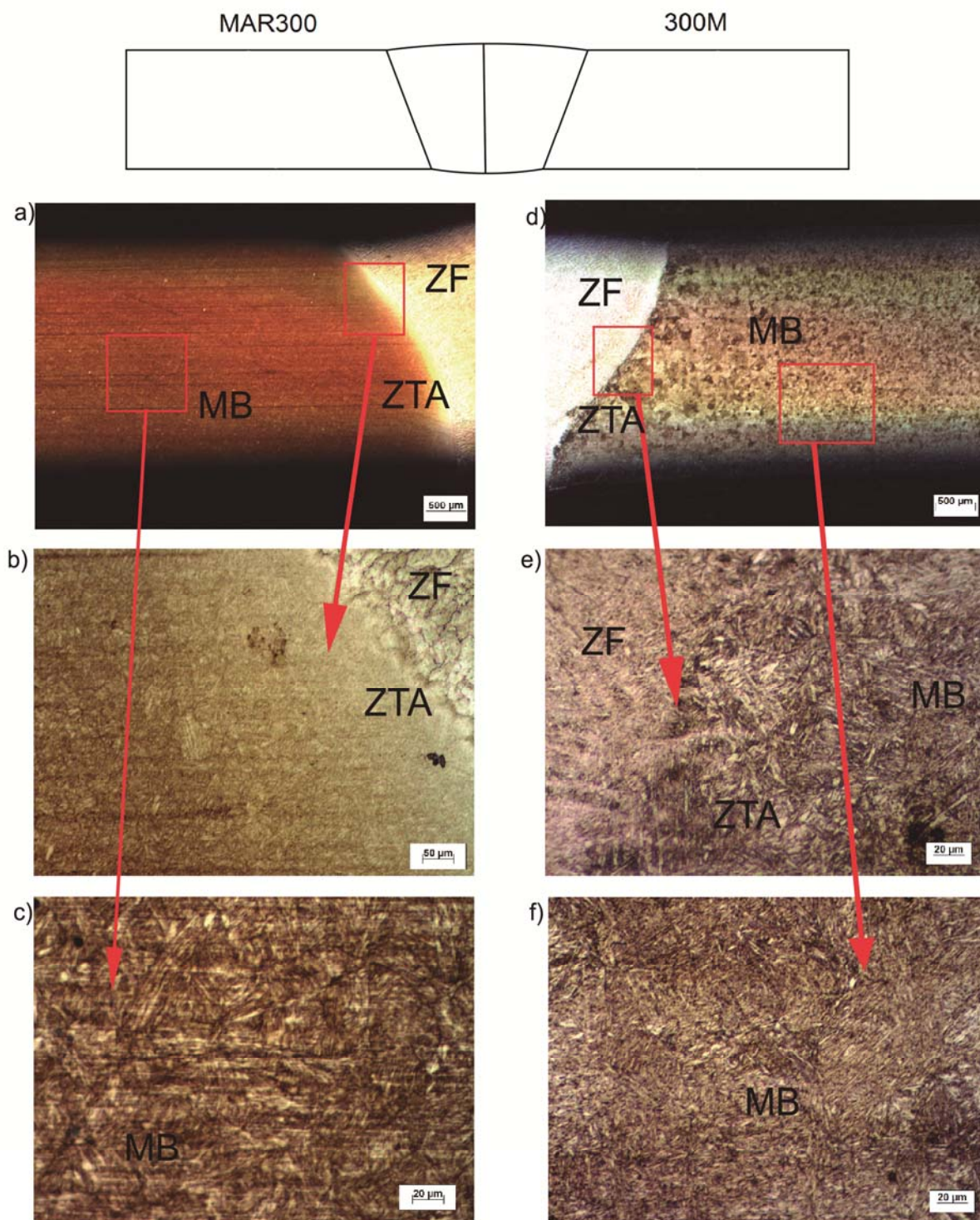
4.9.2.2 Situação 2 – PTT 2 (aço Maraging envelhecido e 300M como recebido, soldados e, posteriormente, temperados [980 °C/1h] e revenidos/envelhecidos [480 °C/3h])

Na Figura 53 são mostradas as microestruturas encontradas nas juntas soldadas da situação PTT 2. Como ocorreu na situação anterior, observa-se uma uniformização das microestruturas do aço Maraging, Figura 53 (a) e do aço 300M, Figura 53 (c), com exceção da ZF.

Na chapa de aço Maraging é mostrada na Figura 53 (a) e (b), uma uniformização da microestrutura martensítica envelhecida, em toda a extensão da chapa, tanto na ZTA quanto no MB, Figura 53 (c).

A chapa do aço 300M também apresenta a morfologia equalizada em toda a extensão da chapa, na ZTA e MB, Figura 53 (d). Bastante similar à apresentada na situação anterior (PTT 1), microestrutura martensítica, vista na Figura 53 (f) e com a ZF com a característica dendrítica padrão, Figura 53 (e).

Figura 53 - Micrografia da junta soldada na situação PTT 2, onde é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF, ZTA e MB aço Maraging; (b) ZTA e ZF aço Maraging; (c) MB no Maraging; (d) ZF, ZTA e MB aço 300M; (e) ZF, ZTA e MB aço 300M e (f) MB no aço 300M.



Fonte: Produção próprio autor

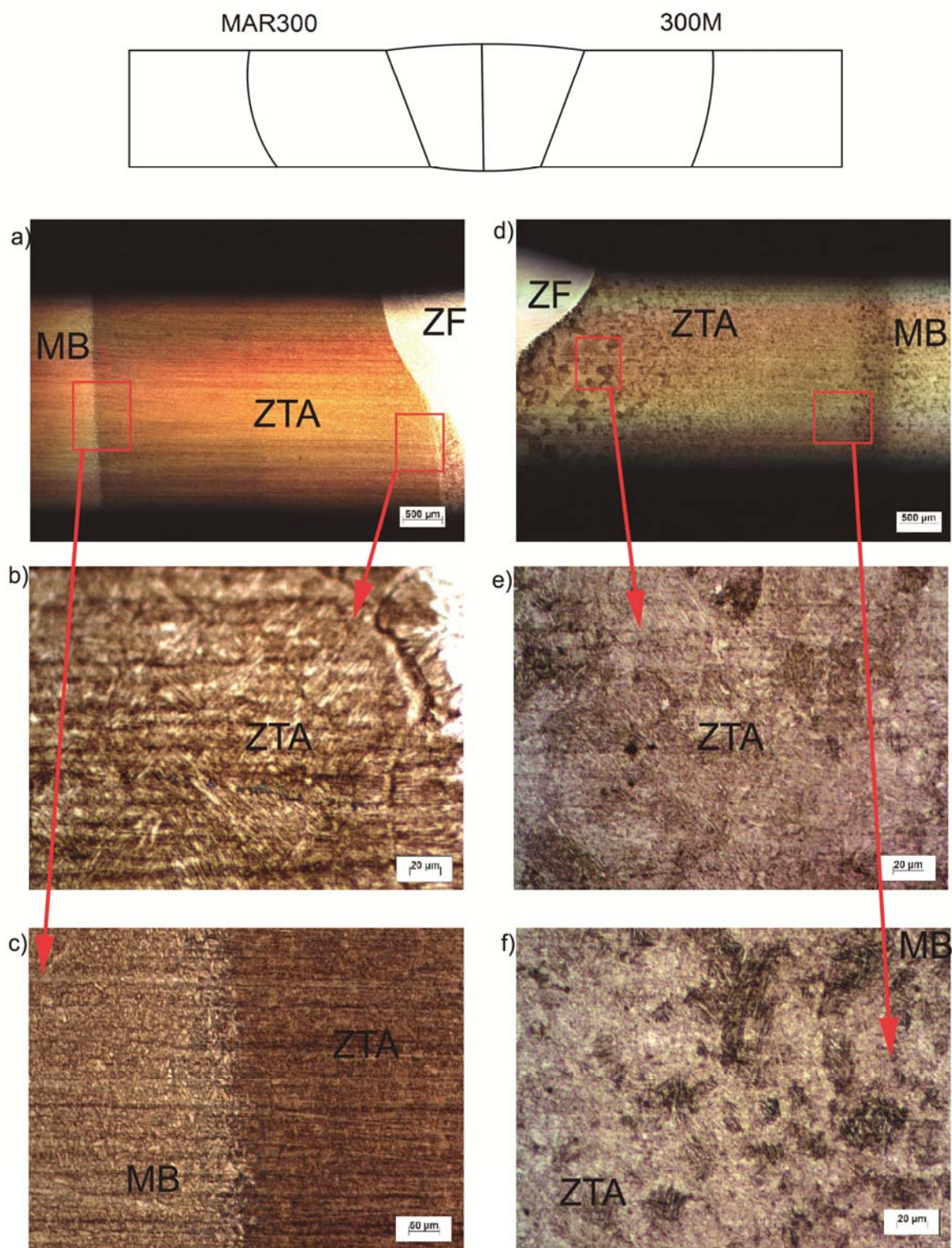
4.9.2.3 Situação 3 – PTT 3 (aço Maraging envelhecido e 300M temperado e revenido, soldados e, posteriormente, revenidos/envelhecidos [480 °C/3h])

As microestruturas encontradas na micrografia da situação PTT 3, são mostradas na Figura 54. Observa-se a influencia do tratamento térmico aplicado após a soldagem não conseguiu provocar uma padronização na morfologia da chapa de Maraging, Figura 54 (a), e na chapa de 300M, evidenciado na Figura 54 (d).

A região de transição da ZTA com o MB mostra um possível acúmulo de precipitados. Este ocorrência se deve ao fato de que a o tratamento aplicado após a soldagem, embora tenha proporcionado uma microestrutura martensítica envelhecida (Figura 54 (b)), não foi capaz de equalizar esta região, Figura 54 (c),

Na Figura 54 (d), na chapa de aço do 300M, também fica evidente a permanência da região de transição do ZTA com o MB. Este episódio evidencia que o tratamento térmico após a solda não foi suficiente para produzir efeito na uniformização das microestruturas.

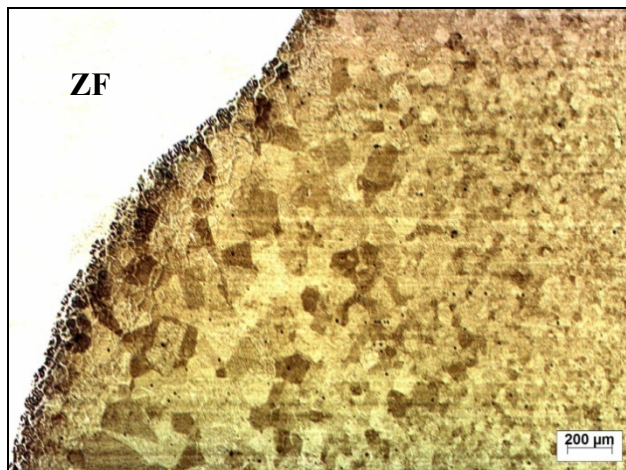
Figura 54 - Micrografia da junta soldada na situação PTT 3, é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF, ZTA e MB aço Maraging; (b) ZTA aço Maraging; (c) Região de transição MB e ZTA aço Maraging; (d) ZF, ZTA e MB aço 300M; (e) ZTA aço 300M e (e) MB e ZTA aço 300M.



Fonte: Produção próprio autor

O provável aumento do tamanho de grão na ZTA, especificamente na região adjacente a zona fundida, nota-se na Figura 55. É possível que tenha ocorrido este fenômeno devido ao calor elevado aplicado na região durante o processo de união.

Figura 55 – Micrografia da Zona Termicamente Afetada (ZTA) do aço 300M, situação PTT 3.



Fonte: Produção próprio autor

Na Figura 56 mostra-se a região de transição da ZTA com o MB, que não sofreu uma equalização da microestrutura de forma completa. Embora não tenha ocorrido a homogeneização da chapa, a dureza na região manteve-se no mesmo nível da chapa de aço 300M (MB), isto será apresentado no próximo tópico.

Figura 56 – Micrografia transição ZTA e MB do aço 300M, situação PTT 3.



Fonte: Produção próprio autor

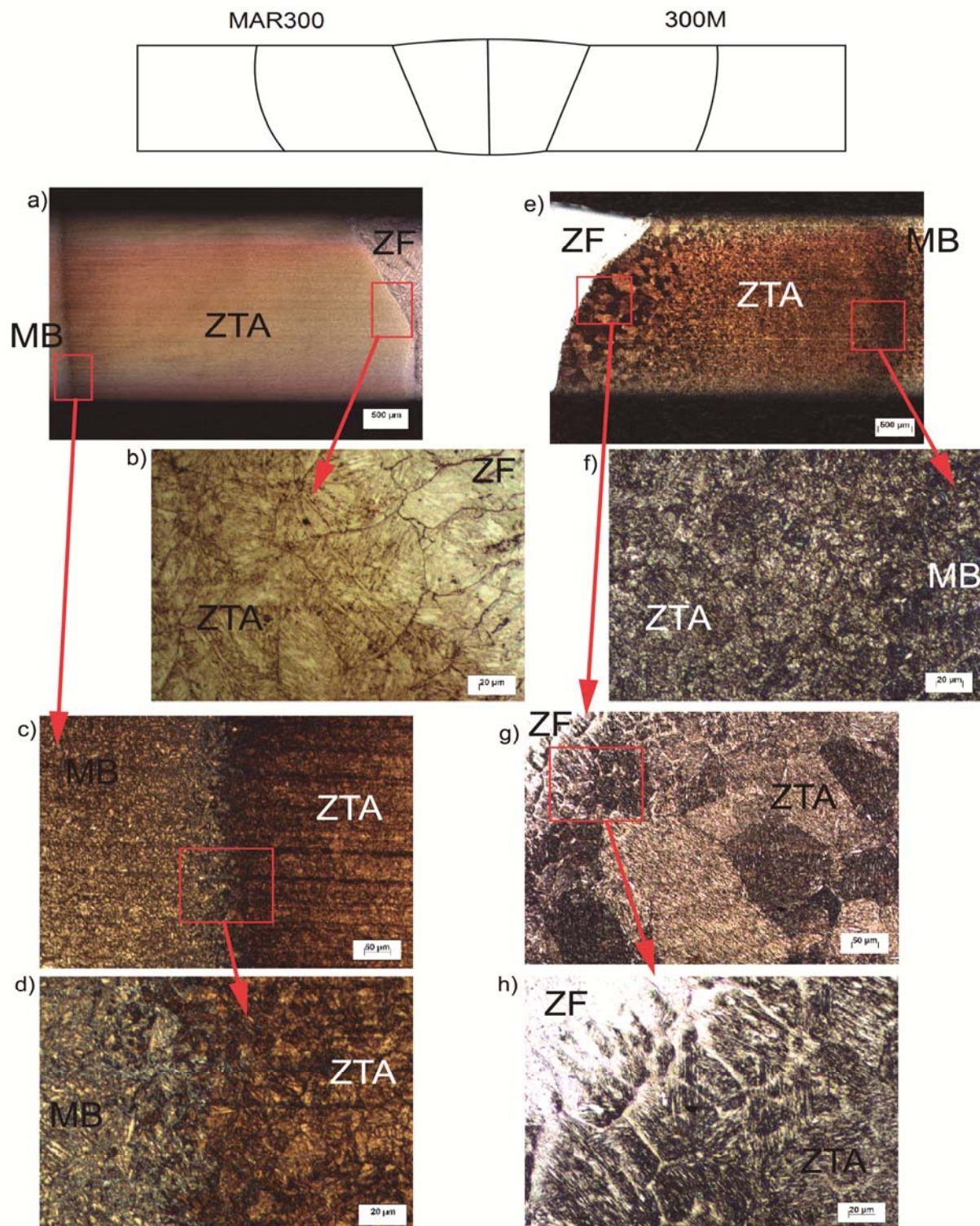
4.9.2.4 Situação 4 - PTT 4 (aços Maraging como recebido e 300M apenas temperado, soldados e, posteriormente, revenidos/envelhecidos [480 °C/3h]).

Na Figura 57 observa-se as particularidades encontradas na situação PTT 4. Esta situação apresenta similaridade à situação PTT 3, onde o tratamento térmico aplicado após a soldagem não foi efetivo na uniformidade da microestrutura da chapa de aço Maraging, visto na Figura 57 (a), e na chapa de 300M, observado na Figura 57 (e). Este fato indica que para tornar a microestrutura mais homogênea é necessário realizar um tratamento térmico que proporcione transformação de fases, ou seja, seja formado austenita, no aquecimento, e posteriormente, produza uma transformação de fase em toda a região. Nota-se que, na ZF, devido à estrutura dendrítica, mesmo após a realização de uma têmpera não se obtém uma estrutura semelhante à martensita formada na ZTA e MB.

A Figura 57 (b) nota-se a microestrutura martensítica envelhecida na região limítrofe da ZF do aço Maraging. Na extensão da chapa é possível visualizar precipitados intermetálico na região de transição da ZTA com o MB, Figura 57 (c) e (d). Esta ocorrência se deve ao fato de que o tratamento aplicado após a soldagem, não foi capaz de equalizar esta região.

Na chapa de aço do 300M também a Figura 57 (e) destaca a permanência da região de transição da ZTA com o MB. Este fato foi ocasionado também pelo fato que o tratamento térmico após a solda não teve efeito na padronização das morfologias.

Figura 57- Micrografia da junta soldada na situação PTT 4, é mostrada a morfologia dos grãos nas regiões: (a) ZF, ZTA e MB aço Maraging; (b) ZTA e ZF aço Maraging; (c) MB e ZTA aço Maraging; (d) Região de transição MB e ZTA no Maraging; (e) ZF, ZTA e MB aço 300M; (f) Região de transição ZTA e MB no 300M; (g) ZF e ZTA aço 300M e (h) ZTA e ZF aço 300M.



Fonte: Produção próprio autor

Na situação PTT 4 também indica um possível aumento do tamanho do grão na região adjacente a zona fundida, notada na Figura 57 (g) e (h). Isso ocorreu provavelmente ao calor elevado aplicado na região durante a soldagem.

Também se pode notar que a região de transição da ZTA com o MB, não sofreu uma padronização, Figura 57 (e) e (f), como ocorrido na situação anterior.

4.10 ENSAIO DE DUREZA VICKERS (HV) NA JUNTA SOLDADA LASER

Para melhor entendimento sobre as transformações ocorridas na zona fundida e nas zonas termicamente afetadas, foram realizados ensaios de dureza nas situações das juntas soldadas não tratadas, logo após a soldagem, e nas juntas soldadas submetidas a um novo ciclo térmico após a soldagem.

Os ensaios foram realizados adotando os princípios estabelecidos no item 3.9, com a distância entre os pontos de avaliação da dureza na ordem de 0,10 mm na zona fundida (ZF) e na zona termicamente afetada (ZTA) e 0,5 mm no metal base (MB) na junta soldada pelo processo a Laser e com a distância de 0,2 mm em toda a extensão da união.

4.10.1 Juntas soldadas a Laser sem tratamento térmico após a soldagem (LST).

As chapas foram unidas pelo processo de soldagem a Laser nas condições já especificadas no item anterior e não submetidas a um ciclo térmico após a união.

4.10.1.1 Situação 1 – LST1 (Maraging e 300M não tratados termicamente)

A chapa de aço Maraging e a chapa de 300M não sofreram nenhum tratamento térmico antes do processo de soldagem, foram unidas como fornecidas pelos fabricantes. No caso o aço Maraging foi fornecido solubilizado e o aço 300M foi fornecido na condição normalizada.

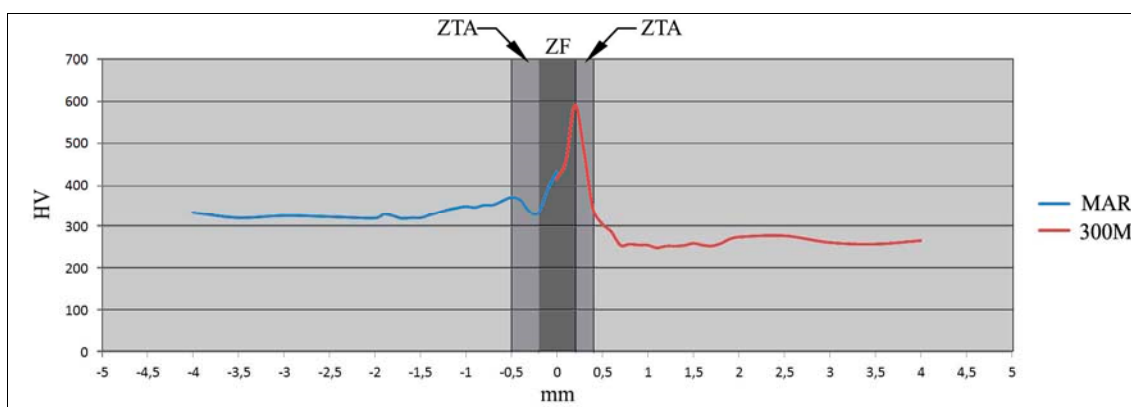
Na Figura 58 observam-se os valores e as posições do ensaio de dureza Vickers realizado nas chapas soldadas nestas condições.

A ZTA do aço Maraging dispõe de uma extensão ligeiramente maior que a região do aço 300M.

Nota-se que a dureza encontrada no metal base do aço Maraging possui média de 340 HV. Na interface do MB com ZTA aparece um leve aumento deste valor, isto resulta devido ao aumento dos precipitados nos contornos dos grãos, em virtude a redução da temperatura

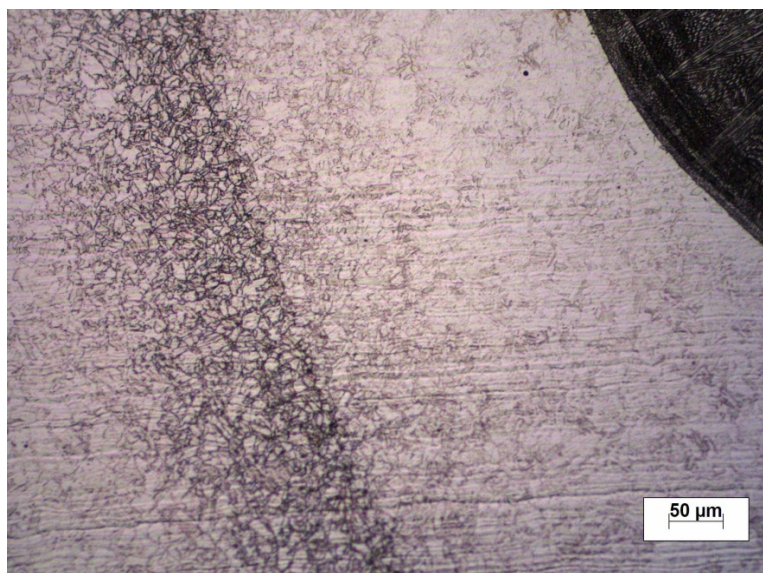
naquela região, Figura 59. É possível visualizar que na região de interface da ZTA com a ZF a dureza volta a ter um declínio no seu valor. Este decréscimo acontece em consequência do acúmulo da martensita não envelhecida e possível austenita revertida presente no local.

Figura 58 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação LST 1.



Fonte: Produção próprio autor

Figura 59 - Região de ligação da ZTA da situação 1 – LST 1 – região do aço Maraging.



Fonte: Produção próprio autor

O aço 300M mostra uma média de dureza no metal base em torno de 260 HV. Próximo a região termicamente afetada, a dureza aponta um aumento em seu valor, este aumento é decorrente a transformação ocorrida no local, com isto, a estrutura que a princípio era perlítica, altera-se para uma estrutura martensítica. Isto acontece em virtude ao acréscimo de

temperatura aplicado naquele local e do rápido resfriamento, por condução de calor no próprio aço do material base.

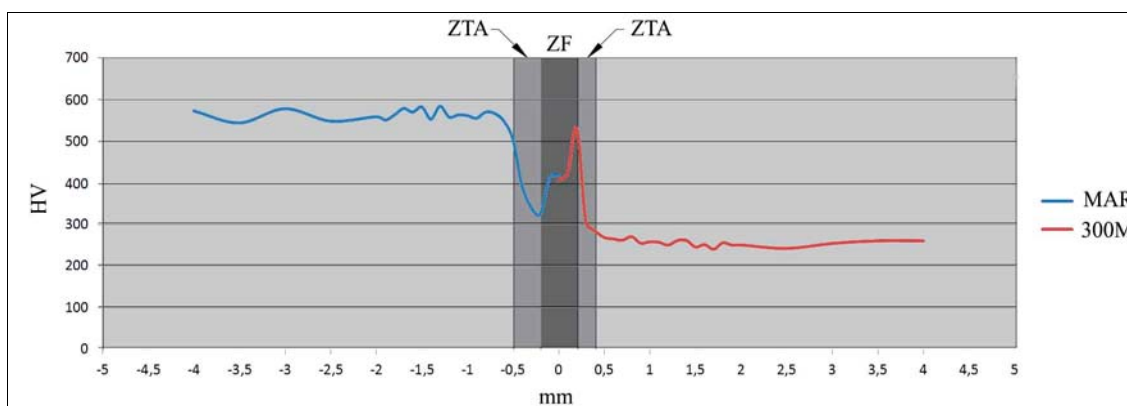
4.10.1.2 Situação 2 – LST2 (Maraging envelhecido e 300M não tratados termicamente)

Na situação LST 2, antes do processo de soldagem, a chapa de aço Maraging é submetida ao tratamento térmico de envelhecimento (480°C/3h). A chapa de aço 300M não recebeu nenhum tratamento.

Após o processo de envelhecimento do aço Maraging obteve-se um incremento médio de 200 HV na região do MB, mostrado na Figura 60. Entretanto, na região da ZTA ocorre uma redução da mesma proporção do incremento. Isto se deve ao alto aquecimento da região ocasionando um tratamento de solubilização com a formação de martensita de baixa dureza e uma concentração maior de austenita no local. Nesta situação, a faixa de ZTA continua com a extensão um pouco maior que a encontrada no aço Maraging, porém com menor dureza, tornando-se uma região crítica durante os ensaios mecânicos.

Na chapa de aço 300M as características apontadas são parecidas as que foram observadas na chapa da situação LST 1. Dureza média no metal base em torno de 260 HV, com um incremento na ZTA devido à alteração da microestrutura no local em consequência ao aquecimento e resfriamento rápido.

Figura 60 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação LST 2.



Fonte: Produção próprio autor

4.10.1.3 Situação 3 – LST 3 (Maraging envelhecido e 300M temperado e revenido)

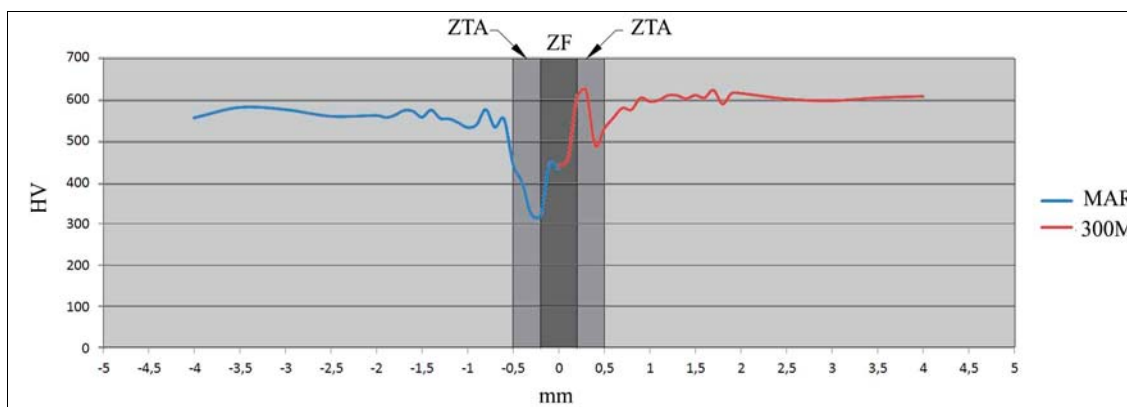
Nesta situação as chapas foram submetidas a tratamentos térmicos específicos. A chapa de aço Maraging sofreu tratamento de envelhecimento ($480^{\circ}\text{C}/3\text{h}$) e a chapa de 300M foram realizados os tratamentos térmicos de têmpera ($980^{\circ}\text{C}/1\text{h}$) e duplo revenimento ($280^{\circ}\text{C}/2\text{h}$).

A dureza encontrada no MB dos dois materiais mostra uma maior proximidade dos valores encontrados, na ordem dos 600 HV.

Na Figura 61, pode-se visualizar que propriedades apresentadas na chapa de aço Maraging são parecidas com as encontradas na situação anterior. Aumento médio de 200 HV na região MB após o envelhecimento, com o decréscimo desta na região da ZTA.

No aço 300M com a aplicação do tratamento térmico na chapa é possível ver um aumento médio da dureza de 300 HV na região do MB. Na extensão da ZTA ocorre uma pequena queda neste valor, isto se deve em consequência da troca térmica proveniente da ZF e a formação de outras fases de menor dureza na região.

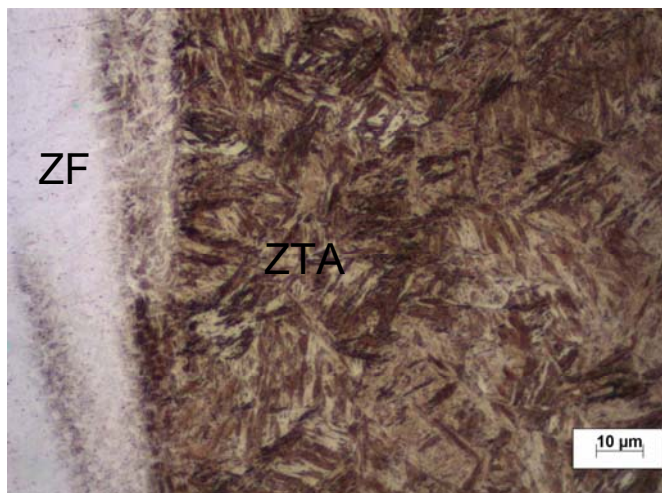
Figura 61 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação LST 3.



Fonte: Produção próprio autor

Na zona de ligação entre a ZTA e ZF do aço 300M acontece um novo aumento da dureza devido à presença de martensita ocasionada pelo rápido resfriamento, Figura 62.

Figura 62 – Região de ligação da ZTA e ZF da situação 3 – LST 3.



Fonte: Produção próprio autor

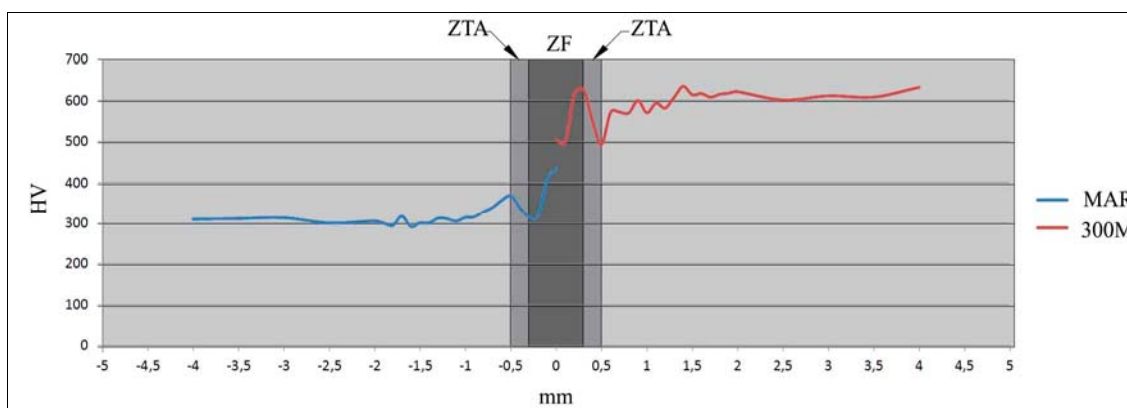
4.10.1.4 Situação 4 – LST 4 (Maraging como recebido e 300M temperado e revenido)

Nesta situação as chapas foram soldadas nas seguintes condições: a chapa de aço Maraging não foi submetida a nenhum processo térmico, já a chapa de aço de 300M foi sujeita ao tratamento de têmpera ($980^{\circ}\text{C}/1\text{h}$) e revenimento duplo ($280^{\circ}\text{C}/2\text{h}$).

Na Figura 63 nota-se a dureza média na ordem de 320 HV no MB do aço Maraging, devido à condição em que o material foi fornecido. Na região da ZTA, as propriedades obtidas têm aspectos similares aos que foram citados anteriormente na situação LST 1.

No aço 300M a dureza média encontrada é de aproximadamente 600 HV, acontecendo uma redução de cerca de 100 HV semelhante ao ocorrido na situação LST 3.

Figura 63 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação LST 4.



Fonte: Produção próprio autor

4.10.2 Juntas Soldadas a Laser com tratamento térmico após a soldagem (LTT).

Na situação LTT as chapas foram sujeitas a um novo processo térmico após a soldagem a Laser. Esta nova etapa, como citado anteriormente, tem como intenção obter, além de um aumento de resistência nas juntas soldadas, uma equalização das propriedades das chapas.

4.10.2.1 Situação 1 – LTT 1 (aços Maraging e 300M soldados conforme recebidos e, posteriormente, temperados [980 °C/1h] e revenidos/envelhecidos [480 °C/3h])

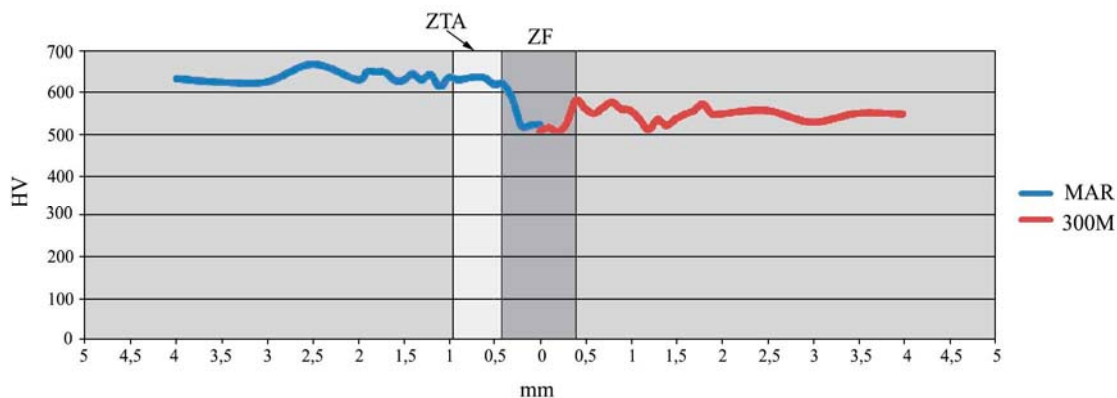
As chapas da junta soldada da situação LTT 1 não sofreram nenhum tipo de tratamento térmico antes da operação de soldagem. Após a realização da junção das chapas, a peça foi submetida a um ciclo térmico para aumentar suas propriedades mecânicas.

O processo térmico adotado foi o de têmpera a 980°C/1h e revenimento/envelhecimento a 480°C/3h.

A Figura 64 mostra os valores e as posições do ensaio de dureza Vickers realizado nas chapas soldadas nesta condição.

A chapa de 300M apresenta um acréscimo de aproximadamente 300 HV após a aplicação dos tratamentos térmicos administrados na junta soldada, este incremento está relacionado ao tratamento de têmpera e revenimento, produzindo uma estrutura martensítica. Este aumento de resistência ocorre principalmente na ZTA e MB, na ZF apresenta uma diminuição da dureza, mas comparada à situação antes do ciclo térmico, a propriedade matem-se elevada.

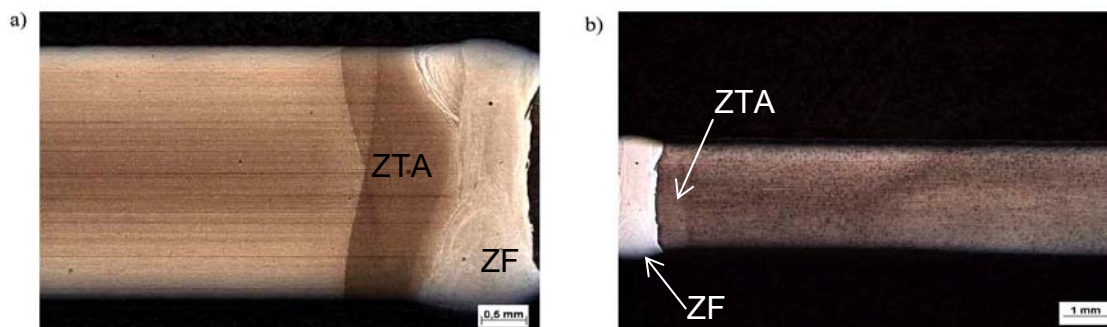
Figura 64 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação LTT 1.



Fonte: Produção próprio autor

Na chapa de aço Maraging, apesar de aumentar consideravelmente a sua dureza em todas as regiões, não foi possível obter uma padronização da microestrutura da chapa. Na Figura 65 (a) é mostrada que a zona termicamente afetada não foi completamente equalizada com o material base, como ocorreu na chapa de 300M, Figura 65 (b).

Figura 65 – Junta soldada LTT 1; (a) ZTA chapa aço Maraging e (b) ZTA chapa aço 300M.



Fonte: Produção próprio autor

Na chapa de aço Maraging se pode observar um aumento de dureza na ordem de 300 HV no MB e na ZTA. Na zona fundida ocorre um aumento de menor proporção, na ordem de 100 HV. Esta diminuição no incremento da resistência é devido à estrutura dendrítica apresentada, que facilita a presença de austenita revertida, Figura 66. A tentativa de equalizar a dureza entre os dois aços foi atingida apenas parcialmente, acredita-se que um aumento na temperatura de revenimento/envelhecimento aumentaria um pouco mais a dureza no aço Maraging e reduziria a dureza no aço 300M.

Também é possível ver uma falha na solidificação do cordão de solda, mostrada na Figura 66.

Figura 66 – Cordão de solda situação LTT 1.



Fonte: Produção próprio autor

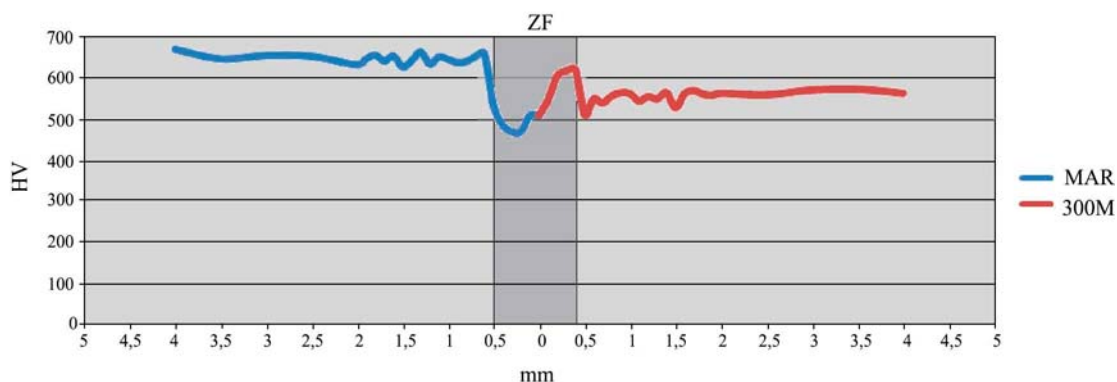
4.10.2.2 Situação 2 – LTT 2(aço Maraging envelhecido e 300M como recebido, soldados e, posteriormente, temperados [980 °C/1h] e revenidos/envelhecidos [480 °C/3h])

Na junta soldada da situação 2 somente a chapa de aço Maraging foi sujeita ao ciclo térmico de envelhecimento (480°C/3h).

Após a realização da soldagem das chapas, a junta foi submetida a um ciclo térmico na tentativa de equalizar suas propriedades. O processo térmico adotado foi o de têmpera a 980°C/1h e ao revenimento/envelhecimento a 480°C/3h.

A Figura 67 mostra os valores e as posições do ensaio de dureza Vickers realizado nas chapas soldadas nesta condição.

Figura 67 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação LTT 2.



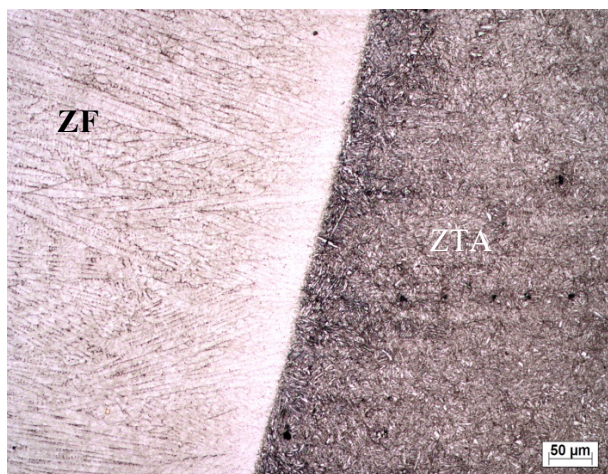
Fonte: Produção próprio autor

Na Figura 67 nota-se que após o tratamento térmico aplicado as durezas encontradas apresentam uma menor diferença entre os aços.

Na chapa de aço Maraging ocorre um aumento de dureza de aproximadamente 100 HV. Isto acontece devido ao processo térmico aplicado ter efetividade no envelhecimento dos grãos. Na ZF do aço Maraging é mostrada uma condição similar à situação anterior, uma dureza baixa nesta região.

Na chapa de aço 300M o tratamento térmico resulta em um aumento na faixa de quase 300 HV no material. Apesar de ter uma resistência na ZTA e no MB inferior em relação à ZF, após o ciclo térmico, a região apresentou um acréscimo de 100 HV, na Figura 68 é mostrado a interface entre a ZF e ZTA do aço 300M.

Figura 68 – Região ZF/ZTA chapa 300M, situação LTT 2.



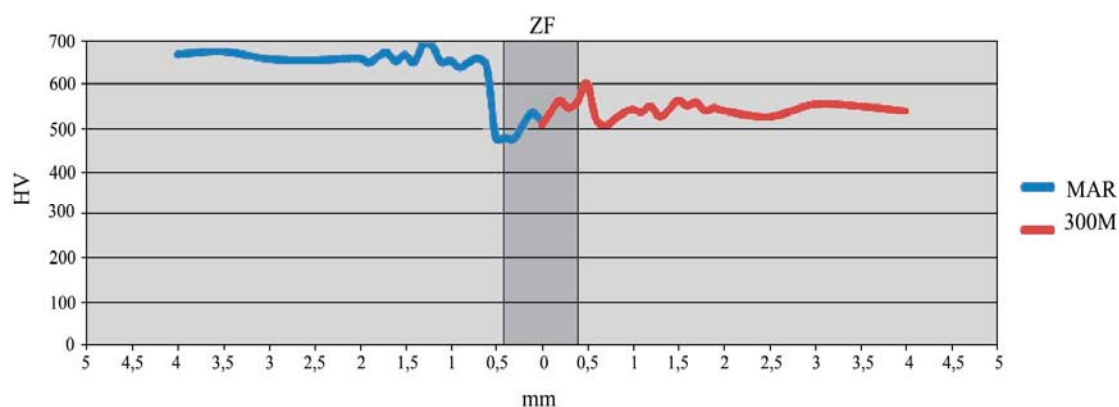
Fonte: Produção próprio autor

4.10.2.3 Situação 3 – LTT 3 (aço Maraging envelhecido e 300M temperado e revenido, soldados e, posteriormente, revenidos/envelhecidos [480 °C/3h])

Nesta situação as chapas, antes da soldagem, foram submetidas a ciclos térmicos. O aço Maraging passou pelo processo de envelhecimento (480°C/3h) e o aço 300M pelo processo de têmpera (980°C/1h). Depois do processo de soldagem, foi realizado um novo processo térmico na junta, revenimento/envelhecimento (480°C/3h).

A Figura 69 mostra o efeito do tratamento térmico, principalmente no aço Maraging, onde é notado um aumento de aproximadamente 100HV, na ZTA e no MB, em relação à situação LST 3. Devido ao envelhecimento da microestrutura martensítica logo após a operação de união pelo processo a Laser.

Figura 69 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação LTT 3.



Fonte: Produção próprio autor

Fica nítido que apesar da elevação da dureza no material base, a região de interface da ZTA e ZF deste aço apresenta o menor nível de dureza, tornando-se o ponto fraco da ligação.

O ciclo térmico após a soldagem no aço 300M proporcionou uma redução no valor da dureza em relação à situação LST 3. Isto se deve ao revenimento da martensita, diminuindo assim a sua dureza.

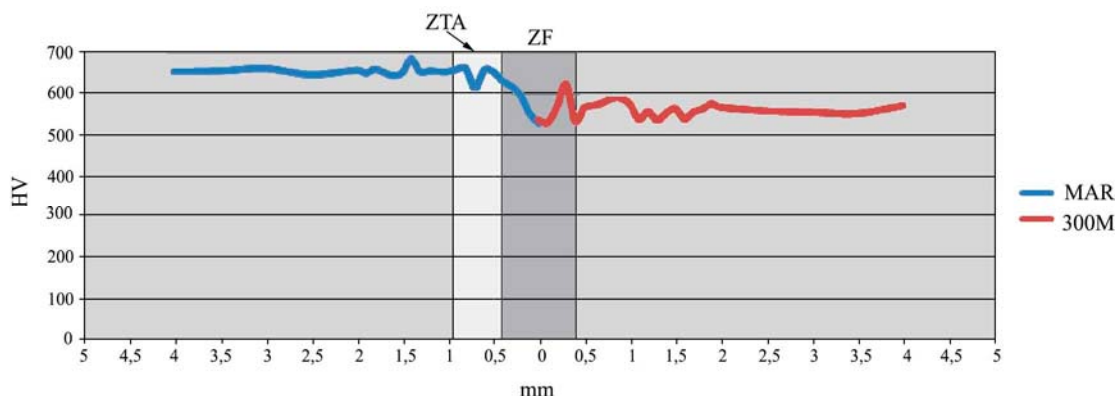
4.10.2.4 Situação 4 - LTT 4(aços Maraging como recebido e 300M apenas temperado, soldados e, posteriormente, revenidos/envelhecidos [480 °C/3h]).

Nesta situação, antes da soldagem, a chapa de aço Maraging não passou por nenhum processo térmico, a chapa de aço 300M foi submetida somente ao processo de têmpera (980°C/1h).

Depois do processo de soldagem a Laser foi aplicado na junta soldada um novo ciclo térmico de 480°C por 3 horas.

Na Figura 70 se nota que a aplicação do ciclo térmico após a solda teve um efeito considerável na dureza da chapa do aço Maraging, aumento de aproximadamente 300HV, tanto no MB quanto na ZTA. Isto ocorreu devido ao envelhecimento dos grãos.

Figura 70 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação LTT 4.



Fonte: Produção próprio autor

O tratamento térmico após a soldagem no aço 300M mostra uma condição similar à situação anterior (LTT 3). Ocorre uma redução no valor da dureza em relação à situação LST 4, devido ao tratamento de revenimento com uma temperatura elevada, ocasionando a redução na dureza da martensita.

4.11 ENSAIO DE DUREZA VICKERS (HV) NA JUNTA SOLDADA PLASMA

Para avaliar as transformações ocorridas nas diferentes regiões encontradas nas chapas soldadas pelo processo Plasma, foram realizados ensaios de dureza nas situações das juntas soldadas não tratadas logo após a soldagem, e nas juntas soldadas submetidas a um novo ciclo térmico após a soldagem.

Os ensaios foram realizados adotando os princípios estabelecidos no item 3.9, com a distância entre os pontos de avaliação da dureza com a distância de 0,20 mm em toda a extensão da união.

4.11.1 Juntas soldadas a Plasma sem tratamento térmico após a soldagem (PST).

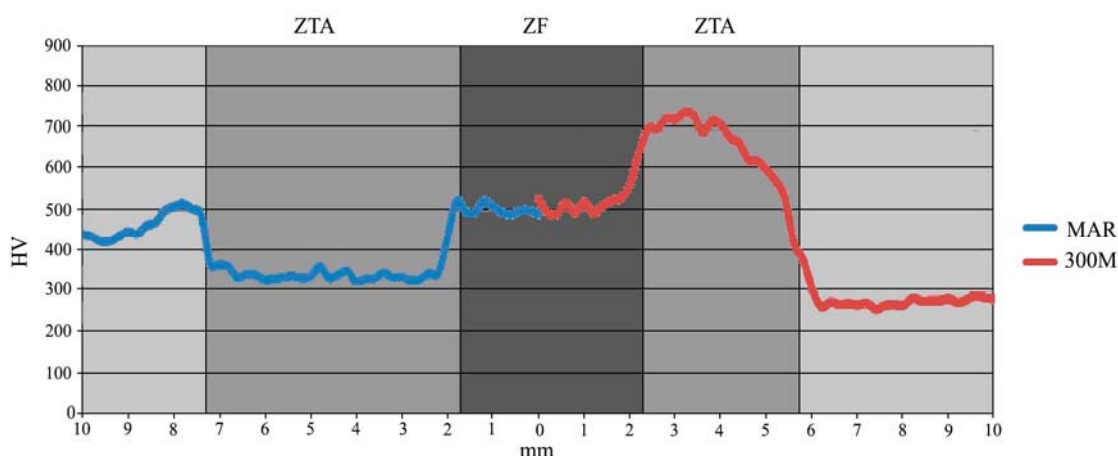
As chapas foram unidas pelo processo de soldagem a Plasma nas condições já especificadas no item anterior e não submetidas a um ciclo térmico após a união.

4.11.1.1 Situação 1 – PST1 (Maraging e 300M não tratados termicamente)

Como citado anteriormente, a situação PST 1 chapa de aço Maraging e a chapa de 300M não sofreram nenhum tratamento térmico antes do processo de soldagem, foram submetidas ao processo de união nas condições fornecidas pelos fabricantes. No caso, o aço Maraging foi fornecido solubilizado e o aço 300M foi fornecido na condição normalizada.

Na Figura 71 são mostrados os valores e as posições do ensaio de dureza Vickers realizado nas chapas soldadas nesta condição.

Figura 71 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação PST 1.



Fonte: Produção próprio autor

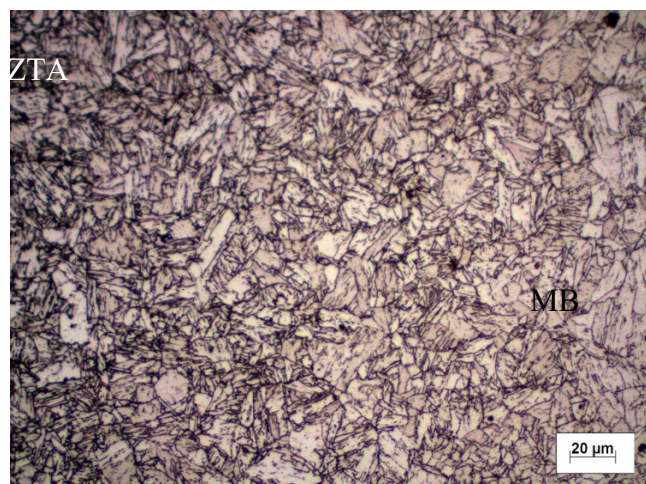
A dureza encontrada na ZF das duas chapas é similar, em torno de 500 HV. Esta região no processo a Plasma e pelo menos dez vezes maior em extensão, que a mesma região no processo de soldagem a Laser.

A ZTA do aço Maraging revela uma extensão maior que a região do aço 300M. Observa-se também, em relação ao processo de união a laser, que a ZTA apresenta uma extensão bem superior, por volta de vinte vezes maior. Devido ao aquecimento e o tempo rápido de resfriamento, não foi possível o envelhecimento da martensita nesta região do aço Maraging. A dureza evidenciada neste local, aproximadamente 340 HV, é inferior a dureza encontrada no MB, perto de 450 HV.

Na interface do MB com ZTA do aço Maraging aparece um aumento de 150 HV pelo motivo do gradiente térmico na região, ocorrendo aumento dos precipitados. Na Figura 72 é

mostrado à região de transição entre o MB e a ZTA, nesta região o aquecimento é suficiente para produzir o efeito de envelhecimento.

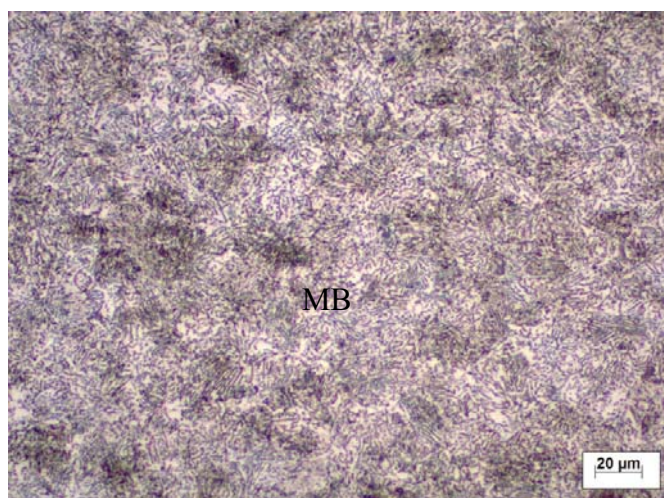
Figura 72 - Região de transição da ZTA/MB aço Maraging da situação PST 1.



Fonte: Produção próprio autor

Na ZTA da chapa de aço 300M, graças ao aquecimento da região e o resfriamento rápido, foi possível ocorrer à transformação da estrutura perlítica inicial em uma estrutura martensítica no local, criando assim um aumento na dureza em cerca de 200 HV. Com o resfriamento mais lento no MB manteve-se a permanência da estrutura perlítica com uma dureza inferior, de aproximadamente 270 HV. Na Figura 73 é mostrado a estrutura perlítica do material base, não afetado pelo calor.

Figura 73 – Região perlítica do MB da situação PST 1.



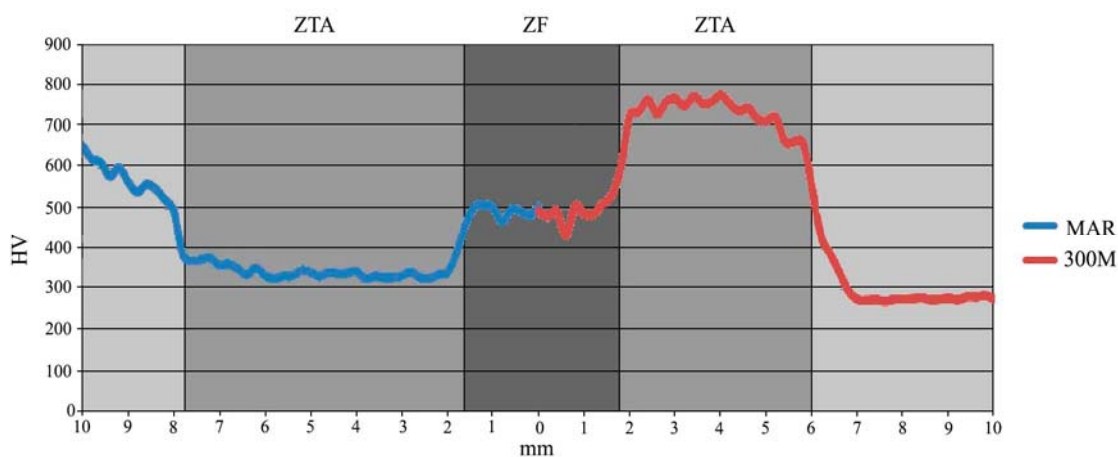
Fonte: Produção próprio autor

4.11.1.2 Situação 2 – PST2 (Maraging envelhecido e 300M não tratados termicamente)

Na situação PST 2 a chapa de aço Maraging sofreu tratamento térmico de envelhecimento (480°C/3h) antes do processo de soldagem. Já na chapa de aço 300M não foi aplicado nenhum ciclo térmico antes da união.

As regiões ensaiadas e as durezas identificadas da junta soldada são mostradas na Figura 74.

Figura 74 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação PST 2.



Fonte: Produção próprio autor

Na junta PST 2 observa-se algumas características similares à situação anterior. Como por exemplo, na região fundida, as duas chapas revelam dureza de 500 HV. Na chapa de aço 300M também se observa características equivalentes às que foram apontadas na situação anterior, dureza elevada na região da ZTA, cerca de 750 HV, devido à transformação martensítica da região e uma redução deste valor no MB, para cerca de 280 HV.

Na chapa de aço Maraging a ZTA possui semelhança com a condição anterior. Decréscimo da dureza em 350 HV, e uma extensão um pouco maior em relação ao 300M.

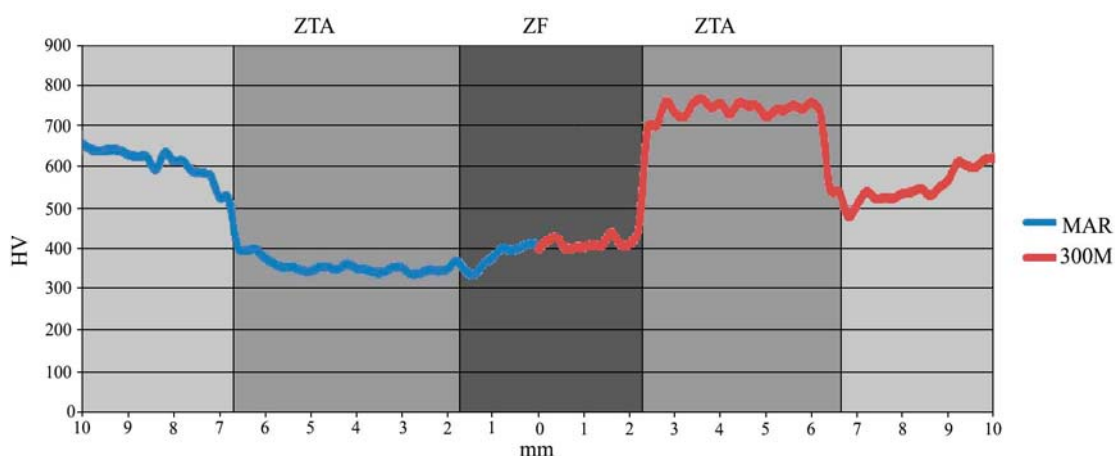
Já no MB, como este aço foi tratado termicamente antes do processo de junção, tem uma dureza mais elevada na região.

4.11.1.3 Situação 3 – PST 3 (Maraging envelhecido e 300M temperado e revenido)

Nesta situação as duas chapas sofreram ciclos térmicos específicos. A chapa de aço Maraging sofreu tratamento de envelhecimento ($480^{\circ}\text{C}/3\text{h}$) e a chapa de 300M foi submetida aos tratamentos térmicos de têmpera ($980^{\circ}\text{C}/1\text{h}$) e de duplo revenimento ($280^{\circ}\text{C}/2\text{h}$), antes do processo de junção.

A ZF nesta situação mostra uma redução do valor da dureza, algo em torno a 100 HV, em relação às situações anteriores, Figura 75.

Figura 75 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação PST 3.

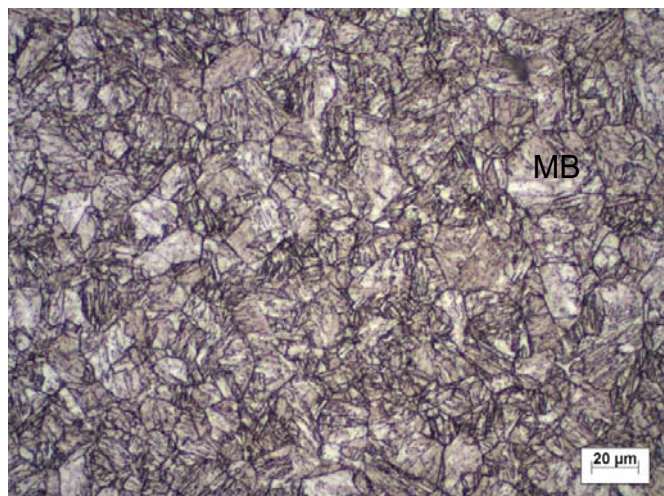


Fonte: Produção próprio autor

As ZTAs das duas chapas mantêm a mesma equivalência das outras condições em suas microestruturas, redução de dureza no lado do aço Maraging devido à formação de martensita de baixa dureza e elevação da dureza no aço 300M devido à formação de martensita de alta dureza.

No aço Maraging devido ao aporte térmico e velocidade de arrefecimento elevada, terá a provável presença de austenita revertida e martensita dúctil na região termicamente afetada, sendo assim, exibe uma dureza inferior à região envelhecida do MB. Na Figura 76 é mostrada a microestrutura do material base do aço Maraging.

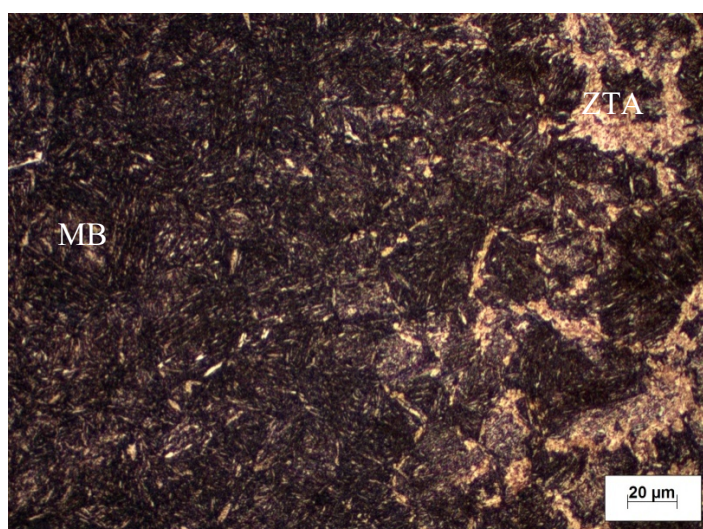
Figura 76 – Região envelhecida MB aço Maraging da situação PST 3.



Fonte: Produção próprio autor

Na ZTA do aço 300M acontece um novo aumento da dureza devido à presença de martensita ocasionada pelo rápido resfriamento nesta região, como citado nas situações anteriores. Na região de transição entre a ZTA e o MB, ocorre uma queda no valor da dureza na ordem de 200 HV. Isto se deve pelo fato da formação de uma morfologia grosseira devido à variação térmica no local. Nesta região o aquecimento próximo à temperatura eutetóide ($\sim 700\text{ }^{\circ}\text{C}$) reduz a dureza da microestrutura. Na Figura 77 é mostrada a região de transição do material base e a ZTA no aço 300M.

Figura 77 – Região transição ZTA/MB aço 300M da situação PST 3.



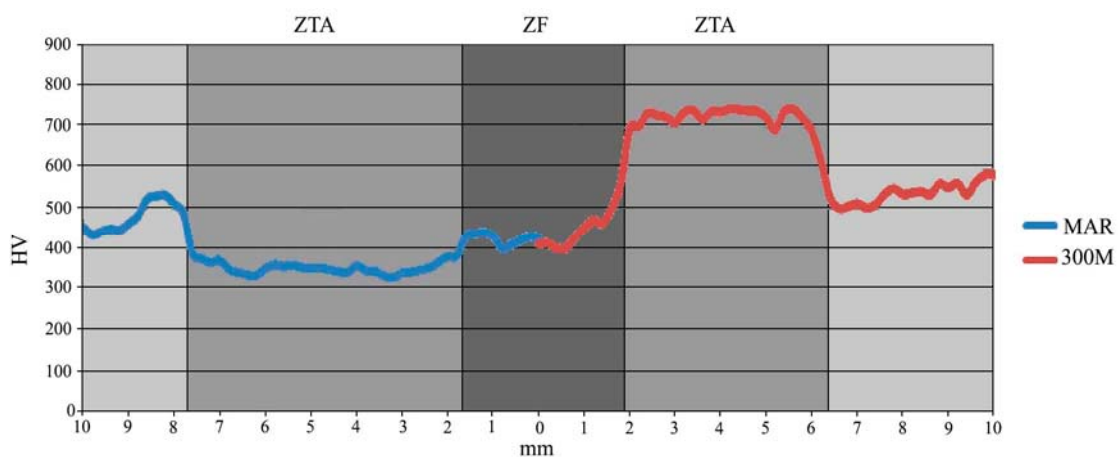
Fonte: Produção próprio autor

4.11.1.4 Situação 4 – PST 4 (Maraging como recebido e 300M temperado e revenido)

Na Figura 78 são mostrados os resultados do ensaio de dureza encontrados na junta soldada da situação PST 4.

Nesta situação as chapas foram soldadas nas seguintes condições: a chapa de aço Maraging não foi submetida a nenhum processo térmico, já a chapa de aço de 300M foi sujeita ao tratamento de têmpera (980°C/1h) e revenimento duplo (280°C/2h).

Figura 78 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação PST 4.

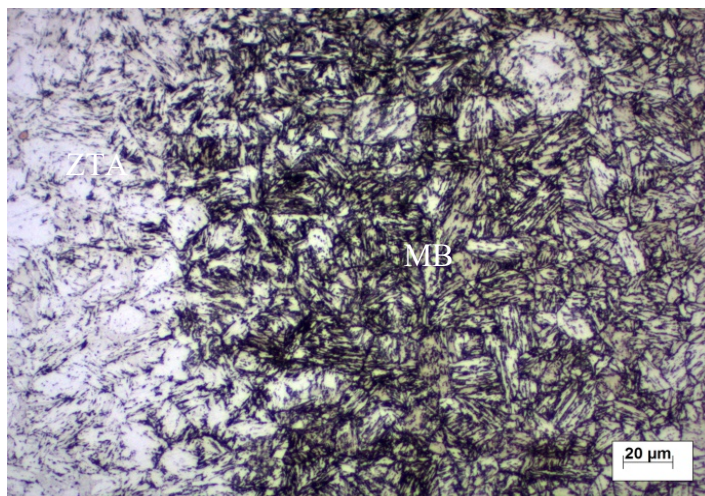


Fonte: Produção próprio autor

A região fundida das chapas apresenta uma resistência semelhante à situação PST 3, aproximadamente de 400 HV.

No aço Maraging a região da ZTA mostra atributos parecidos à situação PST 3, dureza por volta de 350 HV. Como nesta situação o material não foi tratado termicamente, a chapa mostra um pico de aumento de dureza na transição da ZTA para o MB (Figura 79), devido à temperatura obtida naquela região, após este pico de dureza, há uma redução e a dureza no MB volta aos seus valores típicos.

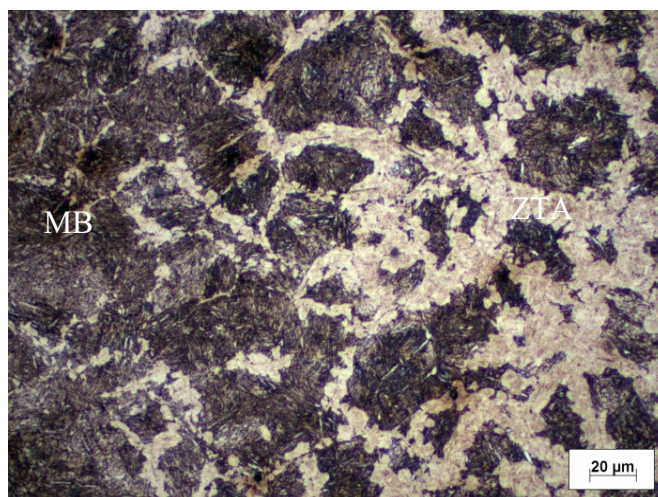
Figura 79 – Região transição ZTA/MB aço Maraging da situação PST 4.



Fonte: Produção próprio autor

No aço 300M nota-se características similares com a condição passada. Uma ZTA com dureza a cerca de 700 HV devido à formação de martensita no local. Um declínio da dureza na região de transição ZTA/MB, devido à morfologia grosseira mostrada na Figura 80, nota-se que na ZTA, próximo ao MB há a nucleação parcial de nova fase no contorno de grão, indicando que a temperatura, neste local, atingiu a faixa intercrítica, com transformação parcial da microestrutura.

Figura 80 – Região transição ZTA/MB aço 300M da situação PST 4.



Fonte: Produção próprio autor

4.11.2 Juntas Soldadas a Plasma com tratamento térmico após a soldagem (PTT).

De forma semelhante ao processo de soldagem a Laser, o processo de união a Plasma também foi submetido a um novo processo térmico após a soldagem. Em busca de adquirir uma uniformização nas propriedades das juntas.

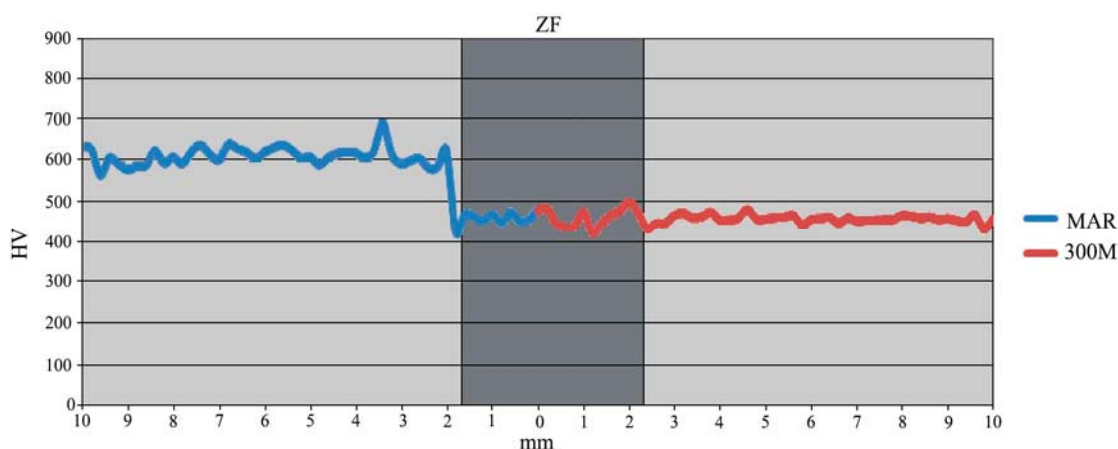
4.11.2.1 Situação 1 – PTT 1 (aços Maraging e 300M soldados conforme recebidos e, posteriormente, temperados [980 °C/1h] e revenidos/envelhecidos [480 °C/3h])

Nesta situação, as chapas não foram submetidas a nenhum tipo de tratamento térmico antes da operação de soldagem. Após a realização da junção das chapas, a peça foi submetida a um ciclo térmico visando aumentar suas propriedades mecânicas. O processo térmico adotado foi o de têmpera a 980°C/1h e revenimento/envelhecimento a 480°C/3h.

Na chapa de aço Maraging foi possível obter uma padronização da microestrutura da chapa, apesar de aumentar consideravelmente a sua dureza em todas as regiões. Sendo possível observar na Figura 81, um aumento de dureza na ordem de 180 HV no MB e de aproximadamente 250 HV na ZTA. Na zona fundida devido à estrutura dendrítica apresentada, que facilita a presença de austenita revertida, ocorre um declínio de 50 HV.

Na Figura 81 se nota também uma queda no valor da resistência por volta de 50 HV na região adjacente a solda. Podendo se tornar uma região crítica no ensaio mecânico.

Figura 81 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da Situação PTT 1.

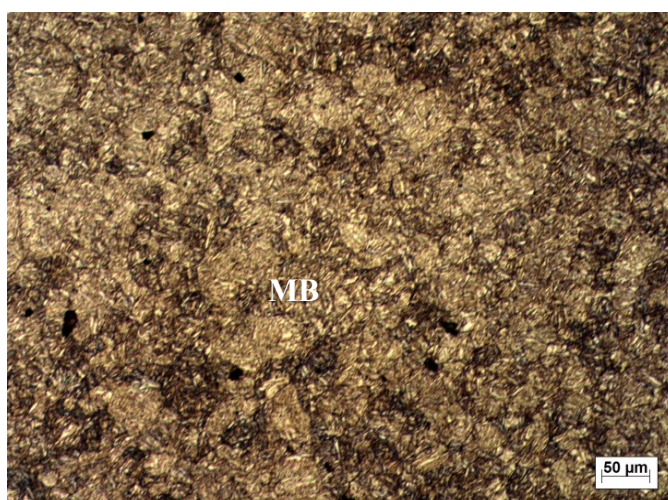


Fonte: Produção próprio autor

Após a submissão do ciclo térmico a chapa de aço 300M sofre uma padronização na extensão total da chapa com o valor médio de 460 HV, visto na Figura 81. Em consequência disto, apresenta uma microestrutura martensítica em toda a sua área, na Figura 82 é mostrada a microestrutura do material base do aço 300M.

Comparando a situação pós tratamento térmico (PTT 1) com a mesma situação antes do tratamento térmico (PST 1), há um decréscimo de 180 HV na região da ZTA e uma elevação da dureza na região no MB, aproximando a dureza das diferentes regiões do aço 300 M.

Figura 82 – Região martensítica MB aço 300M da situação PST 3.



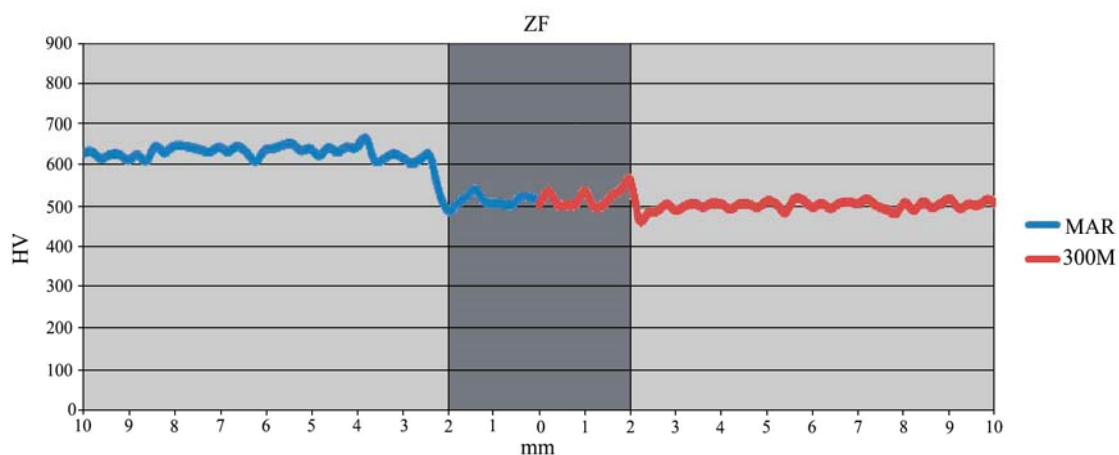
Fonte: Produção próprio autor

4.11.2.2 Situação 2 – PTT 2 (aço Maraging envelhecido e 300M como recebido, soldados e, posteriormente, temperados [980 °C/1h] e revenidos/envelhecidos [480 °C/3h])

Na condição PTT 2, após a realização da soldagem das chapas, a junta foi submetida a um ciclo térmico. O processo térmico adotado foi o de têmpera a 980°C/1h e o revenimento/envelhecimento a 480°C/3h.

Os resultados do ensaio de dureza bem como as localizações da avaliação são apresentados na Figura 83.

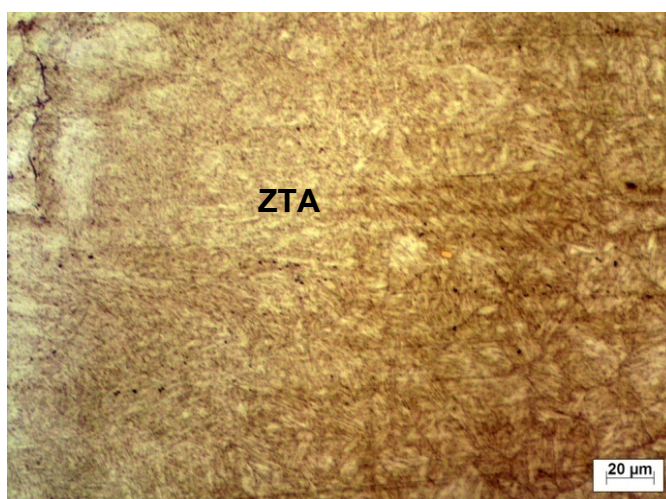
Figura 83 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da situação PTT 2.



Fonte: Produção próprio autor

Na chapa de aço Maraging ocorre o nivelamento do valor da dureza nas regiões da ZTA e da MB. Para acontecer esta padronização o valor da ZTA teve um aumento em torno de 300 HV, e um incremento de aproximadamente 50 HV no MB em relação à situação PST 2. Isto se deve ao envelhecimento da martensita durante o tratamento que ocorreu na região. Na Figura 84 é mostrado a ZTA do aço Maraging, próximo à ZF.

Figura 84 – Região ZTA aço Maraging da situação PTT 2.



Fonte: Produção próprio autor

A região fundida após o segundo ciclo a dureza se manteve no mesmo patamar que a região antes do ciclo térmico, aproximadamente 500 HV.

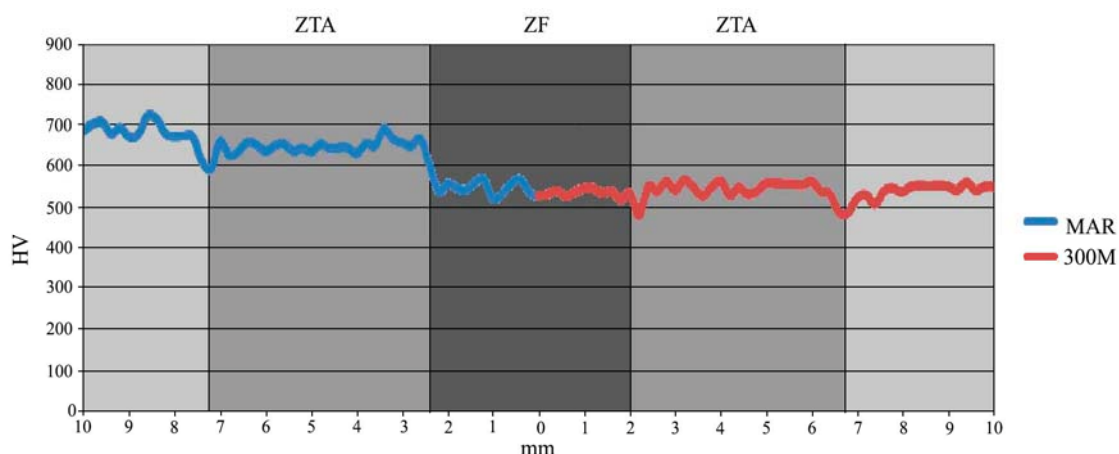
Na chapa de aço 300M o tratamento térmico de têmpera resulta em um aumento na faixa de quase 200 HV no material base, ocasionado pela transformação da região perlítica em uma microestrutura martensítica. Na ZTA acontece um decréscimo com a mesma grandeza do aumento do MB, em média de 200 HV, devido ao revenimento após a têmpera. É interessante destacar que esta elevação na dureza da região do aço 300M que estava com menor valor foi importante para homogeneizar a dureza em um patamar mais elevado, conferindo, por conseguinte, uma melhor resistência ao conjunto soldado.

4.11.2.3 Situação 3 – PTT 3 (aço Maraging envelhecido e 300M temperado e revenido, soldados e, posteriormente, revenidos/envelhecidos [480 °C/3h])

Na Figura 85 observa-se os efeitos encontrados após o tratamento térmico aplicado na junta soldada.

Nesta situação as chapas, antes da soldagem, foram submetidas a ciclos térmicos. O aço Maraging passou pelo processo de envelhecimento (480°C/3h) e o aço 300M pelo processo de têmpera (980°C/1h). Depois do processo de soldagem, foi realizado um novo processo térmico na junta, revenimento/envelhecimento (480°C/3h).

Figura 85 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da Situação PTT 3.



Fonte: Produção próprio autor

A região da ZTA do aço Maraging mostra um aumento da dureza, na ordem de 300 HV, em relação à mesma situação PST 3. No MB houve um acréscimo menor, 50 HV em média.

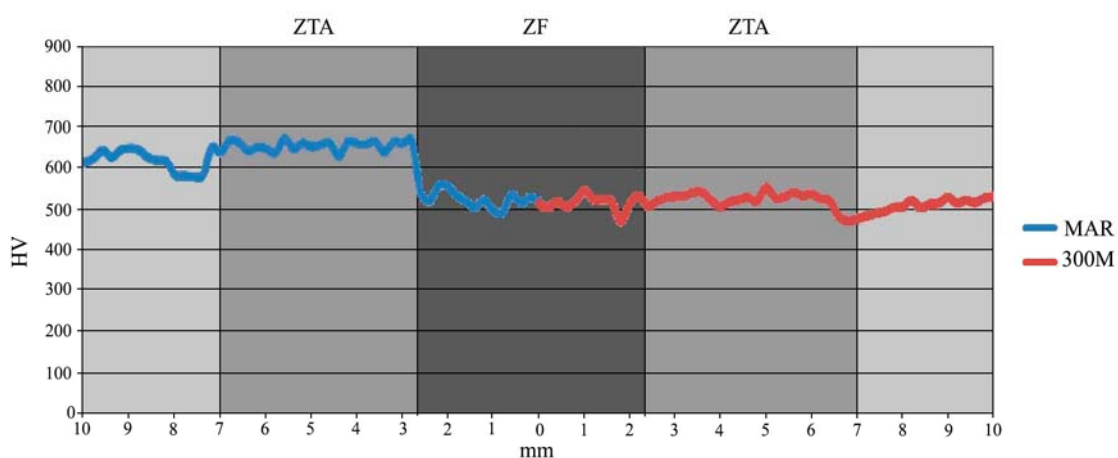
No aço 300M acontece a equiparação na dureza da chapa nas três regiões: ZTA, ZF e MB. Com isso ocorre uma diminuição da propriedade na ZTA e no MB, comparado com a situação anterior (PST 3).

4.11.2.4 Situação 4 - PTT 4 (aços Maraging como recebido e 300M apenas temperado, soldados e, posteriormente, revenidos/envelhecidos [480 °C/3h]).

Nesta situação, antes da soldagem, a chapa de aço Maraging não passou por nenhum processo térmico e a chapa de aço 300M foi submetida somente ao processo de têmpera (980°C/1h). Depois do processo de soldagem a Plasma foi aplicado um ciclo térmico de 480°C por 3 horas.

Na Figura 86 é mostrado o resultado da aplicação do tratamento térmico na junta soldada após o processo de união das chapas.

Figura 86 - Esquema das posições de ensaio de dureza e valores encontrados na junta soldada da Situação PTT 4.



Fonte: Produção próprio autor

A situação PTT 4 é equivalente à situação anterior. Em consequência ao tratamento térmico aplicado, acontece aumento da dureza na ZTA do aço Maraging, na ordem de 300 HV devido ao envelhecimento martensítico da região.

No aço 300M também é similar à situação anterior, declínio da dureza na ZTA, em torno de 200 HV e uma sensível redução no MB, comparado com a situação antes do tratamento térmico (PST 4). Há uma equalização da dureza nas três regiões, MB, ZTA e ZF.

#

4.12 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração nos corpos de prova foram estabelecidos e descritos no item 3.11.

Para a avaliação e comparação dos resultados, foi realizado o ensaio utilizando no mínimo três corpos de provas de cada situação. Os resultados obtidos serão apresentados a seguir.

4.12.1 Processo a Laser

As chapas unidas pelo processo a Laser foram submetidas ao ensaio de tração nas duas situações comentadas anteriormente. Situação LST, sem serem submetidas a um ciclo térmico após a soldagem, e LTT, submetidas ao ciclo térmico após a união.

4.12.1.1 Corpos de prova situação LST

Como citado nos itens anteriores, as chapas da condição LST tiveram ciclos térmicos somente antes processo de soldagem.

Após o processo de soldagem os CDPs foram avaliados pelo ensaio de tração. Os resultados encontrados estão apresentados na Tabela 14.

Tabela 14- Valores de limite de resistência à tração (σ_t) e alongamento (ϵ) dos corpos de prova do LST.

Identificação	Limite de Resistência à tração MPa	Alongamento %
Situação 1	743 ± 6	$4,2 \pm 0,2$
Situação 2	783 ± 4	$4,5 \pm 0,1$
Situação 3	1504 ± 74	$1,0 \pm 0,1$
Situação 4	988 ± 2	$4,2 \pm 0,1$

Fonte: Produção próprio autor

Os CDPs da situação 1 e 2 tiveram limite de resistência à tração semelhantes e o local de ruptura na mesma região, no MB do aço 300M. Na situação 1 as chapas não foram sujeitas a nenhum tratamento térmico e o aço Maraging possuía uma maior resistência mecânica e na situação 2 apenas a chapa de aço Maraging passou pelo processo térmico de envelhecimento, com isso, se tornando mais resistente. Estes resultados estão coerentes com os valores de dureza observados no item 4.8.1, onde se observa que os valores de dureza, tanto na ZF e na ZTA, como no aço Maraging, são superiores aos observados no aço 300M, pois este aço, nesta condição, não recebeu tratamento térmico de têmpera.

Na situação 3 o corpo de prova apresenta uma maior resistência à tração e menor alongamento. Nesta situação, as chapas estavam tratadas termicamente, o aço Maraging já estava envelhecido e a chapa de 300M havia sido submetida ao processo de têmpera e revenimento. A ruptura nesta condição ocorre na região da solda. Também é coerente com o valor de dureza observado no aço no item 4.8.1, embora o valor de dureza tenha aumentado no substrato dos aços Maraging e 300M, a região da ZTA e ZF, apresentou um valor mais reduzido, notadamente, na ZTA do lado da chapa do aço Maraging.

O limite de resistência à tração, da situação 4, apresenta o local de ruptura na região do MB do aço Maraging. Isto se deve porque, nesta condição, somente a chapa de 300M foi sujeita ao tratamento térmico.

4.12.1.2 Corpos de prova situação LTT

Na condição LTT as juntas soldadas foram submetidas a um ciclo térmico após o processo de soldagem a Laser.

Os resultados encontrados na realização do ensaio de tração destas juntas estão mostrados na Tabela 15.

Tabela 15 - Valores de limite de resistência à tração (σ) e alongamento (ϵ) dos corpos de prova do LTT.

Identificação	Limite de Resistência à tração MPa	Alongamento %
Situação 1	1367 ± 2	$2,6 \pm 0,1$
Situação 2	1342 ± 23	$1,5 \pm 0,9$
Situação 3	1339 ± 27	$2,7 \pm 0,1$
Situação 4	1334 ± 131	$1,6 \pm 1,1$

Fonte: Produção próprio autor

Após a aplicação de um novo ciclo térmico para a equalização das propriedades mecânicas das juntas, pode-se notar um aumento para um valor médio dos limites de resistência à tração em torno de 1300 MPa.

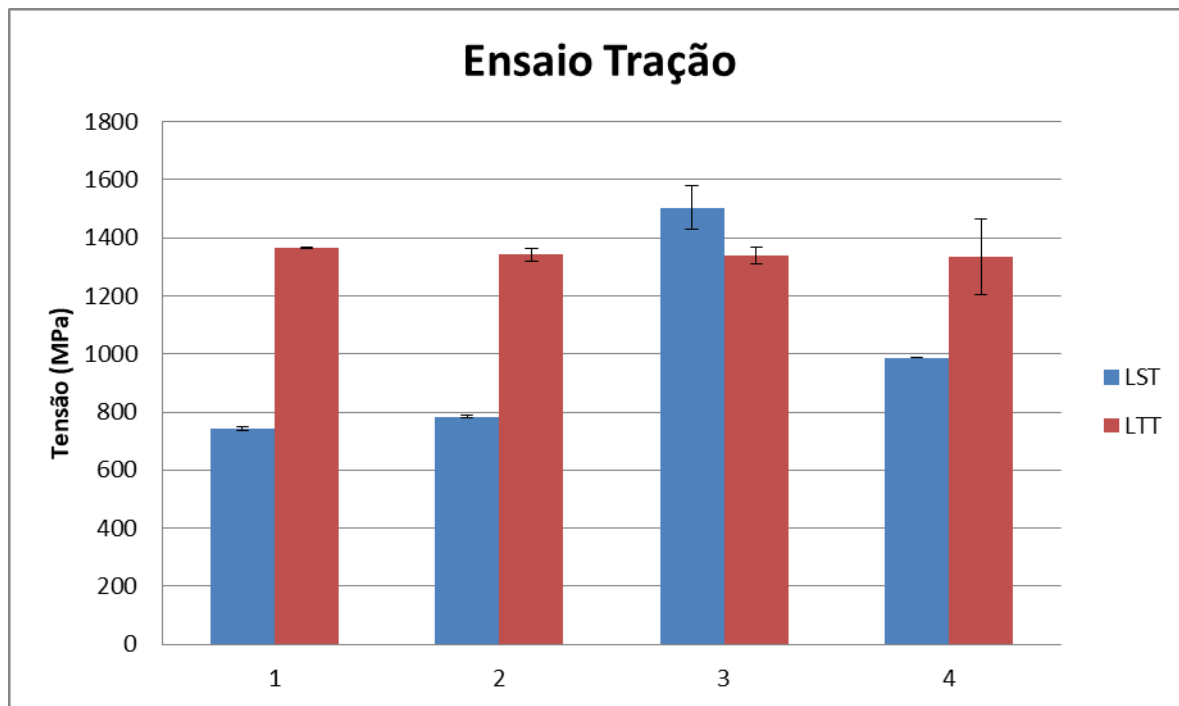
As situações 1 e 2 foram às únicas ocasiões onde as rupturas aconteceram no MB, no 300M neste caso. Embora as resistências mostradas nestas juntas não apresentem valores muito elevados, nota-se que houve um aumento considerável das propriedades mecânicas nestas juntas, na ordem de 84% na situação 1 e de 71% na situação 2. Este fato também está associado à elevação na dureza mínima observado no MB, na ZTA e na ZF destes aços após os tratamentos de têmpera e revenimento/envelhecimento.

Na situação 3 mostra uma redução no limite de resistência em torno de 160 MPa. Neste caso, como a chapa já havia sido tratada termicamente antes da solda e, o segundo ciclo aplicado não foi suficientemente eficaz para manter as propriedades mecânicas elevadas, principalmente na chapa de aço 300M, que no segundo ciclo, devido à alta temperatura e o tempo no segundo ciclo, ocorreu um revenimento exagerado na martensita, ocasionado assim à ruptura no MB do aço 300M. Ao analisarmos o perfil de dureza destas condições, nota-se que a propriedade mecânica no MB atingiu um valor inferior ao que foi alcançado nas outras regiões.

A situação 4 apresenta também um bom aumento no limite de resistência, em torno de 32%, comparado com a mesma situação sem tratamento pós solda. Embora esta situação indique um bom aumento em sua resistência, produz uma redução no seu alongamento. A região onde ocorre a ruptura foi na zona fundida, diferente do local onde ocorreram na condição LST.

Na Figura 87 observa-se que após a aplicação do segundo ciclo térmico (LTT), as juntas soldadas apresentam um nivelamento em suas propriedades mecânicas.

Figura 87 – Comparação dos valores das resistências do LST com o LTT



Fonte: Produção próprio autor

4.12.2 Processo a Plasma

As chapas unidas pelo processo de soldagem a Plasma também foram avaliadas por ensaios de tração nas duas condições, PST e PTT.

4.12.2.1 Corpos de prova situação PST

As chapas da condição PST tiveram ciclos térmicos somente antes do processo de soldagem.

Após o processo de soldagem os CDPs foram avaliados pelo ensaio de tração. Os resultados encontrados estão apresentados na Tabela 16.

Tabela 16- Valores de limite de resistência à tração (σ_t) e alongamento (ϵ) dos corpos de prova do PST.

Identificação	Limite de Resistência à tração MPa	Alongamento %
Situação 1	813 ± 10	2,88 ± 0,01
Situação 2	817 ± 12	3,68 ± 0,36
Situação 3	954 ± 32	2,28 ± 0,79
Situação 4	957 ± 34	2,37 ± 0,36

Fonte: Produção próprio autor

Os corpos de prova da condição 1 e 2 têm o limite de resistência bem próximos. Nas duas situações, a ruptura ocorreu na região do metal base do aço 300M. Nas duas condições o aço Maraging apresenta a dureza maior em relação ao outro material.

Na condição 1, apesar de não ter sido submetido a nenhum tipo de ciclo térmico, o aço Maraging já apresenta a dureza maior que o 300M. Mesmo ocorrendo uma redução na dureza na ZTA do aço Maraging, este continua apresentando superioridade da resistência mecânica em relação à região do MB do aço 300M.

Na situação 2, na chapa de aço Maraging foi aplicado o processo térmico de envelhecimento, aumentando o valor da resistência do material. Mas, após o procedimento de soldagem, ocorre a redução desta resistência na região da ZTA. Esta situação é bem similar a situação 1, mesmo ocorrendo esta redução, o aço Maraging continua mais resistente em relação ao aço 300M, favorecendo a ruptura neste aço.

Os resultados dos ensaios mecânicos das situações 3 e 4 apontam um valor de resistência bem próxima. As rupturas nas duas condições ocorreram na ZTA da chapa de aço Maraging. Mesmo considerando que a chapa, da situação 3, tenha sido submetida ao tratamento de envelhecimento, na região da zona termicamente afetada, acontece um fenômeno de redução da resistência devido ao alto aquecimento e velocidade de resfriamento aplicado no local, fato característico do material.

Na situação 4 ocorre a ruptura na região da ZTA do aço Maraging pelo fato de que a chapa de 300M foi sujeita ao tratamento térmico de têmpera e revenimento, apresentando uma resistência superior em relação à do aço Maraging.

4.12.2.2 Corpos de prova situação PTT

Na condição PTT as juntas soldadas foram submetidas a um ciclo térmico após o processo de soldagem a Plasma.

Os resultados encontrados na realização do ensaio de tração destas juntas estão mostrados na Tabela 17.

Tabela 17 - Valores de limite de resistência à tração (σ_t) e alongamento (ϵ) dos corpos de prova do PTT.

Identificação	Limite de Resistência à tração MPa	Alongamento %
Situação 1	1060 ± 61	$0,65 \pm 0,08$
Situação 2	1259 ± 14	$0,88 \pm 0,08$
Situação 3	1360 ± 8	$1,62 \pm 0,02$
Situação 4	1300 ± 16	$1,37 \pm 0,43$

Fonte: Produção próprio autor

Com a aplicação do ciclo térmico após a soldagem a fim de aumentar e equalizar a resistência mecânica da junta soldada é possível observar que ocorre um incremento do valor médio dos limites de resistência à tração, ocorrendo em algumas condições o aumento do valor para cerca de 1300 MPa.

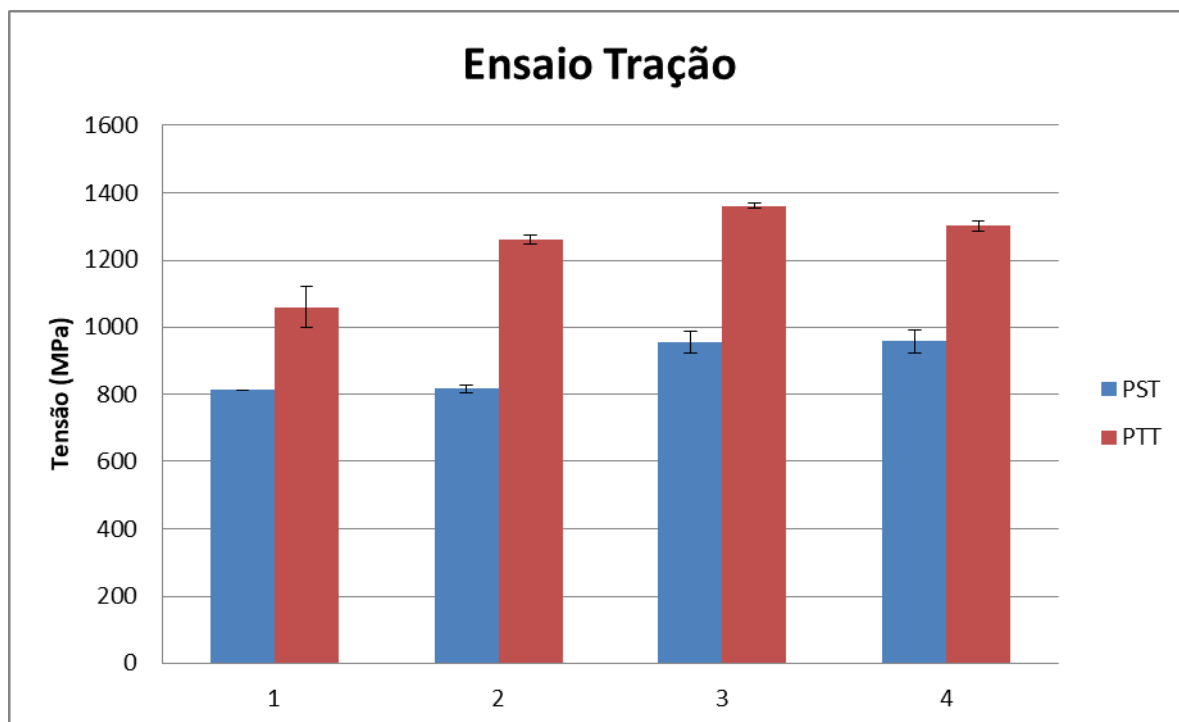
Na situação 1 acontece o rompimento da peça na ZTA do aço 300M. Através da análise do gráfico de dureza desta condição, se nota que o resultado do tratamento térmico aplicado nesta situação não apresenta uma equiparação em relação à chapa de aço Maraging, estes valores inferiores favorecem a ruptura no local.

A fratura da situação 2 ocorre na região da solda. Nesta peça o tratamento térmico apresentou uma melhora em relação à condição anterior, mas a região da ZF manteve uma resistência mais baixa.

Os tratamentos térmicos após a solda, aplicados nas situações 3 e 4, melhoraram as propriedades em tração, os valores de limite de tração e alongamento ficaram semelhantes aos resultados obtidos na solda realizada a Laser.

Na Figura 88 observa-se que após a aplicação do segundo ciclo térmico (pós-solda) as juntas soldas apresentam um nivelamento em suas propriedades mecânicas.

Figura 88 – Comparação dos valores das resistências do PST com o PTT



Fonte: Produção próprio autor

Analisando o gráfico da Figura 88 nota-se que as melhores propriedades em tração são observadas nas situações 3 e 4 onde após a solda foi aplicado apenas o tratamento de envelhecimento a 480°C por 3 horas. Nota-se também que, para todas as situações o tratamento térmico proposto após a solda melhora o limite de resistência.

5 CONCLUSÃO

- Tanto a união das chapas pelo processo de soldagem a Laser (LBW) quanto à soldagem a plasma (PAW) mostraram-se eficazes para realizar a união das chapas de aços dissimilares 300 M e Maraging 300.

- O valor mais elevado de resistência dos aços soldados, foi observado quando ambos os aços são previamente endurecidos, têmpera do aço 300 M e envelhecimento do aço Maraging. Este efeito é notado mais destacadamente para o processo de solda a laser (LTT3). No processo de solda a plasma, para a mesma condição ocorre uma redução na resistência, pois o aporte térmico forma uma região mais extensa e com menor dureza na ZTA do aço Maraging.

- Os tratamentos térmicos pós-solda contribuíram em ambos os processos de soldagem, LBW e PAW, para aproximar os valores de dureza da ZTA, ZF e MB dos aços, melhorando o desempenho da junta em tração. Houve um aumento da resistência mecânica para um valor na ordem de 1300 MPa, nas duas situações. Esta elevação é notada, principalmente, nas juntas soldadas a plasma e nas juntas soldadas a laser onde um dos aços não foi previamente endurecido por tratamento térmico.

- Embora a soldagem a Laser tenha atendido às exigências solicitadas, os cordões de solda, em sua maioria, mostraram pequenas falhas, como a presença de poros.

- Mesmo apresentando algumas falhas no processo de união a Plasma, mordeduras do lado do aço Maraging, o procedimento atendeu aos requisitos solicitados na união das chapas.

6 TRABALHOS FUTUROS

Alguns acontecimentos evidenciados pelos processos de tratamentos térmicos e soldagem, ainda necessitam de estudos complementares, sendo assim, algumas sugestões para a continuidade desse trabalho são sugeridas a seguir:

- Avaliação dos precipitados gerados pelos processos de soldagem e tratamentos térmicos, utilizando técnicas de microscopia eletrônica de transmissão (MET).
- Quantificação da austenita retida nos processos de soldagem, principalmente na zona fundida.
- Realizar avaliação de resistência à fadiga nas situações de soldagem e tratamentos térmicos.
- Realizar análise de fratura nas condições apresentadas

REFERÊNCIAS

- AGLAN, H.A. et al. M. Mechanical and fracture behavior of bainítica rail steel. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v.151, p.268- 274, 2004.
- ANAZAWA, R. M. **Caracterização mecânica e microestrutural de um aço 300M com microestrutura multifásica**. 2007, 193 p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2007.
- ASM HANDBOOK ONLINE. ASM DESK EDITIONS. **Ultrahigh-strength steels**. Disponível em <<http://products.asminternational.org/hbk/index.jsp>>. Acesso em: 25 de maio de 2018.
- ATSMON, N.; ROSEN, A. Reverted austenite in maraging steel. **Metallography**, New York, v. 14, p. 163-167, 1981.
- BHADESHIA, H.K.D.H. **Bainite in steels**. 2nd ed. London: Institute of Materials, 2001. 454p.
- BOSCOV, J.; DAMANET, P. Rocket motor cases in 300M steel: a pioneer development performed in the brazilian space programme. ESA SYMPOSIUM ON EUROPEAN ROCKET AND BALOON PROGRAMMES AND RELATED RESEARCH, 1985, Norway. **Proceedings...** Norway. ESA, 1985.
- BOSCOV, J. **Relatório Interno Instituto Aeronáutica e Espaço**. São José dos Campos: Instituto Aeronáutica e Espaço, 1998.
- BOSCOV, J. Sounding rocket development program. In: SOUNDING ROCKET CONFERENCE, 6., 1982, Orlando. **Proceedings...** Orlando: AIAA, 1982.
- BRACARENSE, A, Q. **Processo de soldagem PAW**. Belo Horizonte, 2000. 363p.
- CAMARINHA, M. G. G. **Avaliação do comportamento em fadiga do aço Maraging 300 submetido a processo de soldagem a laser**. 2013. 107 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais. Área de Concentração: Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2013.
- DECKER R.F.; EASH J.T.; GOLDMAN A.J. 18% Nickel maraging steel, source book on maraging steels. **Transactions of ASM**, v. 55, 1962.
- DECKER, R. F. **Notes on the development of maraging steels**. Ohio: Source Book on Maraging Steels., American Society for Metals, 1979.
- DÍAZ, V. M.V. **Influência de parâmetros e variáveis da soldagem plasma sobre as características da solda com ênfase na análise da abertura e no fechamento do keyhole**. 1999. 113f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1999.

FANTON, L. **Estudo do comportamento mecânico e microestrutural de um aço maraging após soldagem a laser e tratamentos térmicos**. 2013. 87 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

FLOREEN B. S., PAUL D. **The physical metallurgy of maraging steels**. Suffern: America Research Laboratory, The International Nickel Co., Inc, Sterling Forest, 1968.

GONÇALVES, A; MOTTA, A; SAKAI, P. R. A Fabricação de Envelopes Motores Foguete para Utilização no Veículo Lançador de Satélites VLS-1. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 4., 2007, Águas de São Pedro. **Anais...** Águas de São Pedro, 2007.

GUPTA R.; REDDY. R.; MUKHERJEE, M.K.; Keyhole plasma arc welding of 8 mm thick maraging steel: a comparison with multi-pass GTAW. **Welding in the World**, London, v. 56, p. 69 – 675, 2012

HALL, A. M.; SLUNDER, C. J. **The metallurgy, behavior, and application of the 18-percent nickel maraging steels**. Washington: Battelle Memorial Inst. Columbus of Columbus Labs., 1968.

HASHIMOTO, T. M. **Caracterização mecânica e microestrutural de um aço médio carbono com estruturas bainíticas e multifásicas**. 2004. 98 f. Tese (Livre Docência em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2004.

HE, Y. et al. Strengthening and toughening of a 2800-MPa grade maraging steel. **Materials Letters**, Amsterdam, v.56, p. 763-769, 2002.

ION, J.C. **Laser processing of engineering materials: principles, procedures and industrial application**. Oxford: Ed. Butterworth-Heinemann, 2005. 576 p.

JOSHI, J. R. et al. Influence of welding techniques on heat affected zone softening of dissimilar metal maraging steel and high strength low alloy steel gas tungsten arc weldments. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, India, v. 70, p. 69 – 81, 2016.

KANNATEY-ASIBU, E. **Principles of laser materials processing**. New Jersey: Wiley, 2009. 819p.

KNOTH, R. J., LANG, F.H. 18% nickel maraging steel metallurgy and its effects on welding. **Metals engineering quarterly**, Ohio: ASM, p. 49-53, may 1966.

LI X; YIN, Z. Reverted austenite during aging in 18Ni(350) maraging steel. **Materials Letters**, Amsterdam, v. 24, p. 239-242, 1995.

LIMA, M. S. F.; et al. Soldagem a laser de aços de alta resistência mecânica. In: CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA, 4., 2010, Campina Grande, **Anais...** Campina Grande: ABCM, 2010.

LIMA, M. S. F. et al. Laser Surface Remelting and Hardening of an Automotive Shaft Sing a High-Power Fiber Laser. **Journal Materials Research**, Pittsburgh, v. 10, n. 4, p. 461-467, 2007.

LOMBARDO, S. **Caracterização mecânica e microestrutural de juntas soldadas a laser em aços maraging com posterior tratamento térmico e termoquímico de superfície**. 2015. 193 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá 2015.

LOPES, J. C. O. Os aços maraging. **Ciência e Tecnologia dos Materiais**, Lisboa, v. 19, n. 1-2, 2007.

MARKFELD, A.; ROSEN, A. The effect of reverted austenite on the plastic deformation of maraging steel. department of materials engineering. **Materials Science and Engineering**, Lausanne, v. 46, p. 151-157, 1980.

MARQUES, P. V; MODENESI, P. J; BRACARENSE, A. Q; **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2011. 363p.

MARQUETI, P. R. **Estudo de juntas de aço maraging 300 soldadas por plasma e tratadas termicamente após a soldagem**. 2017. 82f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciências dos Materiais) – Universidade Federal São Paulo. Instituto de Ciência e Tecnologia, São José dos Campos, 2017.

MESSLER, R. W., **Principles of welding: Processes, Physics, Chemistry and Metallurgy**. New York: Editora John Wiley & sons, 2008. 685 p.

MEYRICK, G.; WAGONER, R. H.; GAN, W. **Physical metallurgy of steel: class notes and lecture material for MSE 651.01**. Ohio: Department of Materials Science and Engineering - The Ohio State University, 2001.

MOREIRA, A. F. R., **Introdução de silício na interface de junções a laser dos materiais dissimilares Ti-6Al-4V e AA6013-T4**. 2017. 82f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais) – Universidade Federal São Paulo. Instituto de Ciência e Tecnologia, São José dos Campos, 2017.

OLIVEIRA, R. C. **Caracterização mecânica e microestrutural dos aços 300m e maraging 300 após soldagem a plasma**. 2015. 81f. Dissertação (Mestrado em Materias e Processos de Fabricação) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2015.

OOI, S.W. et al. Effect of retained austenite and high temperature laves phase on the work hardening of an experimental maraging steel. **Materials Science and Engineering:A**, Lausanne, v. 546, p.485-492, 2013.

PADIAL, A. G. F. ; **Caracterização microestrutural do aço maraging de grau 400 de resistência mecânica ultra elevada**. 2002. 102 f. Tese (Doutorado em Ciências) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2002.

PADIAL, A.G.F **Transformações de fase e propriedades mecânicas de um aço maraging sem cobalto**. 1994. 101 f. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1994.

PALAU, J. C. F. **Avaliação do processo de preparação de superfície de envelope motor foguete para aderência de isolante térmico e aços de ultra-alta-resistência**. 2011. 163 f. Dissertação (Mestrado profissionalizante em Engenharia Mecânica) – Universidade de Taubaté, Taubaté, 2011.

PARDAL J.M., **Propriedades mecânicas e magnéticas do aço maraging classe 300 em diversas condições de tratamento térmico**. 2012 198 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal Fluminense, Rio de Janeiro, 2012.

PHILIP, T.V. **Ultrahigh-strength steels**. In: Metals Handbook: properties and selection: iron and steels, 9 ed..Ohio: ASM, 1978. v.1.

PRADO, J. S. A. **Tratamento térmico e tenacidade de aços 300M e maraging 300**. 1990, 204 f. Dissertação (Mestrado em Ciências na área de Materiais) – Instituto Tecnológico da Aeronáutica, São José dos Campos, 1990.

REIS, A G. **Comportamento mecânico do aço maraging 300 solubilizado e nitretado a plasma** . 2015 152 f. Tese (Doutorado em Engenharia Aeronáutica e Mecânica na área de Materiais e Processos de Fabricação) – Instituto Tecnológico da Aeronáutica, São José dos Campos, 2015.

REIS, R. P.; SCOTTI, A. **Fundamentos e prática da soldagem a plasma**. São Paulo: Artliber, 2007. 152 p.

RIVA, R.; LIMA, M.S.F.; OLIVEIRA, A.C. Soldagem a laser de estruturas aeronáuticas. **Metalurgia e Materiais**, São Paulo, v. 65, p. 48-50, 2009.

SAKAI, P.R. **Caracterização de juntas soldadas em PAW e GTAW de chapas finas em aço maraging 300 submetidas a vários reparos**. 2015. 180 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

SANTOS, D. **Caracterização microestrutural e mecânica do aço 300M tratado termoquimicamente a plasma e a laser**. 2016. 150 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2016.

SANTOS, D. **Influência do tempo de transformação bainítica sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de um aço multifásico**. 2005. 87 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2005.

SANTOS, D. R. **Otimização dos parâmetros de tratamento térmico e soldagem do aço maraging 18Ni 300**. 2001. 118f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2001.

SCHINITZER, R. Reverted austenite in PH 13-8 Mo maraging steels. **Materials Chemistry and Physics**, Lausanne, v. 122, p. 138-145, 2010.

SCHMIDT, M.; ROHRBACH, K. **ASM Handbook: heat Treating of Maraging Steels**. Ohio: ASM, 1991. p. 219–228, v.4.

SHA, W.; GUO, Z. **Maraging steels: modeling of microstructure, properties and applications**. Cambridge: CRC Oress, 2009. 203p.

SILVA, A. L. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 3. ed. São Paulo: Editora Blucher, 2010. 664p.

SILVA, D. F. **Caracterização mecânica e microestrutural do aço maraging 300, soldadas a plasma e submetidas a reparos**. 2014. 112 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2014.

SILVA, D. R. **Análise da influência dos gases de proteção nas propriedades da solda a laser da liga Ti6Al4V**. 2008. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Instituto de Pesquisa de Energias Nucleares, São Paulo, 2008.

SOUZA, F. A. Estudo dos aços 300M e maraging visando a aplicação na industria aeroespacial. In: CONGRESSO NACIONAL DE ESTUDANTES DE ENGENHARIA. UNIVERSIDADE FEDERAL, 14., 2007, Uberlândia. **Anais...** Uberlândia: ABCM pg 6, 2007.

TOMITA, Y.; OKAWA, T. Effect of microstructure on mechanical properties of isothermally bainite-transformed 300M steel. **Materials Science and Engineering**, Lausanne, v. A172, p. 145-151, 1993.

VIJAY, K.V; SUNG, J.K., WAYMAN, C.M. Precipitation reactions and strengthening behavior in 18 wt pct nickel maraging steels. **Metallurgical Transactions**, Nova York, v. 21, p. 2655-2668, 1990.

VIKHRENKO, V.S.; **Heat Transfer: Engineering Applications**. Croácia: InTech 2011, 412p.

VISWANATHAN, U. K.; DEY, G.K., SETHUMADHAVAN, V. Effects of austenite reversion during overageing on the mechanical properties of 18 Ni (350) maraging steel. **Materials Science and Engineering: A**, Lausanne, v. 398, p. 367–372, 2005.

VISWANATHAN, U. K.; KISHORE, R; ASUNDI, M.K. Effects of thermal cycling on the mechanical properties of 350-grade maraging steel. **Metallurgical and Materials Transactions: A**, Warrendale, v. 27, p. 757–761, 1996.

WU, C.P.; TSAY, L.W.; CHEN, C. Notched tensile testing of T-200 maraging steel and its laser welds in hydrogen. **Materials Science and Engineering**, Lausanne, v. 346, p. 302- 309, 2003.