

UNESP
Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DO AÇO
MARAGING 300, SOLDADO A PLASMA E SUBMETIDAS A REPAROS.**

Guaratinguetá
2014

DEIVID FERREIRA DA SILVA

Caracterização mecânica e microestrutural do aço maraging 300, soldado a plasma e submetidas a reparos.

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

Orientador: Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla

Co-Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

Guaratinguetá

2014

S586c Silva, Deivid Ferreira da
Caracterização mecânica e microestrutural do aço MARAGING 300, soldado a plasma e submetidas a reparos / Deivid Ferreira da Silva – Guaratinguetá, 2014.
112 f : il.
Bibliografia: f. 109

Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2014.
Orientador: Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla
Coorientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

1. Aço 2. Resistência à tração I. Título


CDU 669.14(043)

DEIVID FERREIRA DA SILVA

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. ANTONIO JORGE ABDALLA
Orientador UNESP/FEG


Prof. Dr. TOMAZ MANABU HASHIMOTO
UNESP/FEG


Prof. Dr. OLIVÉRIO MOREIRA DE MACEDO SILVA
IAE/DCTA

Junho de 2014

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

DEDICATÓRIA

“Dedico o esforço deste trabalho à minha esposa
Claudia Ebner, que sem o seu apoio, paciência e
incentivo nada disso seria possível”.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente gostaria de agradecer ao Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial (DCTA) e ao Instituto de Aeronáutica e Espaço (IAE) por ter me dado a oportunidade de desenvolver este trabalho.

Agradecer à Universidade Estadual Paulista “Julio de Mesquita Filho”- Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, pelo suporte dado para a realização dos estudos aplicados neste trabalho.

Aos meus orientadores Dr. Antonio Jorge Abdalla e Dr. Marcelo dos Santos Pereira pela orientação, ajuda e paciência durante todo o trabalho.

A todos da Coordenadoria da Garantia da Qualidade e Confiabilidade (SESP-GQ) do IAE/DCTA pelo apoio e ajuda para o desenvolvimento do estudo em especial para Eng. Paulo Roberto Sakai e Dr. Silvio Fazolli que me apoiaram e me orientaram, sem os quais, não seria possível.

Ao Dr. José Augusto Orłowski de Garcia, Eng. 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 Sr. Jaime Camilo de Souza e o Sr. Vitor Duarte da Ferramentaria FAUTEC, pela a confecção dos reparos dos corpos de prova.

Ao Eng. Davi Neves e ao Téc. Marcelo Domingues, da Divisão de Suporte Técnico do IEAV, pela confecção dos corpos de prova.

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

Ao Eng. José Amaro de Souza, Eng. Douglas Henrique da Silva Costa, Eng. Kledermon Garcia e o Téc. Milton Fernandes, do laboratório de ensaios mecânicos da Divisão de Sistemas Aeronáuticos (ASA) do IAE/DCTA pela ajuda na realização dos ensaio de tração.

Ao Dr. Christian Frederico de Avila Von Dollinger, Téc. João Batista e o Téc. Claudemir Patuci da Divisão de Materiais (AMR) do IAE/DCTA pelo suporte na realização das análises metalográficas e pela microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Ao Téc. Ronaldo Rodrigues da Cunha da Divisão de Materiais (AMR) do IAE/DCTA pelo apoio nos ensaios de difração por raios-X.

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

SILVA, D. F., **Caracterização mecânica e microestrutural do aço maraging 300, soldado 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.

RESUMO

Este trabalho tem como objetivo avaliar e quantificar as possíveis perdas na resistência mecânica da junta soldada de aço MARAGING 300, após a realização de até três reparos no cordão da solda. O Instituto de Aeronáutica e Espaço (IAE) projeta, desenvolve e fabrica foguetes de sondagem e veículos lançadores de satélites (VLS) utilizando propelente sólido e o envelope metálico é o responsável por suportar a pressão de trabalho durante a queima deste propelente. Atualmente o envelope motor é fabricado em aço 300M-ESR e, devido a uma série de vantagens nas propriedades mecânicas encontradas e no processo de confecção, o IAE estuda a substituição do aço 300M-ESR pelo aço MARAGING 300. O método de soldagem utilizado para a realização do trabalho foi o processo de soldagem a plasma (*PLASMA ARC WELDING – PAW*) em passe único, utilizando-se a técnica *keyhole* com metal de adição. Estas juntas soldadas são avaliadas por ensaios não destrutivos, adotando critérios de aceitação de acordo com a norma AWS D17.1. Neste trabalho, a confecção dos reparos foi feita de forma manual, utilizando o método TIG (*TUNGSTEN INERT GAS*). Foram realizadas as avaliações de resistência mecânica, perfil de dureza Vickers (HV) por microindentações, análises químicas, análises metalográficas e fractográficas da junta soldada nas diversas condições de soldagem. Os resultados mostram que após a solda e reparos, antes do tratamento térmico de envelhecimento, a região fundida e a região adjacente à solda apresentam uma dureza abaixo das outras regiões afetadas termicamente, isto se deve a segregação de solutos na região. Com o envelhecimento há uma elevação nos níveis de dureza de cerca de 200HV, porém a zona fundida e a zona próxima à solda permanece com uma dureza um pouco inferior ao restante do material. As análises da superfície fraturada mostraram que as rupturas dos corpos de prova soldados ocorreram a partir da região da zona termicamente afetada próxima a solda, e possui uma natureza de fratura mista com predomínio da formação de alvéolos (*dimples*) e algumas indicações de clivagem. Não houve uma variação considerável na resistência mecânica das juntas soldadas submetidas a até três reparos na mesma região da solda.

PALAVRAS CHAVES: Aço MARAGING, Soldagem a Plasma, Reparo de Solda, Resistência à Tração.

SILVA, D. F., **Mechanical and microstructural characterization of the Maraging 300 steels, Welded of Plasma and Submitted to Repairs**. 2014. 112 f. Dissertation (Master in Mechanical Engineering) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2014.

ABSTRACT

This study aims to evaluate and quantify the possible losses of mechanical resistance in the welded joint of MARAGING 300 steel submitted within three after repairs in the cords of the welded. The Institute of Aeronautics and Space (IAE) designs, develops and manufactures sounding rockets and satellite launcher vehicles (VLS) using solid propellant and the motor case is responsible for supporting the pressure during the burning of this propellant. Currently, the motor case is made of 300M-ESR steel. Due to a number of advantages found in the mechanical properties and the manufacturing process, IAE is studying the replacement of 300M-ESR steel by MARAGING 300 steel. The welding method used for achievement of the work was the process of plasma arc welding (paw) in a single pass, using the keyhole technique with filler metal. The welded joints are evaluated by adopting non-destructive testing acceptance criteria according to AWS D17.1. In this work, the repairs were done, manually, using the tungsten inert gas method (TIG). Measures of mechanical strength, Vickers hardness (HV), chemical analysis, metallographic analysis and fractography of the welded joint were made at the various welding conditions. The results show that after welding and repair and before the aging heat treatment the adjacent region to the weld fusion zone have hardness lower than other regions affected thermally. It is due to segregation of solute in the region. After aging treatment there is an increase in levels of hardness of about 200HV, but the fusion zone and near the weld zone with hardness remain slightly lower than the rest of the material. The analyzes of the fractured surface showed that the rupture of the specimens occurred in the region of the heat affected zone near the weld , and has a appearance of mixed fractures with formation predominantly of microvoid (dimples) and some indications of cleavage. There wasn't considerable variation in the mechanical resistance of the welded joints submitted to three repair in the weld same region.

KEYWORDS: MARAGING steel, Plasma Welding, Weld Repair, Tensile Strength.

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química dos aços 300M e 4340 (% em peso).....	25
Tabela 2 - Composições nominais de ligas MARAGING com 18 % níquel. O teor máximo de carbono para todas as ligas é de 0,03 % (SCHMIDT; ROHRBACH, 1991).....	28
Tabela 3 - Parâmetros utilizados para a soldagem.....	49
Tabela 4 - Composição química encontrada em análise e composições especificadas na norma AMS 6521C e catálogo de fornecedor.....	58
Tabela 5 - Composição química do arame encontrada em análise e composição química do arame especificado por norma.....	59
Tabela 6 - Valores de dureza na escala Rockwell (HRC).....	60
Tabela 7 - Resultados do limite de resistência obtidos após o ensaio de tração.....	61
Tabela 8 - Variação dimensional do reforço superior da solda em materiais não tratados.....	65
Tabela 9 - Variação dimensional do reforço da solda em materiais tratados.....	67
Tabela 10 - Média dos resultados obtidos nos ensaios de dureza do cordão de solda não tratado termicamente.....	91
Tabela 11 - Média dos resultados obtidos nos ensaios de dureza do cordão de solda não tratado termicamente.....	96
Tabela 12 - Valores de resistência à tração (σ_t), limite de escoamento (σ_e) e alongamento (ϵ) dos corpos de prova tratados.....	99

LISTA DE FIGURAS

Figura 1– Envelope Motor de Foguete.....	21
Figura 2- Tratamento térmico envelope motor de foguete.....	24
Figura 3- Ciclo tratamento térmico envelope motor.....	26
Figura 4- Efeito do cobalto e do molibdênio nos aços MARAGING.....	27
Figura 5- Tenacidade à fratura para diversos aços estruturais em função do limite de escoamento.....	29
Figura 6- Diagrama de transformação metaestável para o sistema Fe-Ni e diagrama de equilíbrio de fases para o sistema Fe-Ni	30
Figura 7- Esquema dos processos de refusão a arco sob vácuo (VAR) e refusão sob escória eletrocondutora (ESR).....	34
Figura 8- Representação esquemática dos fenômenos metalúrgicos que ocorrem na soldagem do aço.....	36
Figura 9- Esquema da tocha de soldagem a plasma.....	37
Figura 10- Comparação dos processos TIG e PLASMA. Em (a) vemos a comparação esquemática dos bocais de soldagem. Em (b) os dos dois processos.....	38
Figura 11- Tipos de arcos de plasma. (a) Arco Plasma transferido.(b) Arco plasma não transferido.....	40
Figura 12- Processo <i>KEYHOLE</i> . Na Figura (a) foto do processo de soldagem pelo método <i>KEYHOLE</i> . Em (b) esquema mostrando a formação do <i>KEYHOLE</i>	41
Figura 13- Fluxograma de etapas de trabalho.....	43
Figura 14- Corpo de prova de acordo com norma ASTM E8/8M.....	46
Figura 15-. Representação esquemática do ciclo térmico de solubilização.....	47
Figura 16- Representação esquemática do ciclo térmico de envelhecimento.....	47
Figura 17- Máquina utilizada para a realização dos ensaios de tração.....	48
Figura 18- Equipamento de soldagem da marca MERKLE BALMER modelo Insquare P 421 AC/DC.....	49
Figura 19- Módulo de plasma da marca MERKLE BALMER modelo PT 11.....	50
Figura 20- Alimentador de arame IMC STA/TIG.....	50
Figura 21- Dispositivo de soldagem longitudinal fabricado no IAE.....	50

Figura 22- Equipamentos utilizados para a realização do reparo e momento do desbaste do cordão da solda (a) Lixadeira pneumática (b) Discos abrasivos (c) Remoção do cordão da solda.....	51
Figura 23- Realização do reparo pelo processo TIG, de forma manual.....	52
Figura 24 - Imagem de junta soldada após a realização do reparo.....	53
Figura 25- Representação gráfica do posicionamento e profundidade de reparo.....	53
Figura 26- Dimensões dos corpos de prova utilizados para ensaio de tração da junta soldada.....	54
Figura 27- Disposição dos corpos de prova nas juntas soldadas e mostrado.....	54
Figura 28- Confeção dos corpos de prova utilizando eletroerosão a fio.....	55
Figura 29- Posições dos pontos de medição da microdureza.....	57
Figura 30- Retirada dos CDPs do forno de solubilização.....	62
Figura 31- Posicionamento dos CDPs no forno de envelhecimento.....	62
Figura 32- Amostra sem tratamento térmico e sem reparo.....	63
Figura 33- Amostra sem tratamento térmico com um reparo.....	63
Figura 34- Amostra sem tratamento térmico com dois reparos.....	64
Figura 35- Amostra sem tratamento térmico com três reparos.....	64
Figura 36- Amostra com tratamento térmico e sem reparo.....	65
Figura 37- Amostra com tratamento térmico com um reparo.....	66
Figura 38- Amostra com tratamento térmico com dois reparos.....	66
Figura 39- Amostra com tratamento térmico com três reparos.....	67
Figura 40- Esquema das regiões apresentadas na junta soldada não tratada na condição de zero reparo.....	68
Figura 41- Microestrutura da junta soldada sem tratamento na condição zero reparo, mostrando a morfologia dos grãos nas regiões: (a) Zona fundida (ZF); (b) Zona superaquecida (ZTA1); (c) Metal Base (MB); (d) Zona de recristalização (ZTA2); (e) Zona de transição (ZTA3); (f) e (g) Zona de envelhecimento (ZTA4).....	69
Figura 42 - Aspecto dendrítico da região solda com zero reparo.....	70
Figura 43- Região adjacente à linha de fusão da junta soldada com zero reparo.....	70
Figura 44- Grão refinado.....	71
Figura 45- Região envelhecida da junta soldada com zero reparo.....	71
Figura 46- Esquema das regiões apresentadas na junta soldada não tratada na condição de um reparo.....	72

Figura 47- Microscopia óptica de junta soldada sem tratamento condição com um reparo, mostrando a morfologia dos grãos nas regiões: (a) Zona fundida do reparo (ZF); (b) Zona superaquecida (ZTA1); (c) Zona de transição (ZTA3-4); (d) Zona fundida solda (ZF); (e) Zona de recristalização e transição (ZTA2-3); (f) Zona envelhecida I, região de transição e Zona envelhecida II (ZTA 4-5-6); (g) Região de transição entre as zonas envelhecidas (ZTA5).....	73
Figura 48- Região da Zona Fundida (ZF) do reparo.....	74
Figura 49- Região de transição da solda, reparo e ZTA.....	74
Figura 50- Esquema das regiões apresentadas na junta soldada não tratada na condição de dois reparos.....	75
Figura 51- Microscopia óptica de junta soldada sem tratamento na condição com dois reparos, mostrando a morfologia dos grãos nas regiões: (a) Zona fundida do reparo (ZF); (b) Zona superaquecida (ZTA1); (c) Zona de recristalização e transição (ZTA2-3); (d) Zona fundida solda (ZF); (e) Zona de transição (ZTA3); (f) Metal base (MB); (g) Região de transição e zona envelhecida (ZTA4).....	76
Figura 52- Aspecto dendrítico na região do reparo da solda da junta soldada com dois reparos.....	77
Figura 53- Região da solda inicial.....	77
Figura 54- Região de transição da ZTA1 com ZTA 2 na junta soldada com dois reparos.	78
Figura 55- Região envelhecida da junta soldada com dois reparos.....	78
Figura 56- Esquema das regiões apresentadas na junta soldada não tratada na condição de três reparos.....	79
Figura 57- Microscopia óptica de junta soldada sem tratamento na condição de três reparos, mostrando a morfologia dos grãos nas regiões: (a) Zona fundida do reparo (ZF); (b) Zona superaquecida (ZTA1); (c) Zona de recristalização (ZTA2); (d) Zona fundida solda (ZF); (e) Zona superaquecida (ZTA1); (f) zona de transição (ZTA3); (g) Região de transição e zona envelhecida (ZTA4).....	80
Figura 58 - Microscopia óptica junta soldada tratada termicamente na condição de zero reparo. (a) Solda e zona adjacente; (b) Solda e (c) zona adjacente.....	81
Figura 59- Microestrutura do metal base da junta soldada tratada termicamente com zero reparo.....	82
Figura 60- Microestrutura da solda da junta soldada tratada termicamente com zero reparo.....	82

Figura 61- Formação de austenita revertida (γ) na solda.....	83
Figura 62- Microestrutura da junta soldada tratada termicamente na condição de um reparo. (a) Solda, reparo e zona adjacente; (b) Zona adjacente e zona afetada; (c) Metal base; (d) Solda e reparo e (e) Reparo, zona adjacente e zona afetada pelo calor.....	83
Figura 63- Ilhas de austenita revertida (γ) da junta soldada com um reparo tratada termicamente.....	84
Figura 64- Microscopia óptica da junta soldada tratada termicamente na condição de dois reparos. (a) Solda e reparo; (b) Solda, reparo e zona termicamente afetada; (c) Metal base e (d) Solda, reparo e zona termicamente afetada.....	85
Figura 65- Formação da austenita revertida (γ) no reparo da solda.....	85
Figura 66- Microscopia óptica junta soldada tratada termicamente na condição de três reparos. (a) Solda, reparo e zona adjacente; (b) Solda, reparo e zona adjacente; (c) Metal base e (d) Reparo e zona adjacente.....	86
Figura 67- Ilhas de autenita revertida (γ) no terceiro reparo de solda.....	87
Figura 68- Análise de difração de raios-X para uma amostra com zero.....	88
Figura 69- Análise de difração de raios-X para uma amostra com um reparo.....	88
Figura 70- Análise de difração de raios-X para uma amostra com dois reparos.....	89
Figura 71- Análise de difração de raios-X para uma amostra com três reparos.....	89
Figura 72- Valores da dureza encontrada na região da solda com zero reparo, um reparo, dois reparos e três reparos.....	90
Figura 73- Esquema das posições de ensaio de microdureza e valores encontrados na junta soldada não tratada na condição de zero reparo.....	91
Figura 74- Esquema das posições de ensaio de microdureza e valores encontrados na junta soldada não tratada na condição de um reparo.....	92
Figura 75- Esquema das posições de ensaio de microdureza e valores encontrados na junta soldada não tratada na condição de dois reparos.....	93
Figura 76- Esquema das posições de ensaio de microdureza e valores encontrados na junta soldada não tratada na condição de três reparos.....	94
Figura 77- Durezas encontradas nas juntas soldadas com zero reparo, um reparo, dois reparos e três reparos.....	95

Figura 78- Valores de dureza encontrados na região da solda tratada termicamente na condição de zero reparo, um reparo, dois reparos e três reparos.....	95
Figura 79- Esquema das posições de ensaio de microdureza e valores encontrados na junta soldada e tratada termicamente, na condição de zero reparo.....	96
Figura 80- Esquema das posições de ensaio de microdureza e valores encontrados na junta soldada tratada termicamente, na condição de um reparo.....	97
Figura 81- Esquema das posições de ensaio de microdureza e valores encontrados na junta soldada tratada termicamente, na condição de dois reparos.....	98
Figura 82- Esquema das posições de ensaio de microdureza e valores encontrados na junta soldada tratada termicamente, na condição de três reparos.....	98
Figura 83- Durezas encontradas nas juntas soldadas tratadas termicamente na condição de zero reparo, um reparo, dois reparos e três reparos.....	99
Figura 84- Comparação das curvas do ensaio de tração.....	100
Figura 85- Resistência à tração dos CDPs ensaiados.....	101
Figura 86- Imagem da região fraturada após o ensaio de tração : (a) Condição sem reparo e (b) condição reparada. Ataque: Fry.....	102
Figura 87- Superfície da fratura do corpo de prova sem solda.....	103
Figura 88- Superfície da fratura do corpo de prova soldado na condição de zero reparo.....	103
Figura 89- Superfície da fratura do corpo de prova soldado na condição de um reparo....	104
Figura 90- Superfície da fratura do corpo de prova soldado na condição de dois reparos.	105
Figura 91- Superfície da fratura do corpo de prova soldado na condição de três reparos..	105

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	20
1.1	OBJETIVOS.....	22
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	23
2.1	AÇOS DE ULTRA-ALTA RESISTÊNCIA.....	23
2.2	SUBSTITUIÇÃO DO AÇO 300M-ESR PARA O AÇO MARAGING 300.....	23
2.3	AÇO 300M.....	24
2.3.1	Ciclo tratamento térmico do envelope motor.....	25
2.4	AÇOS MARAGING.....	26
2.4.1	Metalurgia física do Aço MARAGING.....	29
2.4.1.1	Sistema Fe – Ni.....	29
2.4.2	Tratamento térmico dos Aços MARAGING.....	31
2.4.2.1	Solubilização.....	31
2.4.2.2	Envelhecimento.....	31
2.4.3	Austenita Revertida.....	32
2.4.4	Processo de fabricação do Aço MARAGING.....	33
2.4.5	Soldagem do Aço MARAGING.....	34
2.5	SOLDAGEM.....	35
2.5.1	Processo de soldagem a plasma.....	37
2.5.1.1.	Arco transferido.....	39
2.5.1.2	Arco não transferido.....	39
2.5.1.3	Micro plasma.....	40
2.5.1.4	Plasma de média corrente.....	40
2.5.1.5	Processo <i>KEYHOLE</i>	41
3	MÉTODOS E PROCESSOS.....	43

3.1	CONTROLE DO MATERIAL RECEBIDO.....	43
3.1.1	Análise química.....	44
3.1.2	Exames metalográficos.....	44
3.1.2.1	Microestrutura.....	44
3.1.2.2	Tamanho de grão.....	45
3.1.2.3	Nível de inclusões.....	45
3.1.3	Ensaio de dureza.....	45
3.2	PREPARAÇÃO DO CORPO DE PROVA.....	45
3.3	TRATAMENTO TÉRMICO.....	46
3.3.1	Tratamento térmico de solubilização.....	46
3.3.2	Tratamento térmico de envelhecimento.....	47
3.4	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	48
3.5	SOLDAGEM.....	48
3.5.1	Ensaio não destrutivo.....	51
3.6	REALIZAÇÃO DOS REPAROS.....	51
3.6.1	Confecção de corpos de prova.....	54
3.6.2	Tratamento térmico dos corpos de prova soldados.....	55
3.6.3	Ensaio de tração.....	55
3.6.4	Análise metalográfica.....	56
3.6.4.1	Macrografia.....	56
3.6.4.2	Micrografia.....	56
3.6.5	Ensaio de microdureza Vickers (HV).....	56
3.6.6	Análise fractográfica.....	57
4	RESULTADOS.....	58
4.1	ANÁLISE QUÍMICA.....	58
4.1.1	Análise química do material recebido.....	58

4.1.2	Análise química do arame de solda.....	59
4.2	EXAMES METALOGRAFICOS.....	59
4.2.1	Micrografia.....	59
4.2.2	Tamanho de grão.....	60
4.2.3	Nível de inclusão.....	60
4.2.4	Ensaio de dureza.....	60
4.2.5	Ensaio de tração.....	61
4.3	SOLDAGEM.....	61
4.3.1	Tratamentos térmicos.....	61
4.4	MACROGRAFIA DA SOLDAGEM.....	62
4.4.1	Juntas soldadas sem tratamento térmico.....	63
4.4.2	Juntas soldadas com tratamento térmico.....	65
4.5	MICROGRAFIA DA SOLDAGEM.....	68
4.5.1	Juntas soldadas sem tratamento térmico.....	68
4.5.1.1.	Condição com zero reparo.....	68
4.5.1.2	Condição com um reparo.....	72
4.5.1.3	Condição com dois reparos.....	75
4.5.1.4	Condição com três reparos.....	79
4.5.2	Juntas soldadas após o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento.....	81
4.5.2.1	Condição zero reparo.....	81
4.5.2.2	Condição com um reparo.....	83
4.5.2.3	Condição com dois reparos.....	84
4.5.2.4	Condição com três reparos.....	86
4.5.3	Análise por difração de Raios-X.....	87
4.6	ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS (HV)	90

4.6.1	Microdureza Vickers em juntas soldadas sem tratamento térmico.....	90
4.6.2	Microdureza Vickers em juntas soldadas solubilizadas e envelhecidas.....	95
4.7	ENSAIO DE TRAÇÃO EM CORPOS DE PROVA SOLDADOS SOLUBILIZADOS E ENVELHECIDOS.....	99
4.8	REGIÃO DA FRATURA.....	101
4.8.1	Análise da superfície de fratura.....	102
5	CONCLUSÕES.....	107
	REFERÊNCIAS.....	109

1 INTRODUÇÃO

O Instituto de Aeronáutica e Espaço (IAE) que pertence ao Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial (DCTA), projeta, desenvolve e fabrica foguetes de sondagem e Veículo Lançador de Satélite (VLS), propulsado a propelente sólido há aproximadamente quarenta anos.

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.

Com o desenvolvimento do setor aeronáutico e aeroespacial tornou-se necessário o uso de materiais que tenham uma boa relação de peso/resistência. O aço Maraging 300, objeto de estudo deste trabalho, enquadra-se nesta importante classe de aços de ultra-alta resistência.

Estes aços de ultra-alta resistência 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. Os esforços aplicados para o desenvolvimento desses aços têm como objetivo o aumento da ductilidade e a tenacidade do material, melhorando a fusão e as técnicas de processamento.

A partir da década de 1970 teve início o desenvolvimento de um foguete de dois estágios, com dois envelopes motores com combustível sólido com 1000 mm de diâmetro e com o controle de altitude dos três eixos, o sonda IV.

Para a fabricação desse foguete, o IAE começou a pesquisar materiais que fossem possíveis a produção nacional e atingissem resistência mecânica acima de 1850 MPa. Após extensivas análises e estudos, foram selecionados alguns materiais como o SAE-4340, MARAGING, VASCOJET 1000 e 300M.

Dentre os três aços considerados, o aço MARAGING apresentava como vantagens, uma excelente soldabilidade e boas características de tratamento térmico, alta resistência à fratura associada à alta tenacidade. No entanto, em 1976, o desenvolvimento do aço MARAGING não foi possível por causa da grande dificuldade na fabricação de placa forjadas e laminadas deste aço, assim como o alto teor de cobalto, elemento químico que não existia no país. (BOSCOV, J.; DAMANET, P.,1985)

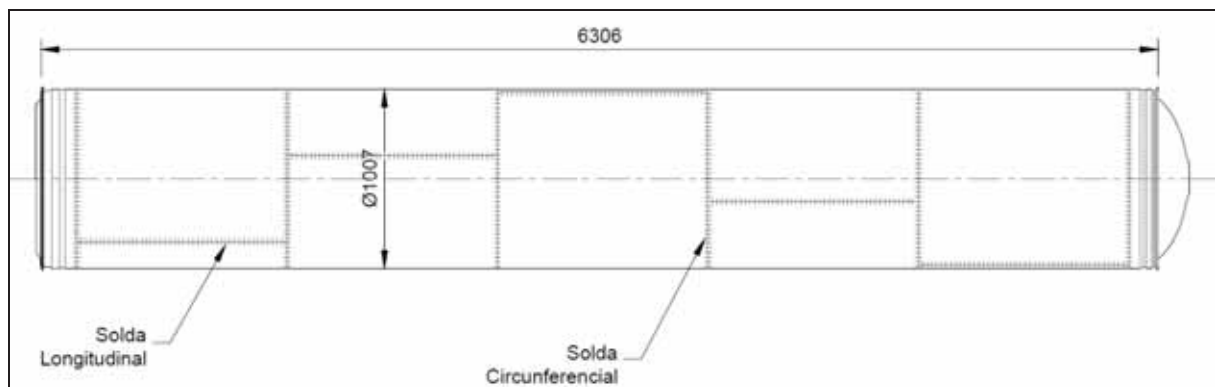
O clássico aço SAE 4340, originalmente feitos pelo processo VAR, e agora pela ESR, tem sido utilizado na fabricação do motor de foguete. O passo natural a seguir foi o desenvolvimento do aço 300M que além de estar dentro do alcance da nossa tecnologia tem muitas outras aplicações (BOSCOV; DAMANET, 1985).

Estudos comparativos entre o aço 300M-ESR em relação ao aço MARAGING 300, mostram que o aço MARAGING 300 possui diversas vantagens quando analisada a sua resistência mecânica, tenacidade à fratura da junta soldada, menor suscetibilidade a trincas de solda, uma maior facilidade no processo de soldagem e de tratamento térmico e uma menor variação volumétrica após tratamento térmico.

Com base nesses fatores, o IAE começa a viabilizar a substituição do material utilizado para a fabricação do envelope motor de foguete do 1º, 2º e 3º estágio do Veículo Lançador de Satélite (VLS), do aço 300M-ESR para o aço MARAGING 300.

Como o envelope motor tem a soldagem como item crítico em sua confecção, principalmente na união das virolas (soldas circunferenciais), exigindo um nível elevado de resistência e tenacidade, o processo de união deve ser avaliado através de ensaios não destrutivos os quais irão verificar a existência ou ausência de defeitos. No caso da existência de defeitos, estes serão removidos e o local será novamente preenchido com o material de adição. Esta operação é denominada “reparo de solda”. A Figura 1 mostra esquematicamente a configuração do envelope motor de foguetes, indicando a posição das soldas longitudinais e circunferenciais.

Figura 1- Envelope Motor de Foguete



Fonte: IAE/DCTA

A norma utilizada para a interpretação e aceitação das juntas soldadas (AWS D17.1), não estabelece o número máximo de reparos admitidos e durante a fabricação isto pode causar problemas, pois este número de reparos influi diretamente na resistência da junta soldada.

O IAE está substituindo o aço 300M-ESR pelo aço MARAGING 300 sendo que este ainda não foi utilizado para a construção de envelopes motor de foguetes pela Instituição, o que torna a necessidade do conhecimento da influência do número de reparos efetuados, nas juntas soldadas de aço MARAGING 300, extremamente relevante. Este trabalho se propõe pois, a estudar, além da influência da solda nas propriedades mecânicas, o efeito da realização de reparos após a soldagem inicial.

1.1 OBJETIVOS

O objetivo deste trabalho está em avaliar a perda da resistência mecânica das juntas soldadas de aço MARAGING 300 com a realização de até três reparos no mesmo ponto do cordão de solda. Sendo que, para atingir o objetivo proposto, foram adotadas as seguintes metas: a realização da solda a plasma, realização dos reparos de solda, avaliação microestrutural e relacionar a resistência mecânica da junta soldada com a microestrutura encontrada na região solda e/ou a região reparada.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. AÇOS DE ULTRA-ALTA RESISTÊNCIA

Os aços de ultra-alta resistência são muito empregados em projetos de caráter estrutural onde cargas elevadas são exigidas e, muitas vezes, onde altas relações de resistência-peso são necessárias. Além disso, eles também devem possuir boa ductilidade e tenacidade.

A designação de ultra-alta resistência é arbitrária, porque não há nenhum nível de resistência universalmente aceito para esta classe de aço. Porém, o aço estrutural que possui um limite de escoamento superior a 1380 MPa (200 ksi) é aceito como aço de ultra-alta resistência (ASM HANDBOOK ONLINE, 2013).

Aços com resistência elevada possuem muitas aplicações, tais como em tubulações, carros, vasos de pressão, navios, plataformas *offshore*, aviões e carcaças de motores de foguetes.

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 (ASM HANDBOOK ONLINE, 2013):

- Aços de baixa liga médio carbono;
- Aços de média-liga com endurecimento ao ar;
- Aços de elevada resistência à fratura;
- Aços MARAGING.

2.2. SUBSTITUIÇÃO DO AÇO 300M-ESR PARA O AÇO MARAGING 300

Os envelopes motores S40 e S43 são fabricados hoje utilizando o aço 300M-ESR, eles possuem um diâmetro de 1007 mm e um comprimento total próximo de 4000 mm e 6000 mm (SAKAI, et.al., 2006).

Atualmente um dos grandes problemas da fabricação dos envelopes motores com o aço 300M-ESR diz respeito a grande dificuldade e ao grande custo do ciclo de tratamento térmico realizado em forno tipo poço com atmosfera controlada, em peças com o formato tubular com grande diâmetro e espessura de 3,5 mm para atender as exigências de projeto (1850 MPa) e deformações residuais decorrentes do ciclo térmico (PALAU, 2012). A Figura 2 mostra um envelope motor sendo tratado termicamente em um forno tipo poço.

Figura 2- Tratamento térmico envelope motor de foguete.



Fonte: IAE/DCTA.

2.3 AÇO 300M

O aço 300M é basicamente um aço SAE 4340, com um ligeiro aumento dos teores de molibdênio e carbono, um aumento expressivo no teor de silício e a adição de vanádio. 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. Muitas das propriedades desse aço assemelham-se ao aço 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 (ASM HANBOOK ONLINE, 2013).

A Tabela 1 mostra, comparativamente, a composição química típica dos aços 300M e 4340.

Tabela 1 – Composição química dos aços 300M e 4340 (% em peso)

Elemento	300M	4340
Carbono (C)	0,40 – 0,46 %	0,37 – 0,43 %
Cromo (Cr)	0,70 – 0,95 %	0,70 – 0,90 %
Ferro (Fe)	93,4 – 94,8 %	95,195 – 96,33 %
Manganês (Mn)	0,65 – 0,90 %	0,60 – 0,80 %
Molibdênio (Mo)	0,30 – 0,45 %	0,20 – 0,30 %
Níquel (Ni)	1,65 – 2,0 %	1,65 – 2,0 %
Fósforo (P)	≤ 0,035 %	≤ 0,035 %
Silício (Si)	1,45 – 1,8 %	0,15 – 0,30 %
Enxofre (S)	≤ 0,040 %	≤ 0,040 %
Vanádio (V)	≥ 0,050 %	-

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).

O desenvolvimento do aço 300M-ESR no país deveu-se em grande parte ao progresso do parque siderúrgico nacional que, através do DCTA, antigo Centro Técnico Aeroespacial (CTA) e da ELETROMETAL, atual VILLARES METALS, conseguiram colocar no mercado matéria-prima de excepcional qualidade.

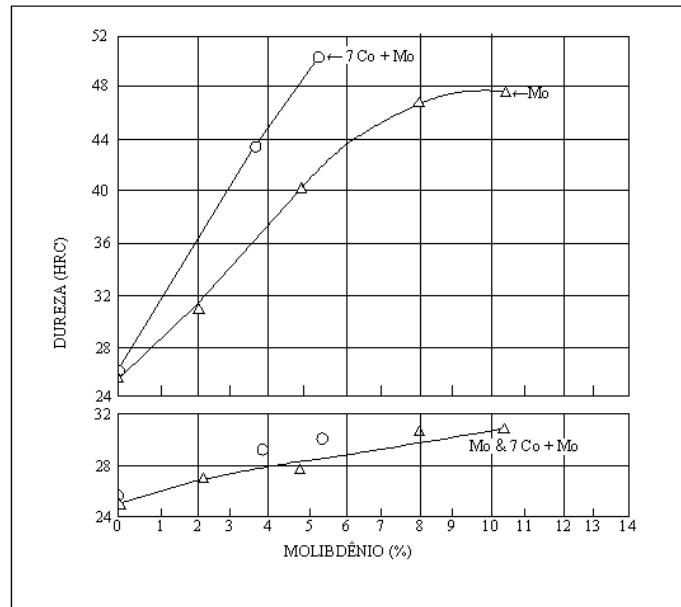
A alta qualidade dessa liga metálica somente foi possível graças à utilização do processo ESR em que o material produzido possui alto grau de homogeneidade de estrutura e ausência de macroinclusões (PALAU, 2013).

2.3.1 Ciclo tratamento térmico do envelope motor

A Figura 3 apresenta, respectivamente, os ciclos de normalização, têmpera e revenimento do envelope motor. A normalização é realizada com a temperatura de 930 °C por 40 minutos, a seguir austenitização a 980 °C por 1 hora, esse aquecimento deve ser feito na forma interrompida nas temperaturas de 540°C e de 760°C visando uma homogeneização e

A Figura 4 apresenta o aumento considerável da dureza do aço MARAGING devido ao aumento do teor de molibdênio e à adição de cobalto.

Figura 4- Efeito do cobalto e do molibdênio nos aços MARAGING



Fonte: Adaptado (LOPES, 2007).

Os aços MARAGING são uma classe especial de aços. Eles diferem dos demais aços pelo fato de não serem endurecidos por carbono. 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 endurecimento ocorrerá pelo envelhecimento da estrutura martensítica (daí vem o nome *mar + aging* = envelhecimento da martensita), a uma temperatura da ordem de 480 °C (ASM HANDBOOK ONLINE, 2013).

O carbono é um elemento considerado como impureza nestes aços e são mantidos a níveis muito baixos, estes aços são endurecidos pela precipitação de compostos intermetálicos. 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 alto 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 tão 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 2 mostra os diversos tipos de aços MARAGING com variação da sua composição.

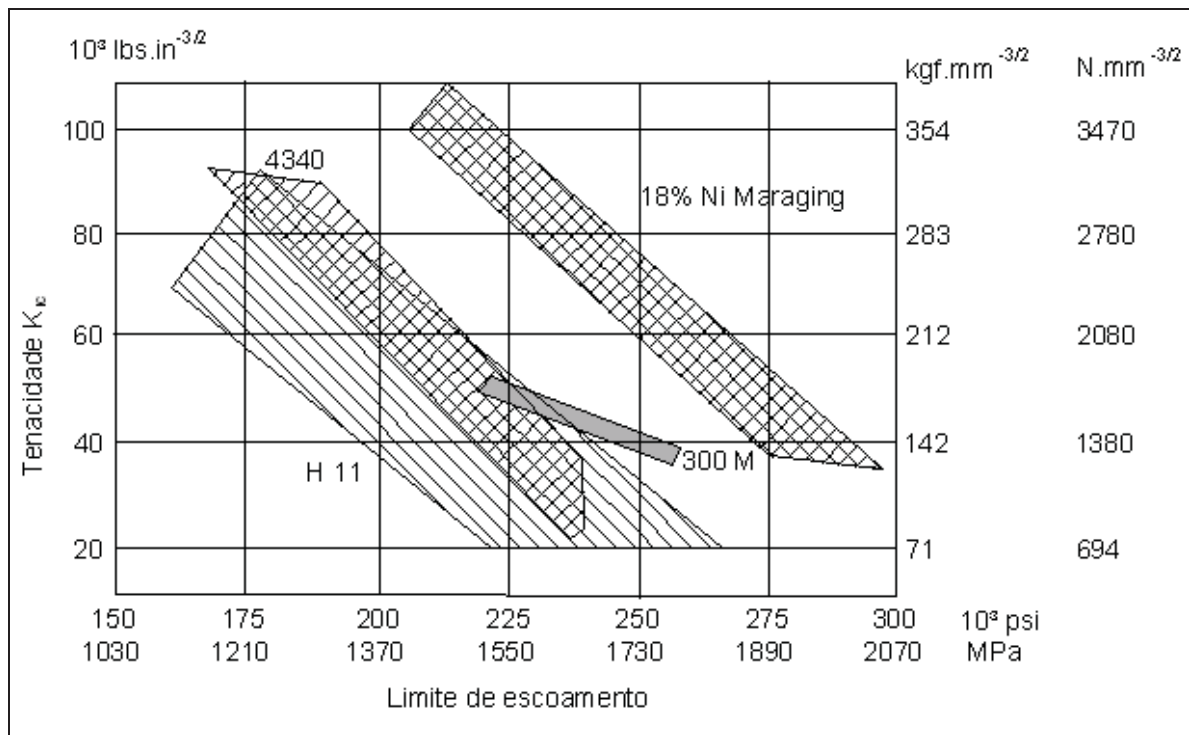
Tabela 2 - Composições nominais de ligas MARAGING com 18 % níquel. O teor máximo de carbono para todas as ligas é de 0,03 % (SCHMIDT; ROHRBACH, 1991).

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

Esses aços, em condição solubilizada, possuem uma estrutura martensítica que é muito dúctil e tenaz, 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).

A Figura 5 mostra os valores de tenacidade à fratura em função do limite de escoamento obtidos para as ligas mais comuns de aços MARAGING e outras ligas de ultra-alta resistência.

Figura 5- Tenacidade à fratura para diversos aços estruturais em função do limite de escoamento.



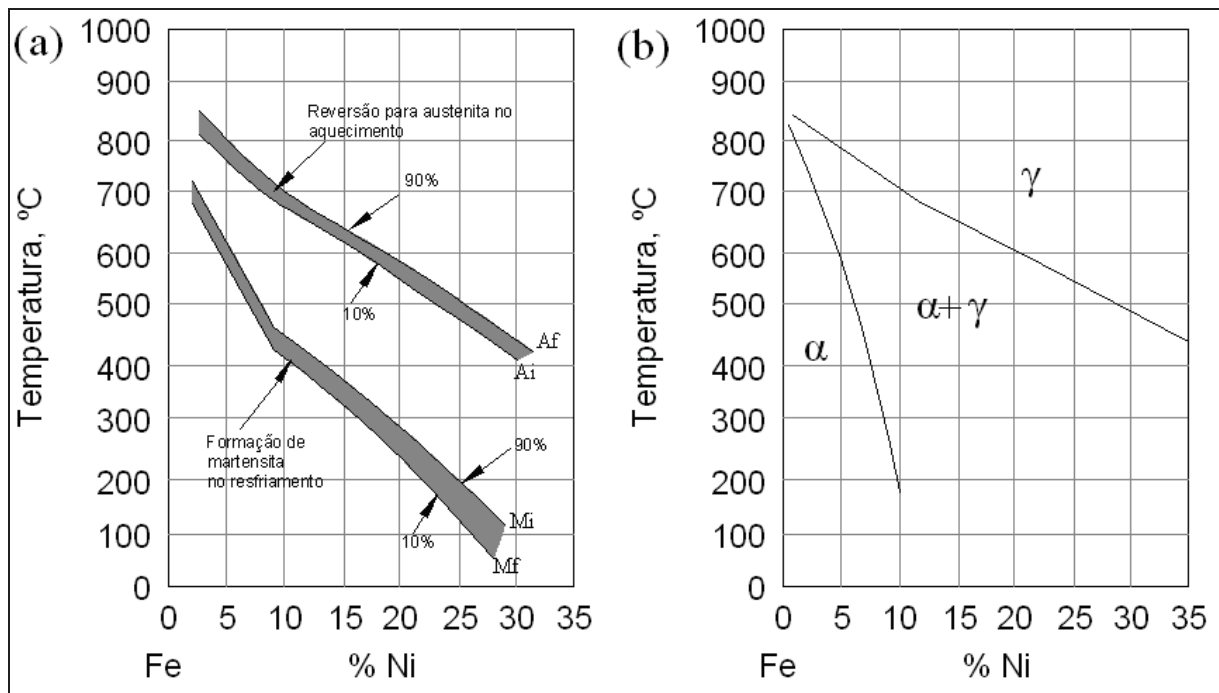
Fonte: (SILVA; MEI, 2010).

2.4.1 Metalurgia física do Aço MARAGING

2.4.1.1 Sistema Fe – Ni

As transformações de fase nestes aços podem ser explicadas com a ajuda dos dois diagramas de fase apresentados na Figura 6, que representam o sistema binário de Fe-Ni, correspondente à região rica em ferro dos dois diagramas. A Figura 6 (a) é o diagrama metaestável traçando a transformação de austenita para martensita por resfriamento e a reversão de martensita e austenita sob aquecimento. A Figura 6 (b) é o diagrama de equilíbrio mostra que, para teores mais elevados de níquel das fases de equilíbrio a baixas temperaturas são de austenita e ferrita (PADIAL, 2002)

Figura 6- (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).

O diagrama metaestável (Figura 6 a) indica o comportamento típico desses aços durante o resfriamento a partir do campo austenítico ou da temperatura de solubilização. Não ocorre transformação de fase até à temperatura M_i , temperatura na qual se inicia a formação da martensita a partir da austenita. Mesmo com um resfriamento muito lento, em peças de grandes secções, o aço transforma-se em uma estrutura totalmente martensítica. Aumentando-se o teor de níquel, abaixa-se a taxa de resfriamento necessária para formar a martensita e, com 10 % Ni, uma estrutura martensítica transforma-se completamente até com um resfriamento muito lento. (PADIAL, 2002)

O níquel e outros elementos de liga, exceto o cobalto, abaixam a temperatura de início da transformação martensítica M_i . Uma das importantes funções do cobalto, nestes aços, é garantir que as temperaturas M_i e M_f mantenham-se relativamente elevadas, e portanto, que se tenha a reação martensítica concluída a temperatura ambiente (MEI; SILVA, 2010).

Estudos adicionais sugerem que para menores teores de níquel e, conseqüentemente, maiores temperaturas de transformação, a situação termodinâmica favorece um processo de transformação controlado por difusão. Para maiores teores de níquel, as temperaturas de transformação diminuem e as baixas taxas de difusão fazem com que a transformação ocorra preferencialmente por cisalhamento (HALL; SLUNDER, 1968; GILBERT; OWEN, 1962).

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 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 6 b (PADIAL, 2002).

2.4.2 Tratamento térmico dos Aços MARAGING

2.4.2.1 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, reaquecimento entre 760°C e 815°C e, novamente, resfriado ao ar. Não é necessária atmosfera especial para evitar descarbonetação devido ao baixo teor de carbono (SANTOS, 2001).

2.4.2.2 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 a 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).

2.4.3. Austenita Revertida

Diversos autores (SCHINITZER, 2010; LI; YIN, 1995; ATSMON; ROSEN, 1981; OOI, et.al., 2013; MARKFELD, ROSEN, 1980; VISWANATHAN, 1996) 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 ao 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 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 à 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 resolidificada 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.

2.4.4 Processo e fabricação do Aço MARAGING

Como foi comentado anteriormente, a alta ductilidade e tenacidade da martensita dos aços MARAGING é uma consequência do baixíssimo teor de carbono, silício e enxofre. Portanto, deve ser feita uma seleção cuidadosa da matéria prima para a fusão desses aços. A fusão e refusão, sob vácuo, e a refusão sob escória eletrocondutora diminuem a contaminação, reduzem sensivelmente a segregação, diminuindo o conteúdo de gás e melhorando as propriedades mecânicas, especialmente a ductilidade e a tenacidade (PADIAL, 2002).

Para garantir propriedades satisfatórias, os aços MARAGING são submetidos à fusão e refusão sob vácuo. Nos aços altamente ligados há a tendência de ocorrer segregação durante a solidificação, e os elementos que mais segregam são titânio e o molibdênio. O aço fabricado por fusão em forno de indução a vácuo (VIM) é, posteriormente, submetido a um processo de refusão a arco sob vácuo (VAR) ou por escória eletrocondutora (ESR). Os processos empregados têm a finalidade de refinar a liga, no sentido de obter um aço com as menores quantidades possíveis de elementos residuais e o controle da solidificação, diminuindo os problemas relacionados à macrossegregação e à microsegregação de elementos de liga (PADIAL, 2002).

Os aços MARAGING são usualmente fundidos em um forno de indução sob vácuo (VIM). A fusão por indução evita contaminações, além de manter um bom controle da temperatura e garantir boa homogeneidade. O vácuo impede que os elementos de liga oxidem pela ação da atmosfera, principalmente alumínio e titânio, que são altamente reativos. Uma alternativa a esse processo é a fusão por indução em atmosfera de argônio. (FANTON, 2013).

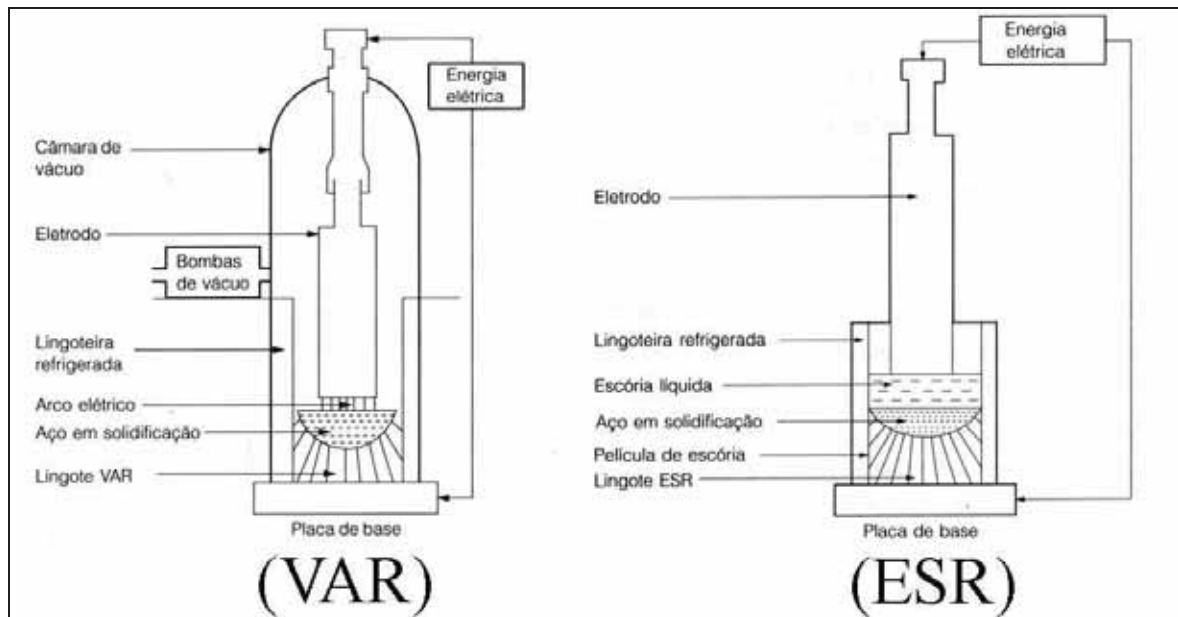
A Figura 7 mostra de forma esquemática o processo de refusão a arco sob vácuo (VAR) e o processo de refusão sob escória eletrocondutora (ESR).

No processo de refusão a arco sob vácuo (VAR) a liga a ser ressolidificada funciona como um eletrodo (cátodo) em um circuito de corrente contínua. Sob vácuo, em uma lingoteira resfriada à água, um arco é formado entre o eletrodo e o fundo do cadinho. O calor do arco funde a superfície inferior do eletrodo em uma taxa controlada pela tensão aplicada. O metal fundido cai na lingoteira e é ressolidificado de maneira gradual (STOLOFF, 1990).

A refusão sob escória eletrocondutora (ESR) o processo não ocorre no vácuo, a liga a ser ressolidificada funciona como um eletrodo em um circuito de corrente alternada. O

circuito e composto por uma escória com composição especial e é mantido em estado líquido pela ação da corrente que passa por ele. O eletrodo é imerso dentro da escória e funde-se em forma de gotas, que atravessam a escória e se solidificam, assim como no processo VAR, em uma lingoteira resfriada. Nesse processo, a escória pode ser produzida com uma composição capaz de reter óxidos indesejáveis (STOLOFF, 1990).

Figura 7- Esquema dos processos de refusão a arco sob vácuo (VAR) e refusão sob escória eletrocondutora (ESR).



Fonte: (SILVA;MEI, 2010).

2.4.5 Soldagem do Aço MARAGING

O processo de soldagem ideal para os aços MARAGING é aquele que proporciona uma junta soldada com a mesma resistência e uma melhor tenacidade à fratura em relação ao metal base já envelhecido. Essas propriedades são diretamente influenciadas pela zona termicamente afetada (ZTA), composição da solda e a relação entre a alimentação e dissipação do calor (SANTOS,2001).

As composições químicas do metal base e do metal de solda devem ser os principais fatores que influenciam nos cordões e solda. Sendo assim o controle químico deve ser rígido para evitar grandes concentrações de compostos danosos (TiC, TiN e outros) nos contornos interdendríticos do metal da solda. Os elementos como o C, S, O e N devem ser mantidos nos

mais baixos níveis, de modo a obter uma maior tenacidade à fratura na solda (SANTOS,2001).

2.5 SOLDAGEM

A soldagem é considerada 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 envolve muitos fenômenos metalúrgicos como, por exemplo, fusão, solidificação, transformações no estado sólido, por isso algumas deformações, causadas pelo calor e tensões de contração, podem ocasionar muitos problemas práticos.

Os processos de soldagem podem ser divididos em dois grandes grupos:

- Solda por pressão

Soldagem por pressão é o processo no qual as partes soldadas são inicialmente coalescidas e posteriormente pressionadas uma contra a outra para efetuar a união.

- Solda por fusão

Soldagem por fusão é o processo no qual as partes soldadas são fundidas por meio de ação de energia elétrica ou química, sem que ocorra aplicação de pressão.

No processo de soldagem por fusão, são apresentadas na junta soldada três regiões distintas.

- Zona fundida (ZF): região na qual o metal envolvido atingiu temperaturas iguais ou superiores as de fusão. Sob condições de resfriamento rápido e solidificação no metal de solda, ocorre a segregação de elementos de liga e de impurezas para a região central da solda, resultando em não homogeneidades químicas locais. Após a solidificação, apresenta morfologia dendrítica e tanto a sua composição química quanto suas propriedades mecânicas podem ser modificadas através da composição do metal de adição e da taxa de diluição do metal (LINNERT, 1965).

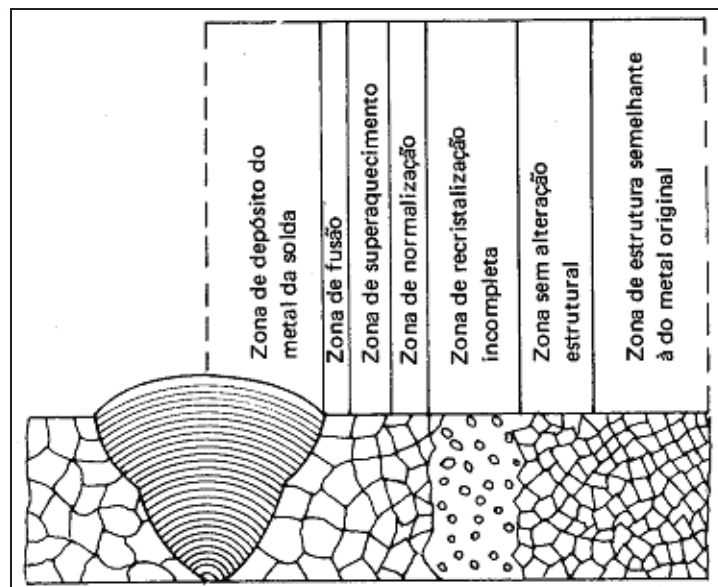
- Zona termicamente afetada (ZTA): também conhecida como “zona afetada pelo calor” (ZAC), é uma região intermediária entre a zona fundida e o metal base. Embora a temperatura atingida nesta região não tenha sido suficientemente alta para alterar o seu estado físico, mas pode modificar as

propriedades que o metal base apresentava antes da soldagem. Dependendo do ciclo térmico empregado, nesta região podem ocorrer fenômenos como a absorção de gases precipitação de compostos e modificações estruturais. Na ZTA pode também ocorrer, na medida em que se afasta da ZF para o metal base, uma alteração da microestrutura resultante, conseqüentemente uma variação das propriedades mecânicas e, dependendo da temperatura atingida durante a soldagem e da sua taxa de resfriamento, pode haver um refino dos grãos ao passo que na zona de fusão a granulação adquirida é mais grosseira. (LINNERT, 1965).

- Metal base (MB): É a região constituinte da junta soldada que não sofreu qualquer alteração em suas características físicas, químicas ou metalúrgicas, ou seja, o material utilizado para a construção da estrutura metálica, nesta região, não sofreu qualquer influência do processo de soldagem.

A Figura 8 apresentada as diferentes zonas afetadas pelo calor após o processo de soldagem a fusão.

Figura 8- Esquema dos fenômenos metalúrgicos que ocorrem na soldagem do aço.



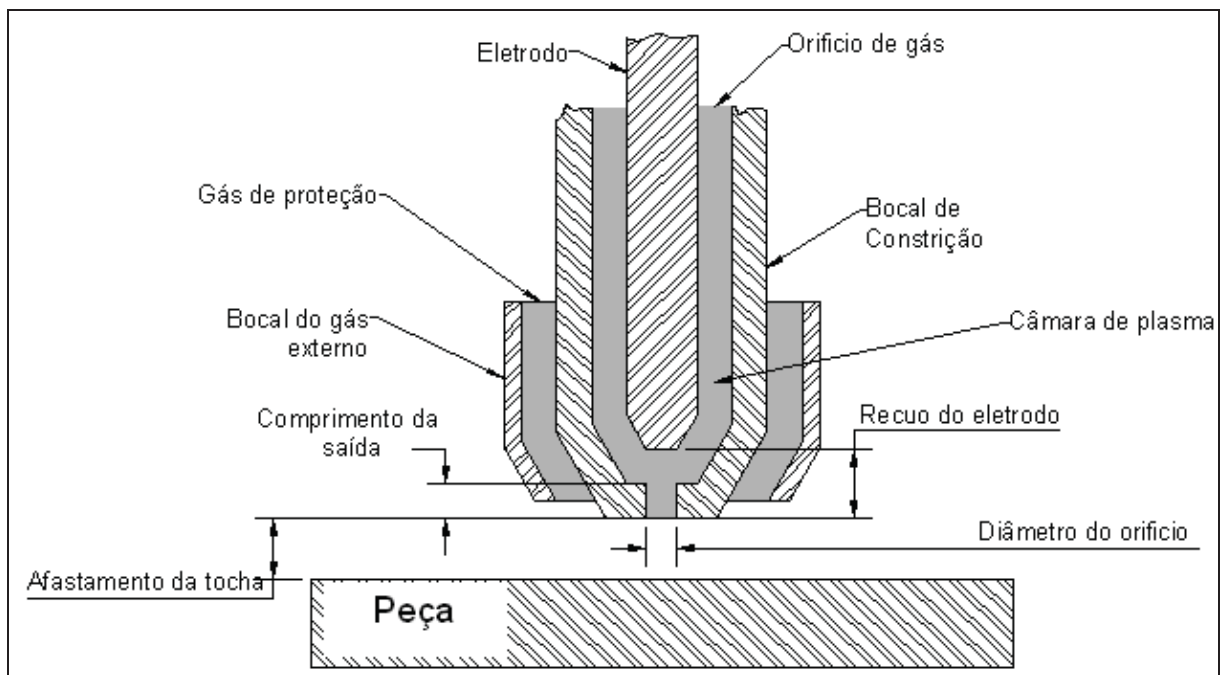
Fonte: (CHIAVERINI, 1986).

O processo de soldagem adotado para a confecção e união das virolas dos envelopes motores de foguetes foi o de solda a plasma (PAW - *Plasma Arc Welding*) devido a sua capacidade de oferecer uma maior garantia quanto à integridade da solda, uma maior penetração de soldagem e maior velocidade de soldagem.

2.5.1 Processo de soldagem a plasma

A soldagem a arco a plasma (PAW) é um processo que produz união por fusão das partes a serem unidas através de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo de tungstênio, não consumível e a peça, com uma proteção de gás. O arco é limitado por um orifício do bocal, para formar uma coluna de arco altamente colimada. O plasma é formado por meio da ionização de uma porção do gás de plasma (orifício). O processo pode ser operado com ou sem um material de adição (ASM HANDBOOK ONLINE, 2013). A Figura 9 esquematiza os elementos da tocha utilizados para fazer a soldagem a plasma.

Figura 9- Esquema da tocha de soldagem a plasma



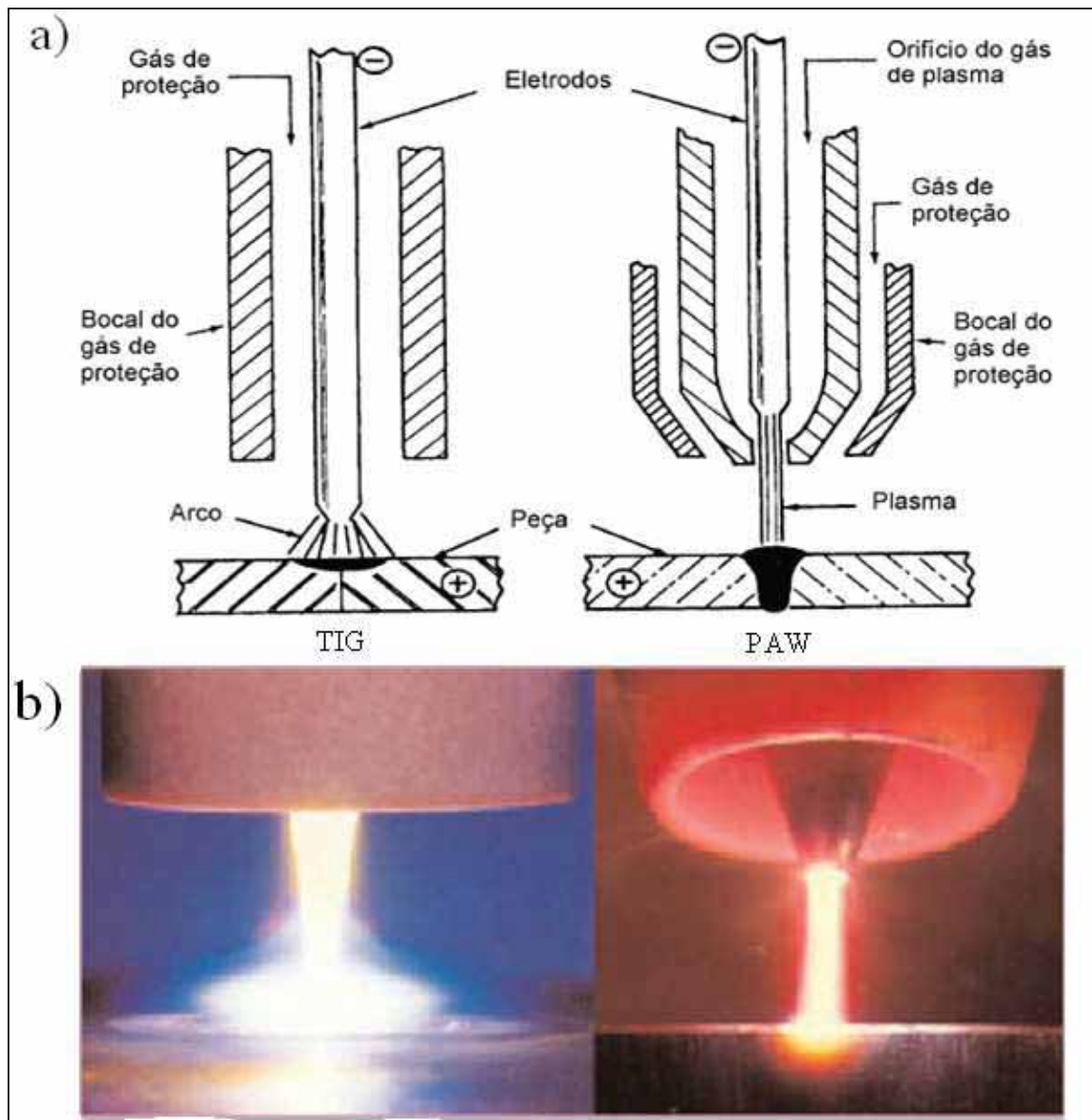
Fonte: (BRACARENSE, 2000).

Considerado uma evolução do processo de soldagem TIG, no processo PLASMA o eletrodo é posicionado dentro do corpo da tocha e o gás formador do plasma é separado do gás de proteção (HENKE, 2010).

A diferença é que no arco de plasma a ação convergente de gás inerte do bico de maçarico de soldagem constribe o arco, o que resulta em várias vantagens sobre o processo TIG. Estas vantagens incluem maior concentração de energia (ou seja, uma maior densidade de energia), intensidade de calor mais elevado (ou intensidade da fonte), a melhoria da estabilidade do arco, uma maior capacidade de penetração, a velocidade de soldagem elevada

e, geralmente, uma solda mais limpa, uma vez que a ponta do eléctrodo de tungstênio não pode acidentalmente ser tocado à peça, causando contaminação. A Figura 10 mostra, esquematicamente, uma comparação dos processos TIG e da PAW (MESSLER, 1999).

Figura 10- Comparação dos processos TIG e PLASMA. Em (a) vemos a comparação esquemática dos bocais de soldagem. Em (b) os foto dos dois processos.



Fonte: (BRACARENSE, 2000).

A configuração básica do bocal constritor é mostrada na Figura 9, onde estão indicados os parâmetros empregados no processo. A distância da face externa do bocal até o material de base 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. As características do arco são

influenciadas por este fator, o qual define o grau de constrição e a rigidez do jato plasma (o termo rigidez é referido para explicar que o arco é menos afetado por campos magnéticos) (DÍAZ, 1999).

O arco é forçado a passar através do bocal de constrição, no qual o perfil do arco é alterado para logo incidir sobre o material base, em um área de formato circular, similar ao do orifício constritor. Devido a este efeito de constrição se garante que a área da seção transversal do arco não sofra variação ao longo de sua extensão, desde a sua saída do orifício constritor até o material base, mesmo que ocorram pequenas variações na distância tocha-peça (HENKE, 2010).

Devido ao fato do eletrodo ficar no interior do bocal constritor da tocha PLASMA, impedindo o seu contato com a peça, para a abertura do arco elétrico é utilizado um sistema de alta frequência, que impõe picos de alta tensão que causam centelhamento entre o eletrodo e o bocal constritor, iniciando desta forma um arco entre estes, chamado de arco piloto. O arco principal é iniciado quando se aplica a corrente de soldagem e o circuito eletrodo-peça se fecha. O circuito do arco principal, o qual pode ser de corrente contínua constante (CC), corrente alternada (CA) ou de corrente contínua pulsada (CCP), é conectado ao eletrodo de tungstênio e à peça. O circuito do arco piloto conecta o eletrodo de tungstênio e o bocal constritor, e é obrigatoriamente CC. Este arco não transferido serve como um arco piloto para o início do arco transferido (HENKE, 2010).

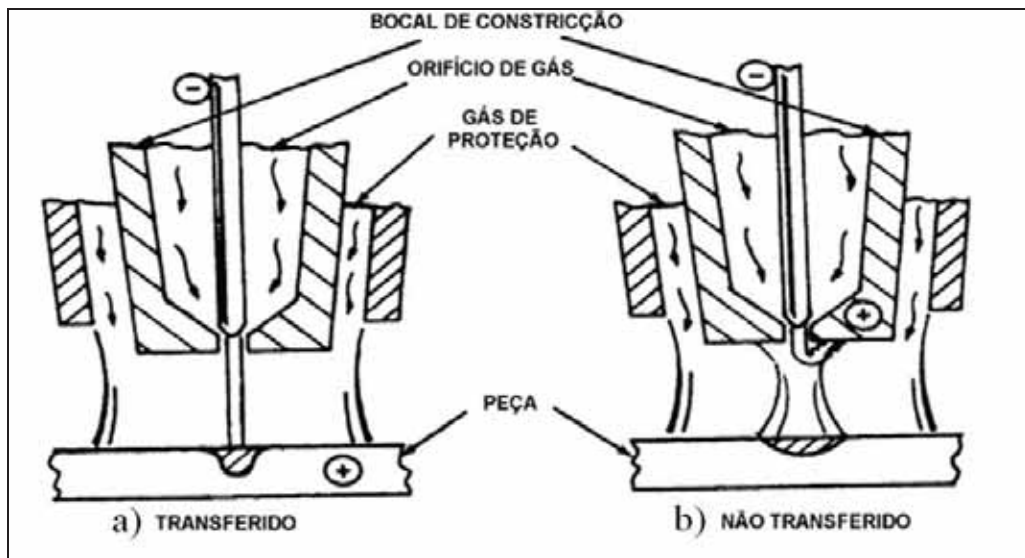
2.5.1.1 Arco Transferido

O Arco elétrico é estabelecido entre o eletrodo e a peça de soldagem. 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, indicado na Figura 11 (a) (BRACARENSE, 2000).

2.5.1.2 Arco não Transferido

O arco elétrico 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 observado na Figura 11 (b) (BRACARENSE, 2000).

Figura 11- Tipos de arcos de plasma. (a) Arco Plasma transferido.(b) Arco plasma não transferido



Fonte: (BRACARENSE, 2000).

Obs.: Se o fluxo de gás de orifício for insuficiente, ou tiver uma corrente excessiva para uma dada geometria do bocal, ou se o bocal for encostado na peça, este pode ser danificado devido a um fenômeno chamado arco duplo ou *double arcing*. Neste caso, o bocal forma uma parte do caminho de retorno da corrente, do eletrodo para a fonte de potência. Assim, tem-se dois arcos, um do eletrodo para o bocal, e o outro do bocal para a peça de trabalho. Em relação à sua utilização também é feita uma classificação em virtude das correntes utilizadas (BRACARENSE, 2000).

2.5.1.3 Micro Plasma

O arco do micro plasma pode ser operado com baixas correntes de soldagem. A coluna do arco permanece estável mesmo quando o comprimento do arco é variado até 20 mm.

A faixa de corrente utilizada situa-se entre 0,1 A e 15 A (BRACARENSE, 2000).

2.5.1.4 Plasma de média corrente

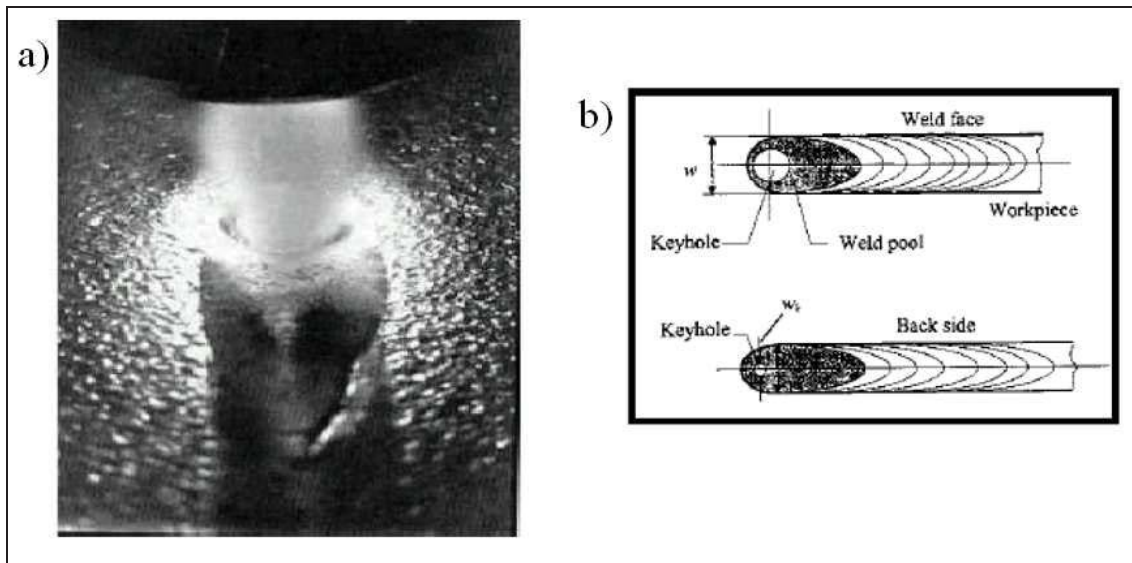
Esta forma de arco plasma possui corrente de soldagem na faixa entre 15A e 200A. Suas características de processos são bem similares ao processo TIG (BRACARENSE, 2000).

2.5.1.5 Processo *KEYHOLE*

O processo PAW é um dos processos de soldagem com proteção gasosa operado com a formação de *KEYHOLE* (cratera). Este tipo de poça é característico do processo PAW e pode ser visto na Figura 12 (a) e (b). Ela é obtida na posição vertical, em materiais de espessura variando de 1/16 in. a 3/8 in. (1,6mm a 9,5mm). Na operação, o metal fundido é deslocado para superfície da poça pelo fluxo do plasma para formar a cratera. Sua faixa de corrente é acima de 100 A (BRACARENSE, 2000).

Através do incremento da corrente de soldagem e do fluxo de gás para geração do Plasma, pode-se alcançar a penetração total em um material com o metal fundido fluindo para trás de si para formar a junta soldada. Este processo pode ser utilizado para soldar materiais em um único passe (BRACARENSE, 2000).

Figura 12- Processo *KEYHOLE*. Na Figura (a) foto do processo de soldagem pelo método *KEYHOLE*. Em (b) esquema mostrando a formação do *KEYHOLE*.



Fonte: (BRACARENSE, 2000).

O processo PAW com formação de *KEYHOLE* tem como vantagem que a cratera aberta ajuda a remover gases que, em outras circunstâncias, seriam aprisionados como porosidades no metal fundido. A zona de fusão simétrica da solda com cratera reduz a tendência a distorções transversais e uma maior penetração na junta reduz o número de passos necessários. Algumas soldas podem ser completadas num único passo, porém o procedimento

de soldagem envolve mais variáveis de processo, restringindo ainda a operação e a tocha deve ser mantida para uma operação consistente (BRACARENSE, 2000).

O método adotado para a confecção de envelopes motores dos envelopes motores de foguete com o aço MARAGING, seria a solda PLASMA com corrente constante utilizado o processo *KEYHOLE*.

Os níveis de resistência exigidos na confecção do envelope motor de foguete e a necessidade de reprodutividade e confiabilidade da soldagem torna-se indispensável um ferramental automático.

A execução de reparos nos cordões de solda consiste na identificação de descontinuidades ou defeitos revelados por ensaios não destrutivos, como o de líquido penetrante e raios-x, seguindo-se da remoção do cordão e limpeza da região a ser preenchida realizando uma soldagem manual, segundo procedimento específico.

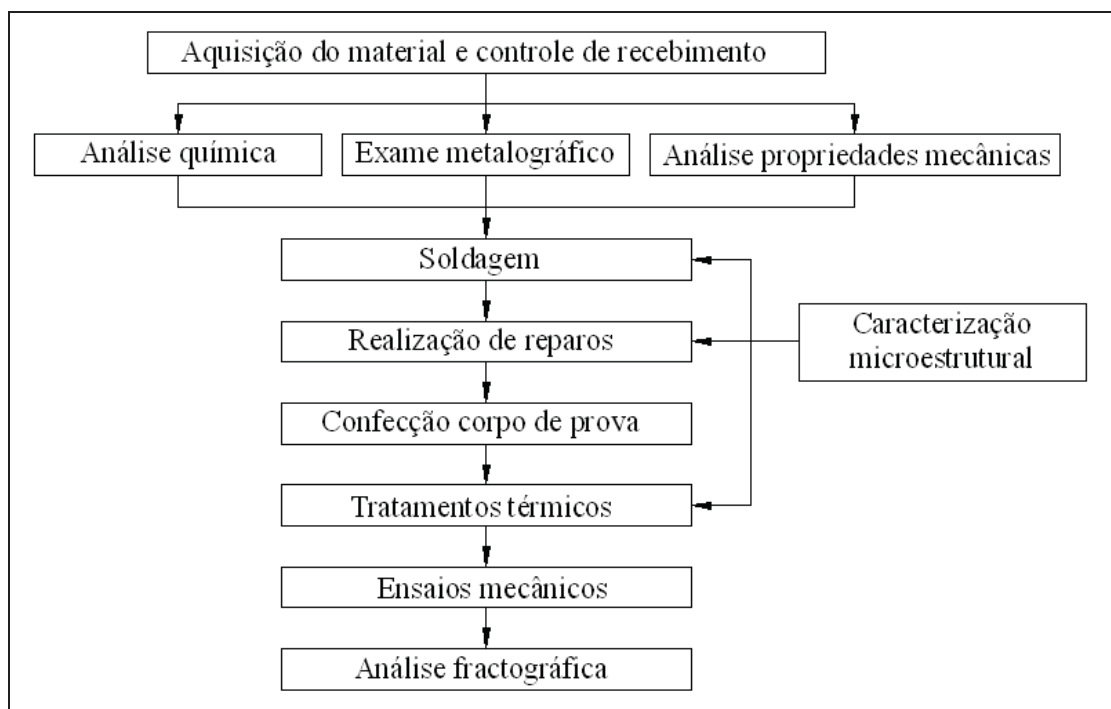
3 MÉTODOS E PROCESSOS

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

O material foi adquirido junto a uma empresa internacional devido à falta de fornecimento e fabricação na indústria nacional.

A Figura 13 representa um fluxograma das etapas constituintes deste trabalho. Todas as etapas serão detalhadas a seguir.

Figura 13- Fluxograma de etapas de trabalho



Fonte: Autor

3.1. CONTROLE DO MATERIAL RECEBIDO

O controle de recebimento do material foi realizado para garantir que o mesmo possua as características metalúrgicas e dimensionais estabelecidas.

As medições de seu comprimento e largura foram realizadas com o auxílio de uma trena, a medição da espessura foi realizada com o uso de micrômetro por toda a sua extensão.

Em relação ao controle metalúrgico, foram realizadas análises químicas, dureza, metalografia, análise de nível de inclusão, medição de tamanho de grão e ensaios mecânicos. Essas análises foram realizadas nos laboratórios da Divisão de Materiais (AMR) do IAE/DCTA.

3.1.1 Análise química

As análises químicas do material como recebido foram realizadas, 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.

3.1.2 Exames metalográficos

Os exames foram realizados utilizando-se o microscópio óptico marca ZEISS modelo AXIO IMAGER 2, com o auxílio da câmera AXIOCAM e do software AXIOVISION também pertencentes à empresa ZEISS, tendo sido avaliada a microestrutura, o nível de inclusão e tamanho de grão.

3.1.2.1 Microestrutura

O exame de avaliação microestrutural foi realizado conforme norma ASTM E3, com amostras retiradas tanto no sentido longitudinal de laminação, quanto no sentido transversal. As amostras foram embutidas em baquelite e lixadas com lixas d'água de granulometria 250, 400, 600, 800. Em seguida, as amostras foram polidas em duas etapas, primeiramente com solução de alumina ($1\mu\text{m}$) e em seguida com solução de sílica coloidal ($0,1\mu\text{m}$). Os reagentes utilizados foram: o reagente VILELLA (5ml HCl, 2g Ácido Pícrico em 100ml Álcool Etilico) e o reagente FRY (5g de CuCl_2 ; 40 ml de HCl; 30 ml de água destilada e 25 ml de álcool etílico).

3.1.2.2 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.

3.1.2.3 Nível de Inclusões

A avaliação do nível de inclusão ocorreu com a análise microestrutural sem a aplicação de ataque químico em amostras retiradas no sentido longitudinal segundo norma ASTM E 45 métodos D e Plate III. Foram analisadas as inclusões do tipo A (sulfetos), B (alumina), C (silicatos), D (óxidos globulares) e E (nitretos), conforme mencionado na norma AMS6521C.

3.1.3 Ensaio de dureza

Os ensaios de dureza foram realizado no laboratório de ensaios mecânicos (LEM), utilizando o equipamento de dureza da marca WILSON modelo 1JR.

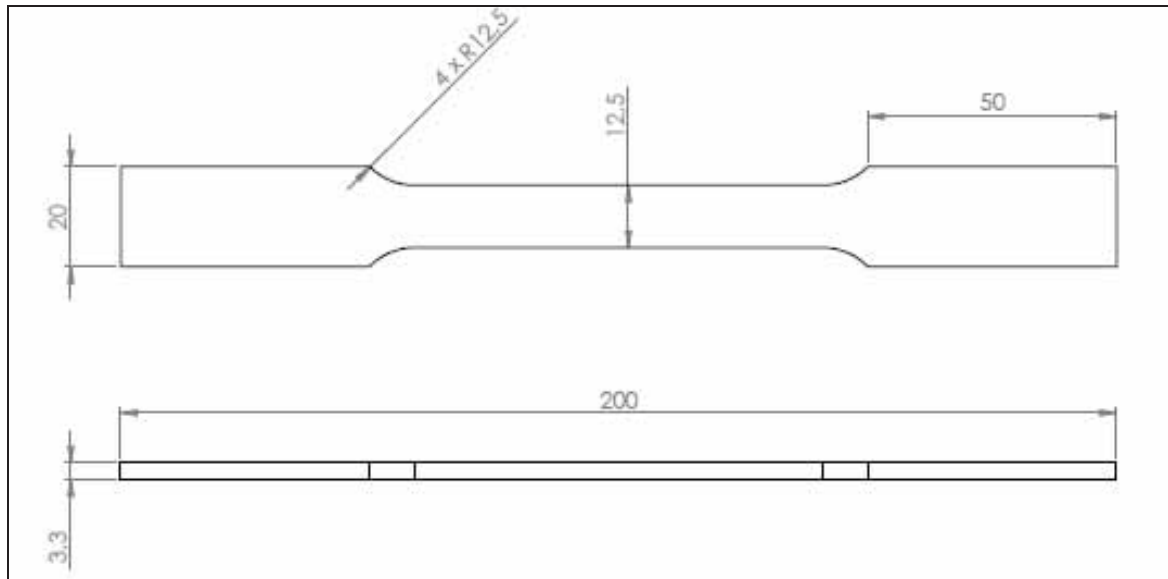
As medições de durezas foram feitas em Rockwell utilizando a escala C (HRC), realizadas em amostras retiradas da placa como recebida e após o tratamento térmico de acordo com a norma ASTM E18.

3.2. PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA (CDPs).

Os corpos de provas confeccionados para os ensaios de tração foram usinados obedecendo a critérios estipulados pela norma ASTM E8/E8M, mostrado na Figura 14.

Na primeira fase de testes, os ensaios foram realizados com CDPs não soldados, confeccionados com amostras retiradas do sentido longitudinal e do sentido transversal em relação ao sentido de laminação da chapa e foram divididos em duas situações: cdps tratados termicamente, conforme norma AMS 6521C e cdps na situação como recebidos, isto é, não tratados termicamente.

Figura 14- Corpo de prova de acordo com norma ASTM E8/8M.



Fonte: Autor.

3.3. TRATAMENTO TÉRMICO

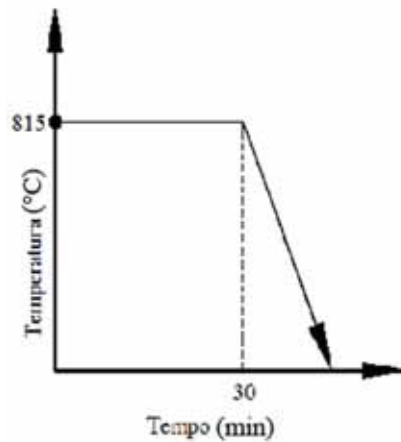
Os corpos de prova para os ensaios de tração passaram por ciclos de tratamento térmico conforme literatura fornecida pelo catálogo do fornecedor e especificação da norma AMS 6521C, no qual consistem em dois ciclos, um ciclo de solubilização e o ciclo de envelhecimento.

3.3.1 Tratamento térmico de solubilização

Para a realização do ciclo de tratamento térmico de solubilização foi utilizado o forno tipo mufla da marca BRASIMET modelo K400 com temperatura máxima de 1300 °C, que fica localizado na Divisão de Materiais (AMR) do IAE/DCTA.

O ciclo de solubilização consiste no aquecimento do material até a temperatura de 815 ± 5 °C com uma permanência de 30 minutos no forno. A atmosfera utilizada durante o tratamento não foi controlada e o resfriamento foi realizado ao ar em temperatura ambiente representado na Figura 15.

Figura 15- Representação esquemática do ciclo térmico de solubilização.



Fonte: Autor.

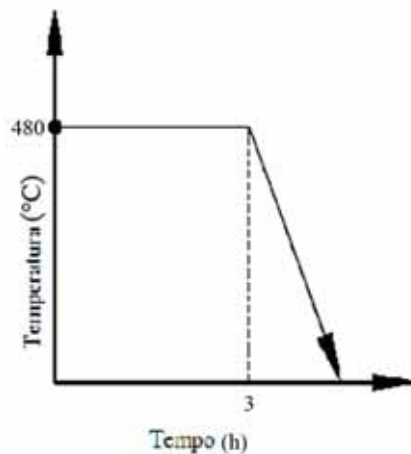
3.3.2 Tratamento térmico de envelhecimento

No tratamento térmico de envelhecimento foi utilizado o forno tipo mufla da marca BRASIMET, modelo Koe 40/25/65 com temperatura máxima de 1000°C, localizado na Divisão de Materiais (AMR) no IAE/DCTA.

O tratamento térmico de envelhecimento foi realizado logo após a solubilização dos corpos de prova.

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, representado na Figura 16.

Figura 16- Representação esquemática do ciclo térmico de envelhecimento.



Fonte: Autor.

3.4. ENSAIO DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram realizados na Divisão de Materiais do IAE/DCTA, em uma máquina de tração Instron modelo 3382 com a capacidade de 100 kN (Figura 17).

O ensaio foi realizado em temperatura ambiente de $24\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 6\text{ }^{\circ}\text{C}$, com aplicação de carga de forma gradativa com uma velocidade de deformação na ordem de 1 mm/min.

Figura 17- Máquina utilizada para a realização dos ensaios de tração.



Fonte: Autor.

3.5 SOLDAGEM

O processo de soldagem a plasma foi realizado do modo convencional como é feito para a confecção de envelope motor de foguete com o diâmetro de 1000 mm. O procedimento de soldagem foi de forma contínua e com metal de adição empregando o método de solda chamado “KEYHOLE”, com um único passe, tendo como critério de aceitação para cordões de solda a norma que é utilizada para a inspeção na fabricação de envelopes de motores e partes soldadas de foguetes, AWS D17. 1.

Para efetuar a soldagem com o aço MARAGING 300, foram cortadas partes da chapa com o uso da guilhotina convencional na medida de 100 x 330 x 3,3 mm. Após o corte, as

chapas foram lixadas e devidamente limpas com o uso de solvente de acetona para retirada de óxidos e sujeiras na região da junta de soldada.

A soldagem foi realizada na posição plana adotando a união de juntas de topo de chanfro reto com metal de adição utilizando o método “KEYHOLE” com os parâmetros especificados na Tabela 3.

Tabela 3 - Parâmetros utilizados para a soldagem.

Corrente	133 A
Velocidade de soldagem (mm/min)	300
Velocidade de alimentação do arame (m/min)	0,8
Vazão do gás de proteção (l/min)	25
Vazão do gás de plasma (l/min)	3,5
Vazão do gás de purga (l/min)	25

O equipamento utilizado para realizar a operação de soldagem pertence ao laboratório de soldagem da Divisão de Mecânica (AME) do IAE/DCTA, e são constituídos pelos seguintes itens, apresentados nas Figuras 18, 19, 20 e 21.

Figura 18- Equipamento de soldagem da marca MERKLE BALMER modelo Insquare P 421.



Figura 19- Módulo de plasma da marca MERKLE BALMER modelo PT 11.



Figura 20- Alimentador de arame IMC STA/TIG.



Figura 21- Dispositivo de soldagem longitudinal fabricado no IAE.



Fonte: Autor.

Foi utilizado o arame MAR300 do fabricante MC GRADE, com o diâmetro de 0,035” (0,889 mm) atendendo a norma AMS 6463D, que foi submetido à análise química na Divisão de Materiais utilizando as técnicas de determinação do carbono (C) e enxofre (S) por combustão direta, fósforo (P) por fotometria, silício (Si) por gravimetria, oxigênio (O) e

nitrogênio (N) por fusão a gás inerte e os demais elementos por espectrometria de absorção atômica.

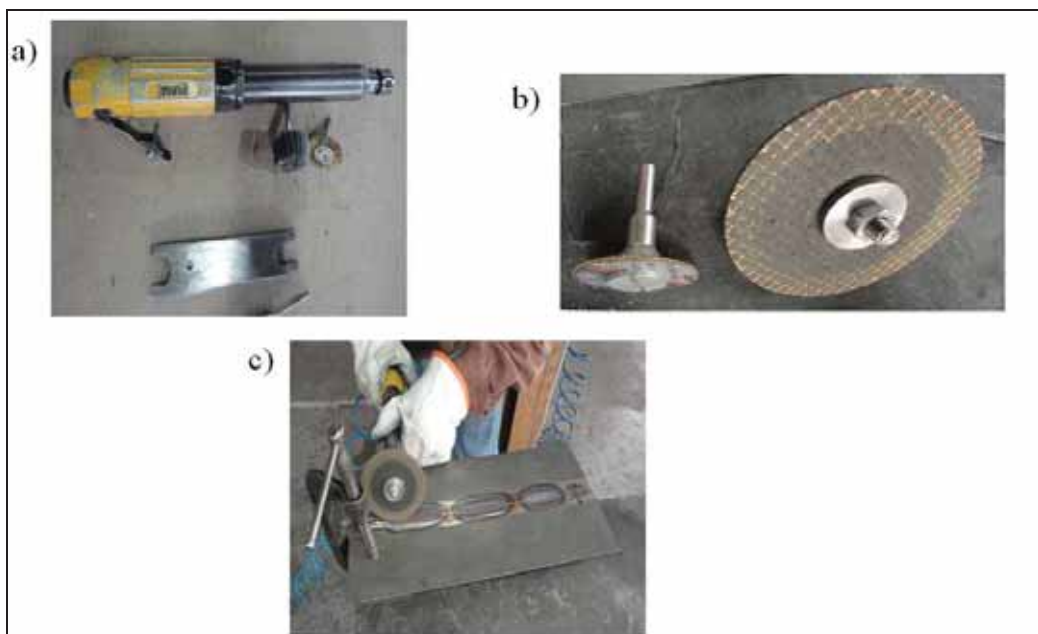
3.5.1 Ensaios não destrutivos

As juntas soldadas foram avaliadas por ensaios não destrutivos de raios-x e líquido penetrante no laboratório de ensaios não destrutivos (SESP-GQ/LIND) do IAE/DCTA, sendo aplicando os critérios de aceitação de acordo com a norma vigente para a avaliação de soldas em peças para uso aeroespacial, AWS D 17.1.

3.6. REALIZAÇÃO DOS REPAROS

Após a soldagem das chapas, foram executados os reparos. Na Figura 22 é mostrado o procedimento de reparo, que consiste na retirada de material na região da solda, onde apresenta uma descontinuidade encontrada na inspeção na destrutiva. Essa remoção da descontinuidade e conseqüentemente do material da solda foi feita com um disco abrasivo acoplado em uma lixadeira pneumática.

Figura 22- Equipamentos utilizados para a realização do reparo e momento do desbaste do cordão da solda (a) Lixadeira pneumática (b) Discos abrasivos (c) Remoção do cordão da solda.



Fonte: Autor.

Após a remoção do cordão de solda, foi feita uma inspeção visual e realizada uma limpeza na região com lixas rotativas e solvente.

Após a remoção da solda, limpeza da junta e inspeção visual realizou-se o reparo no local da remoção.

É importante relatar que na confecção dos cordões de soldas sem nenhum reparo, foram utilizando dispositivos de soldagem automáticos do equipamento pelo método de soldagem a plasma. Já nas regiões onde foram efetuados os reparos, a forma de preenchimento da solda foi feita de forma manual pelo método de soldagem a TIG por um soldador qualificado, como ocorre em envelopes motores de foguete, mostrado na Figura 23.

Figura 23- Realização do reparo pelo processo TIG, de forma manual.



Fonte: Autor.

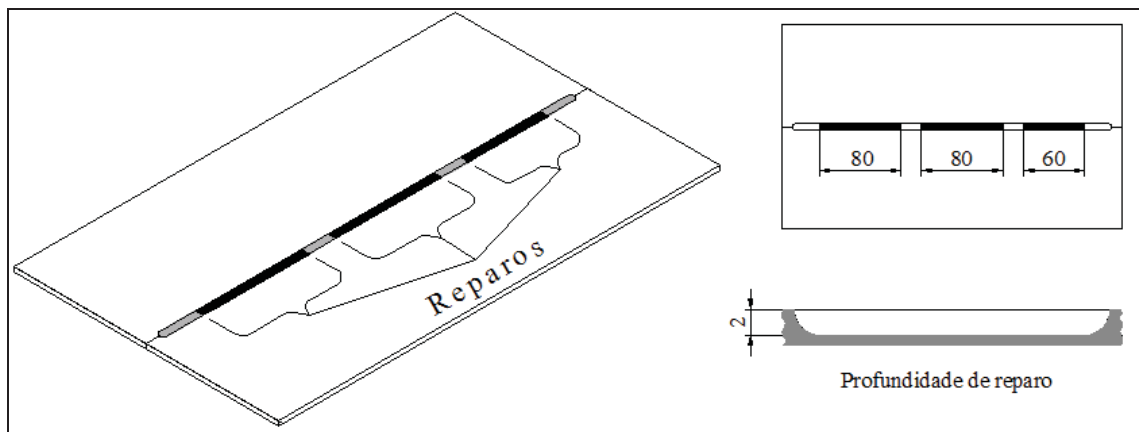
No procedimento adotado para efetuar os reparos levou-se em consideração o posicionamento e comprimento do reparo nas juntas soldadas, bem como a profundidade de remoção do cordão, indicado nas Figuras 24 e 25.

Figura 24- Imagem de junta soldada após a realização do reparo.



Fonte: Autor.

Figura 25- Representação gráfica do posicionamento e profundidade de reparo



Fonte: Autor.

Para efetuar este estudo foi adotado o seguintes procedimento:

- Junta soldada sem reparo;
- Junta soldada com um reparo;
- Junta soldada com dois reparos;
- Junta soldada com três reparos.

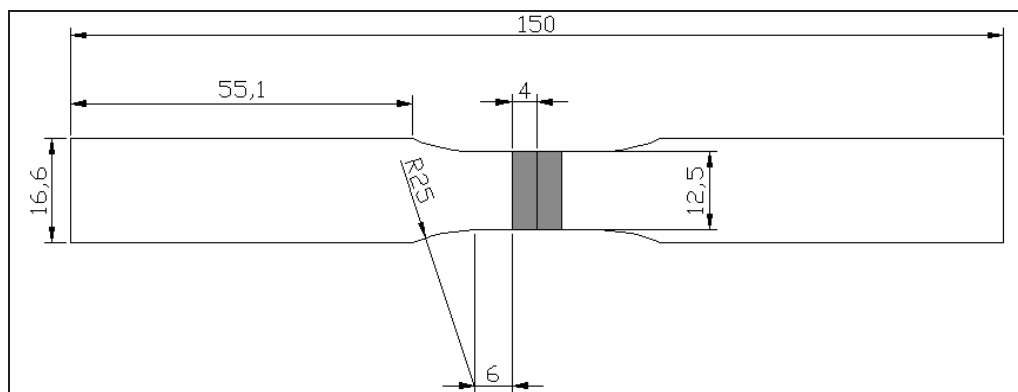
Após a realização de reparos as juntas foram submetidas a ensaios não destrutivos por raios-x e líquido penetrante para certificar que as regiões reparadas estariam isentas de discontinuidades.

3.6.1 Confeção de corpos de prova

Após a soldagem e a produção dos reparos, os corpos de prova para o ensaio de tração foram confeccionados respeitando os critérios da norma AWS B4.

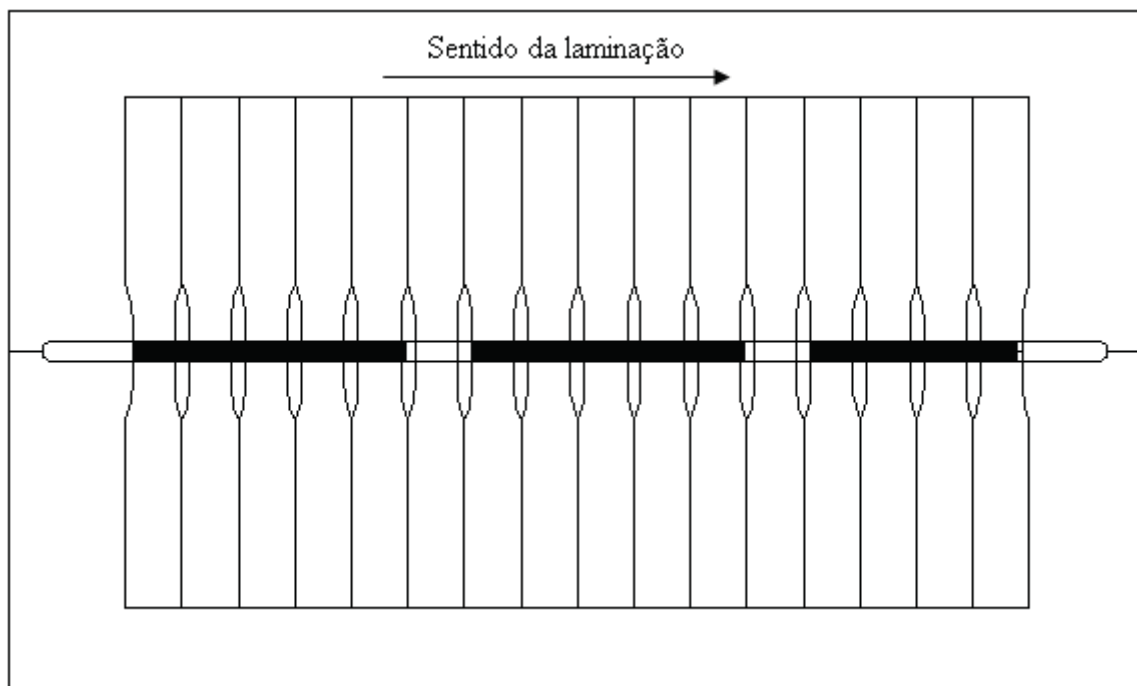
A Figura 26 mostra as dimensões do corpo de prova soldado, e na Figura 27 mostra a disposição dos corpos de prova posicionados na chapa reparada.

Figura 26- Dimensões dos corpos de prova utilizados para ensaio de tração da junta soldada.



Fonte: Autor.

Figura 27- Disposição dos corpos de prova nas juntas soldadas e mostrado



Fonte: 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, apontado na Figura 28.

Figura 28- Confeção dos corpos de prova utilizando eletroerosão a fio.



Fonte: Autor.

3.6.2 Tratamento térmico dos corpos de prova soldados

Os CDPs soldados e reparados foram submetidos aos mesmos tratamentos térmicos descrito no item 3.3.1. e 3.3.2., com uma variação somente no momento de entrada das peças ao forno no tratamento de solubilização. A entrada foi feita com o forno a uma temperatura de 590 °C.

3.6.3 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados em corpos de prova soldados e tratados termicamente nas situações de zero reparo, um reparo, dois reparos e três reparos.

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.

3.6.4 Análise metalográfica

As análises metalográficas foram realizadas nos laboratórios da divisão de materiais (AMR) do IAE/DCTA e divididas em macrografia e micrografia.

3.6.4.1 Macrografia

Para os exames da avaliação de macroestrutura foi utilizado o estereoscópio DISCOVERY V8 da fabricante ZEISS, com o auxílio da câmera AXIOCAM e do *software* AXIOVISION também fabricados pela empresa ZEISS.

As amostras avaliadas foram retiradas da região soldada do corpo de prova e preparadas conforme critérios estabelecidos pela norma ASTM E340. As soluções utilizadas para ataque foram o reagente Nital 15 % e o reagente Fry.

3.6.4.2 Micrografia

Para a análise da microestrutura do material foi utilizado o microscópio da marca ZEISS modelo AXIO IMAGER 2, com o auxílio da câmera AXIOCAM e do *software* AXIOVISION também fabricados pela empresa ZEISS.

Os materiais analisados foram retirados da região soldada do corpo de prova e preparadas para a análise microestrutural conforme padrão estabelecido na norma ASTM E3. O reagente utilizado para ataque foi o reagente Fry.

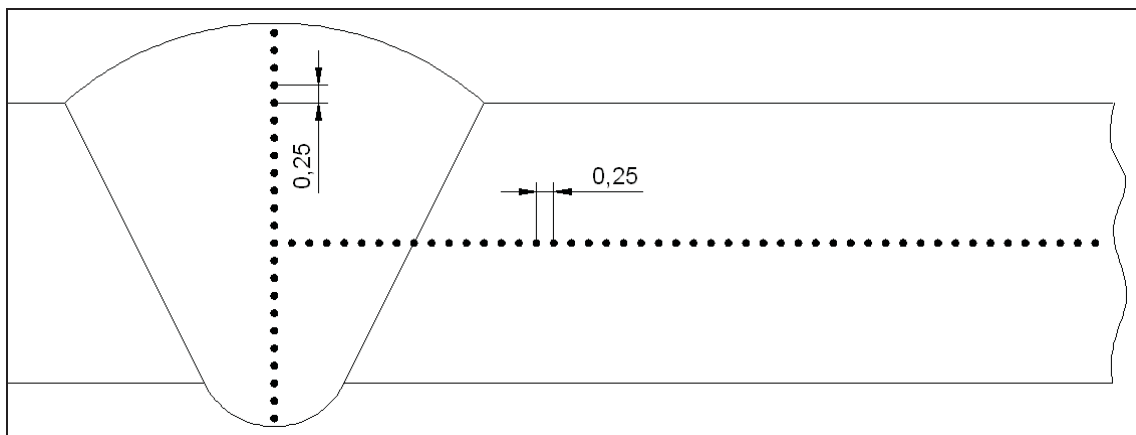
3.6.5 Ensaio de microdureza Vickers (HV)

O ensaio para a avaliação da dureza pelo método de microdureza Vickers foi realizado no laboratório da Divisão de Materiais do IAE/DCTA com o auxílio do microdurômetro modelo FM-700 da empresa FUTURE TECH. Utilizando uma carga de 300 gf com o tempo de penetração de 15 segundos e um espaçamento de 0,25 mm de distância entre os pontos.

A avaliação da dureza pelo método citado foi efetuada em duas situações: com o material tratado termicamente e com o material como recebido.

As impressões foram efetuadas mantendo uma distância de 0,25 mm entre elas tanto na região da solda quanto nas regiões próximas que foram afetadas termicamente até o material base, conforme apresentado na Figura 29 . Sendo assim possível ter uma avaliação da influência do reparo na região fundida e a avaliação das zonas termicamente afetadas (ZTA).

Figura 29- Posições dos pontos de medição da microdureza.



Fonte: Autor.

3.6.6 Análise fractográfica.

As análises das fraturas apresentadas após os ensaio mecânicos foram feitas no laboratório da Divisão de Materiais do IAE/DCTA com o auxílio do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) da Marca LEO, modelo 435 VPi, utilizando a técnica de elétrons secundários.

4 RESULTADOS

4.1 ANÁLISE QUÍMICA

4.1.1 Análise química do material recebido

A Tabela 4 mostra os valores de porcentagens em peso, obtidos conforme a análise química realizada, os valores especificados pela norma vigente, AMS 6521C, e os valores apresentados pelo catálogo do fornecedor do material.

Tabela 4 - Composição química encontrada em análise e composições especificadas na norma AMS 6521C e catálogo de fornecedor.

Elemento	Encontrado (%)	Norma AMS 6521C (%)	Catálogo fornecedor (%)
Carbono (C)	<0,007	máx.0,03	máx.0,005
Silício (Si)	<0,02	máx.0,10	máx.0,05
Manganês (Mn)	0,01±0,03	máx.0,10	máx.0,05
Molibdênio (Mo)	4,67±0,31	4,6-5,2	5,00
Níquel (Ni)	18,58±0,06	18-19	18,50
Cobalto (Co)	9,35±0,27	8,5-9,5	8,8
Titânio (Ti)	0,66±0,03	0,5-0,8	0,70
Alumínio (Al)	0,087±0,003	0,05-0,15	0,11
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	–

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

4.1.2. Análise química do arame de solda

A Tabela 5 mostra os valores de porcentagens em peso, obtidos conforme a análise química realizada, os valores especificados pela norma vigente, AMS 6463D.

Tabela 5 - Composição química do arame encontrada em análise e composição química do arame especificado por norma

Elemento	Arame NS 76403 (%)	AMS 6463D(%)
Carbono	0,007±0,006	máx. 0,010
Enxofre	0,001±0,002	máx.0,010
Fósforo	<0,004	máx.0,010
Silício	0,08±0,02	máx.0,10
Manganês	0,013±0,033	máx.0,10
Níquel	17,87±0,17	18,00-19,00
Cobalto	8,79±0,13	8,00-9,00
Molibdênio	4,54±0,22	4,50-6,00
Titânio	0,61±0,03	0,65-0,80
Alumínio	0,079±0,008	0,05-0,15
Oxigênio	0,0042	máx.0,0025
Nitrogênio	0,0019±0,0001	máx.0,005

De acordo com os resultados obtidos pela análise química do material, a composição atende os critérios estipulados pela AMS 6463D.

4.2 EXAMES METALOGRAFICOS

Estas primeiras avaliações metalográficas ocorreram com o material conforme recebido, isto é, o material não foi tratado termicamente.

4.2.1 Micrografia

Os exames para a análise da microestrutura do material foram realizados com amostras retiradas tanto do sentido longitudinal, quanto do sentido transversal em relação ao sentido de laminação da chapa.

A microestrutura apresentada pelo aço MARAGING 300 analisado é uma estrutura basicamente constituída de martensita.

4.2.2 Tamanho de grão

Após ataque químico com reagente Vilella foi revelada a microestrutura do material, constituída de grãos recristalizados. Na imagem da microestrutura, foi sobreposto um gabarito e determinado o tamanho de grão segundo a norma ASTM E112. O valor do tamanho de grão encontrado foi 8.9.

4.2.3 Nível de inclusão

Foram observadas inclusões óxido - globulares. O tipo de inclusões e sua quantidade são compatíveis para o aço MARAGING 300 laminado e solubilizado.

O resultado apresentado indica que as amostras apresentam somente inclusões finas dos tipos de óxidos globulares indicado pelo método D de ensaio.

4.2.4 Ensaio de dureza

A Tabela 6 apresenta os resultados obtidos do ensaio de dureza. As medidas foram realizadas no material como recebido, adotando a escala de Rockwell “C”.

Tabela 6 - Valores de dureza na escala Rockwell (HRC).

	Resultados (HRC)
01	35
02	35,5
03	35,5
04	35,5
05	35,5

4.2.5. Ensaio de tração

Como citado no item 3.2, os ensaios de tração realizados na fase de testes foram feitos com corpos de provas não soldados retirados da chapa na direção longitudinal e transversal, em relação ao sentido da laminação, com o objetivo de determinar o limite de resistência do material (σ_t), apresentado na Tabela 7.

Tabela 7 - Resultados do limite de resistência obtidos após o ensaio de tração.

CDP	Limite de Resistência (MPa)
Sentido Transversal	971,11±2,31
Sentido Longitudinal	973,59±1,56

Pode-se observar que o sentido longitudinal e o sentido transversal em relação à laminação ficaram com medidas bem próximas.

4.3 SOLDAGEM

Após a realização da caracterização do material recebido, foi efetuado o processo de soldagem, respeitando o modelo e parâmetros estipulados no item 3.5.

Os resultados obtidos serão comentados e discutidos nos itens subsequentes.

4.3.1 Tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos de solubilização (815 °C – 30 min) e envelhecimento (480 °C - 3 h) foram realizados conforme citado no item 3.3.1. e 3.3.2.

A Figura 30 mostra a retirada dos corpos de prova do forno de solubilização e a Figura 31 o posicionamento dos corpos de prova no forno de envelhecimento.

Figura 30- Retirada dos CDPs do forno de solubilização.



Fonte: Autor.

Figura 31- Posicionamento dos corpos de prova no forno de envelhecimento.



Fonte: Autor.

Os resultados dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento foram avaliados conforme ensaios efetuados que irão ser apresentados e discutidos.

4.4 MACROGRAFIAS DAS SOLDAS

A análise macroestrutural foi realizada após o processo de soldagem para a verificação da morfologia do cordão de solda. Esta etapa foi realizada com as peças não tratadas

termicamente e com as peças tratadas termicamente. Para avaliar a macroestrutura dos cordões de solda, foi utilizado o reagente Nital 15 %.

4.4.1 Juntas soldadas sem tratamento térmico

As Figuras 32 a 35 apresentam as macroestruturas na região da solda dos CDPs não tratados termicamente nas condições de zero reparo, um reparo, dois reparos e três reparos.

Figura 32- Amostra sem tratamento térmico e sem reparo.

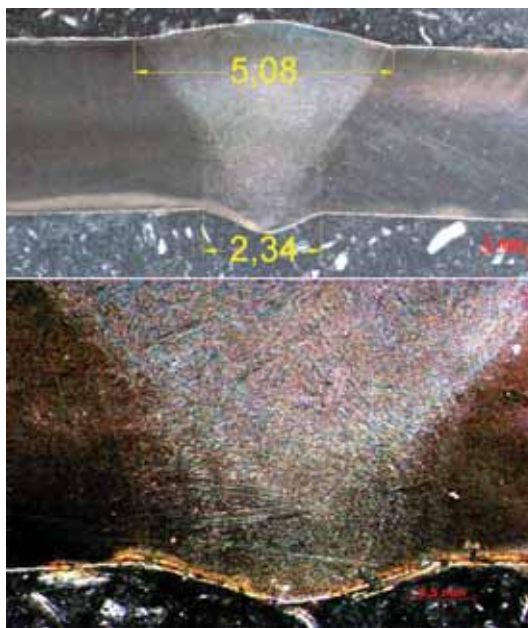


Figura 33- Amostra sem tratamento térmico com um reparo.

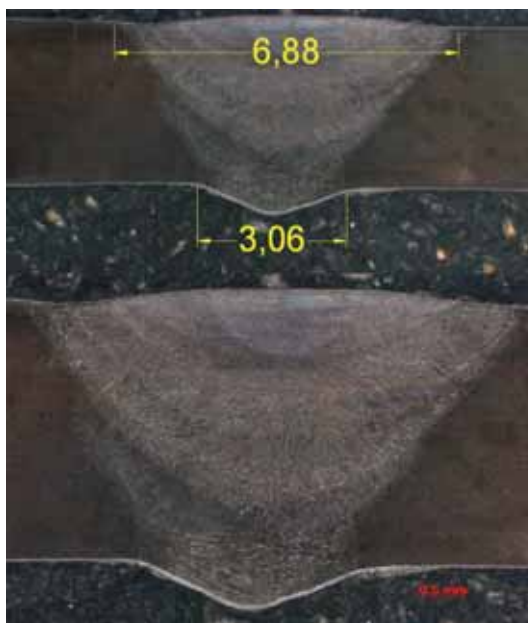


Figura 34- Amostra sem tratamento térmico com dois reparos.

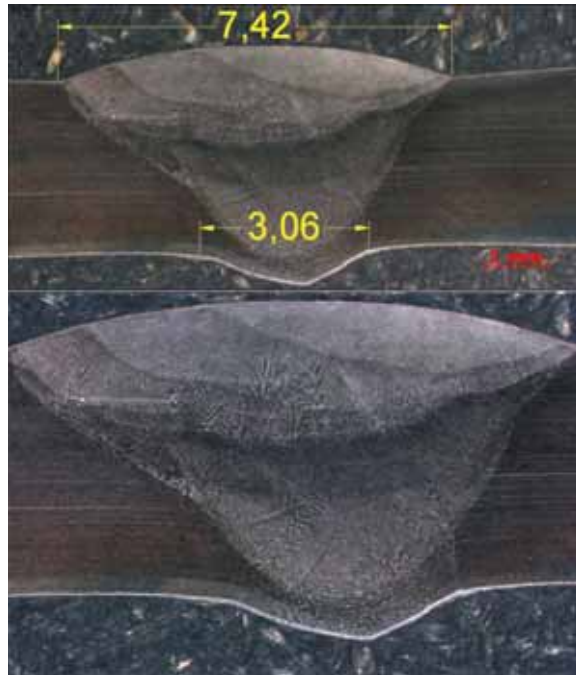


Figura 35- Amostra sem tratamento térmico com três reparos.



Fonte: Autor.

Observando as Figuras 32 a 35, nota-se com nitidez a zona fundida da junta e os passes adicionais de preenchimento de material, utilizado como reparo.

Devido ao aumento do número de reparos, conseqüentemente o aumento de material depositado na área fundida, houve um aumento considerável da dimensão da extensão do

reforço superior da solda, em relação à junta soldada sem a realização de reparo. Os resultados são apresentados na Tabela 8.

Já a variação dimensional do reforço inferior da solda (raiz) foi mínima, sendo que sua maior variação foi de 0,35 mm.

Tabela 8- Variação dimensional do reforço superior da solda em materiais não tratados

CDPs	Medida reforço superior	Varição reforço superior
Sem reparo	5,33 mm	---
Um reparo	6,57 mm	1,24 mm
Dois reparos	7,69 mm	2,36 mm
Três reparos	8,42 mm	3,09 mm

4.4.2 Juntas soldadas com tratamento térmico

As Figuras 36 a 39 apresentam as macroestruturas dos CDPs tratados termicamente (envelhecidas a 480°C por 3 horas) nas condições de zero reparo, um reparo, dois reparos e três reparos.

Figura 36- Amostra com tratamento térmico e sem reparo.



Figura 37- Amostra com tratamento térmico com um reparo.

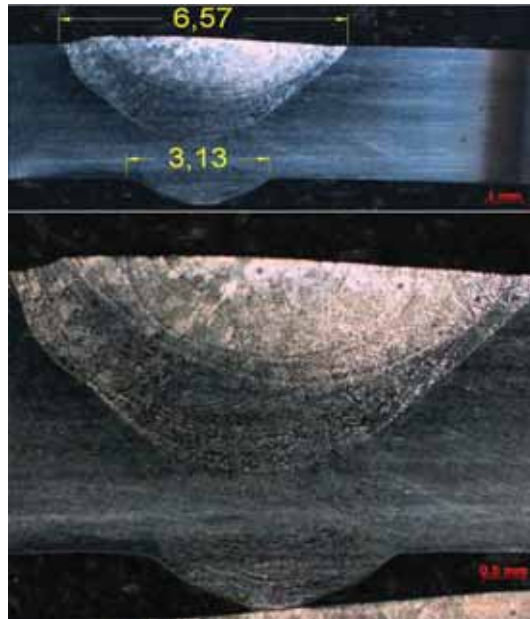


Figura 38- Amostra com tratamento térmico com dois reparos.

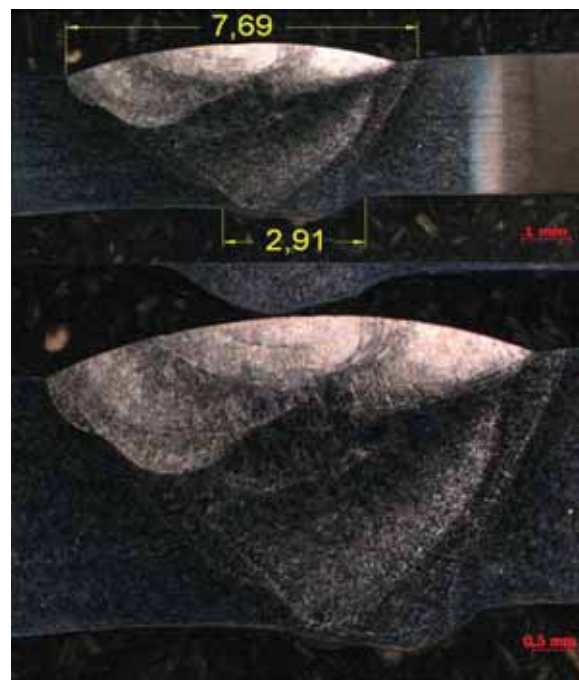
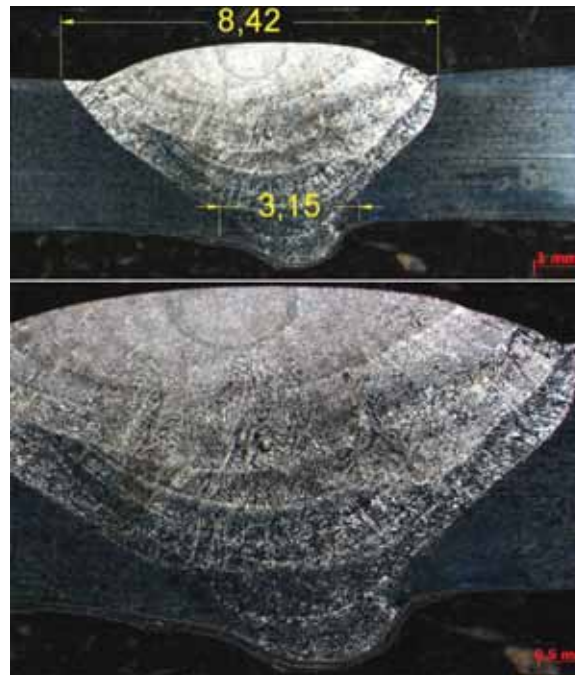


Figura 39- Amostra com tratamento térmico com três reparos.



Fonte: Autor.

Como citado no item anterior, as peças tratadas também apresentam uma variação dimensional considerável em relação das peças reparadas com a peça sem reparo e nas peças tratadas também ocorre uma variação dimensional do reforço inferior da solda (raiz). Os resultados são mostrados na Tabela 9.

As Figuras 36 a 39 também apresentam nitidez da zona fundida e os passes de materiais utilizados na soldagem de reparo.

Tabela 9 - Variação dimensional do reforço da solda em materiais tratados

CDPs	Medida reforço superior	Medida reforço inferior (raiz)	Varição reforço superior	Varição reforço inferior
Sem reparo	5,08 mm	2,34 mm	---	---
Um reparo	6,88 mm	3,06 mm	1,8 mm	0,72 mm
Dois reparos	7,42 mm	3,06 mm	2,34 mm	0,72 mm
Três reparos	7,54 mm	3,11 mm	2,36 mm	0,77 mm

4.5 MICROGRAFIAS DAS SOLDAS

A caracterização microestrutural da junta soldada tem como objetivo estabelecer uma relação direta entre a microestrutura observada com as propriedades mecânicas apresentadas, e também revelar a microestrutura correspondente ao processo adotado.

As análises por microscopia óptica foram realizadas nas juntas soldadas tratadas e não tratadas termicamente, nas condições de zero reparo, um reparo, dois reparos e três reparos. Para fazer a avaliação da microestrutura, as amostras foram atacadas com o reagente Fry.

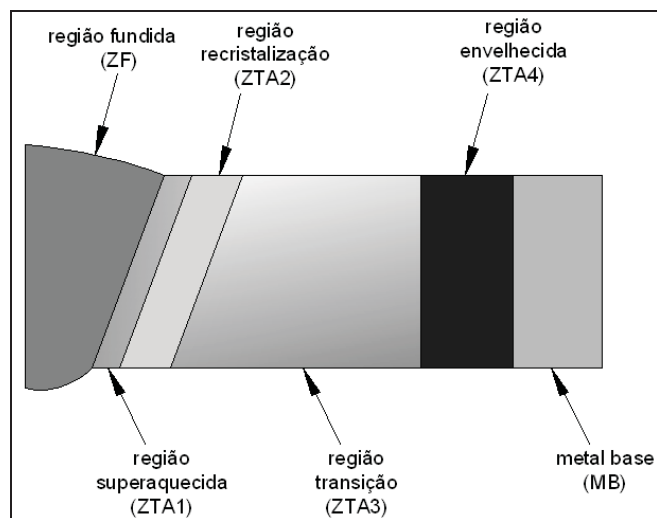
4.5.1 Juntas soldadas sem tratamento

As juntas soldadas foram avaliadas, como citado anteriormente, em quatro condições distintas, sendo que a variação microestrutural característica para cada situação analisada é apresentada a seguir.

4.5.1.1 Condição com zero reparo

A Figura 40 mostra de forma esquemática a Zona Fundida e a zona termicamente afetada (ZTA). Esta região esta subdividida em quatro regiões distintas, ao distanciar do cordão de solda as regiões afetadas pelo calor estão sujeitas a isothermas com temperaturas decrescentes, originando diferentes fenômenos na microestrutura. Estas regiões estão mostradas e detalhadas na Figura 41.

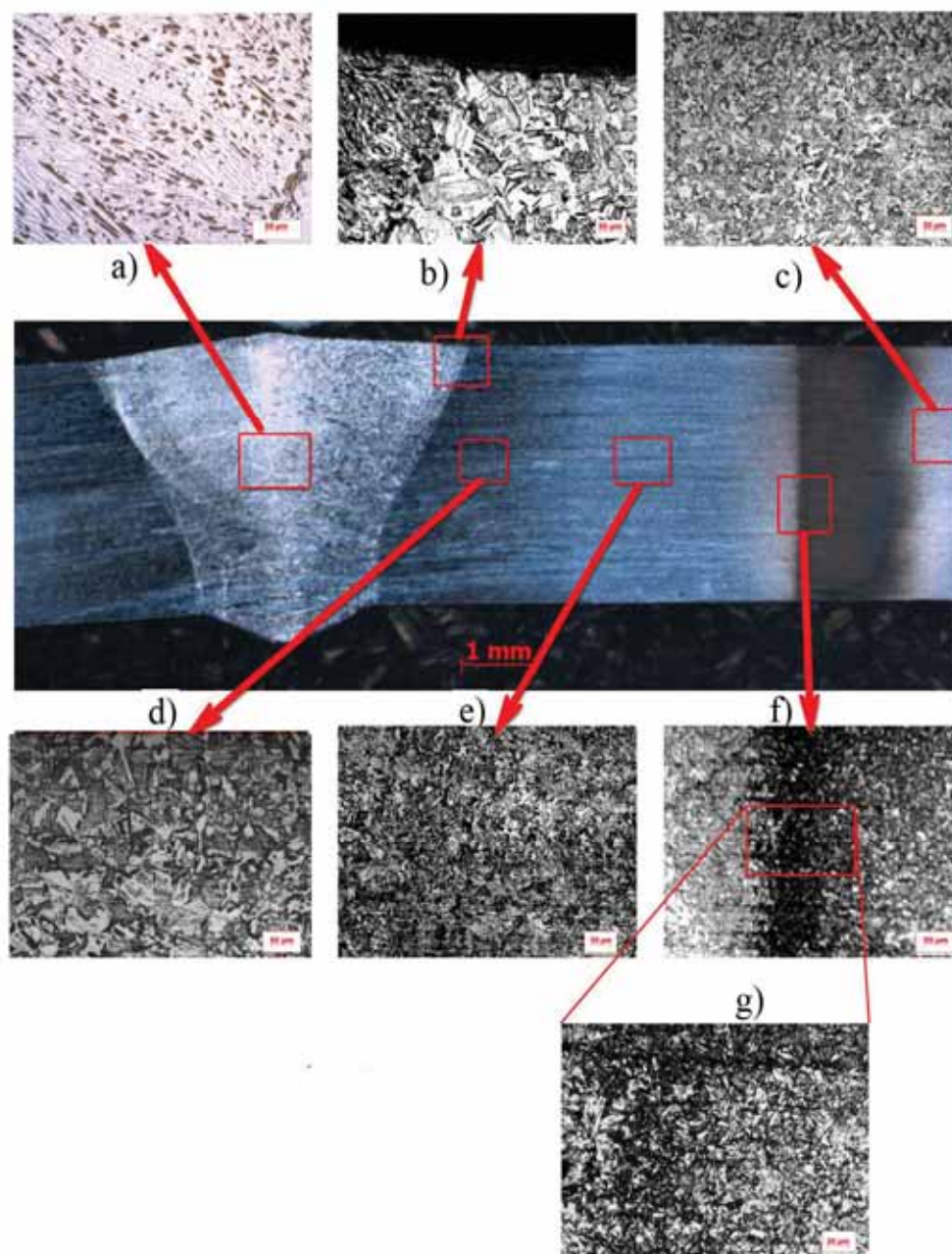
Figura 40- Esquema das regiões apresentadas na junta soldada não tratada na condição de zero reparo.



Fonte: Autor.

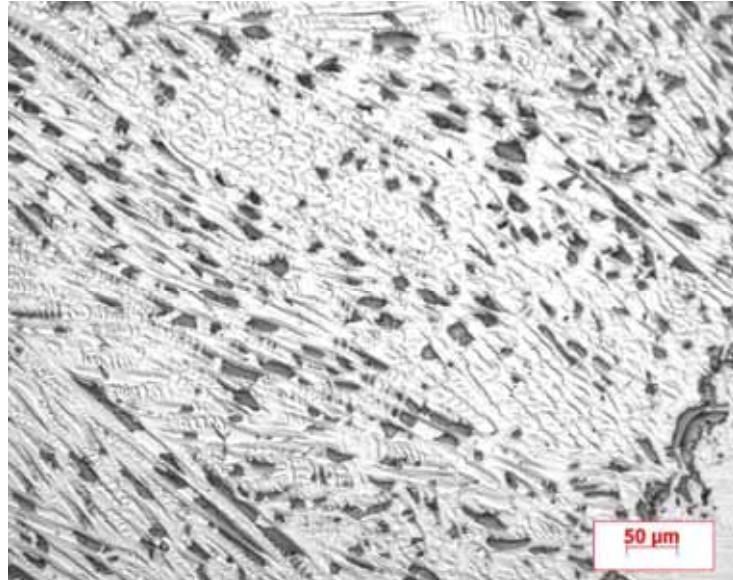
Na condição zero reparo é possível visualizar com clareza na Figura 41 a zona fundida (ZF), Figura 41(a), e diferentes zonas afetadas pelo calor. A região adjacente à solda (ZTA 1), Figura 41(b); região de recristalização (ZTA 2), Figura 41(d); região de transição (ZTA 3), Figura 41(e); região envelhecida (ZTA 4), Figura 41(f) e (g) e o metal base (MB), Figura 41(c).

Figura 41- Microestrutura da junta soldada sem tratamento na condição zero reparo, mostrando a morfologia dos grãos nas regiões: (a) Zona fundida (ZF); (b) Zona superaquecida (ZTA1); (c) Metal Base (MB); (d) Zona de recristalização (ZTA2); (e) Zona de transição (ZTA3); (f) e (g) Zona de envelhecimento (ZTA4).



Na Figura 42 nota-se uma região com o aspecto dendrítico na zona fundida (ZF).

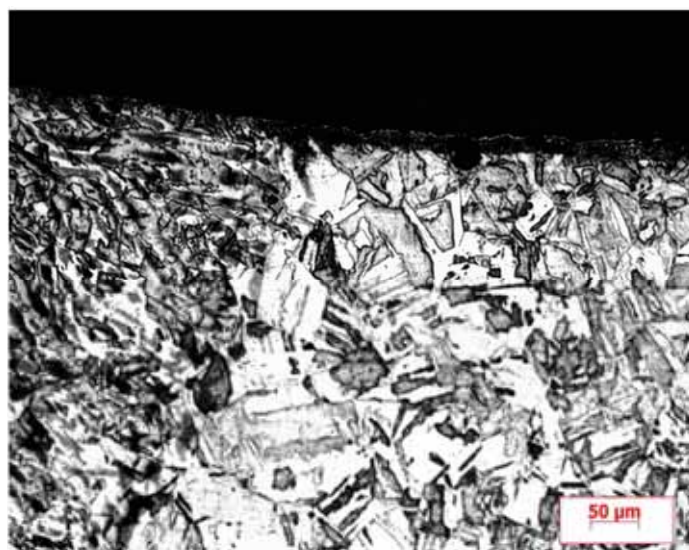
Figura 42- Aspecto dendrítico da região da solda com zero reparo.



Fonte: Autor.

A ZTA 1, adjacente à linha de fusão, ocorre um aumento do tamanho do grão, devido ao acréscimo de temperatura, resultante do processo de soldagem, mostrado na Figura 43.

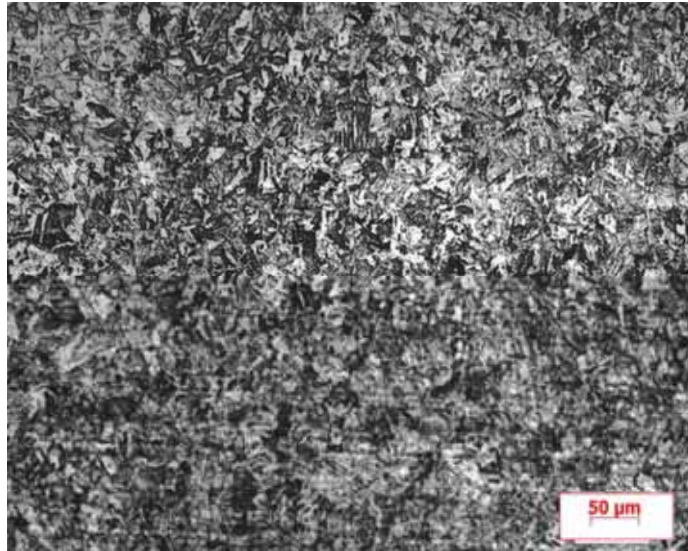
Figura 43- Região adjacente à linha de fusão da junta soldada com zero reparo.



Fonte: Autor.

Na ZTA 2 ocorre uma sensível diminuição do tamanho do grão em relação à ZTA 1 devido à recristalização do grão. Na ZTA 3 a granulação apresenta uma diminuição em seu tamanho. A Figura 44 mostra em detalhe um tamanho de grão mais refinado.

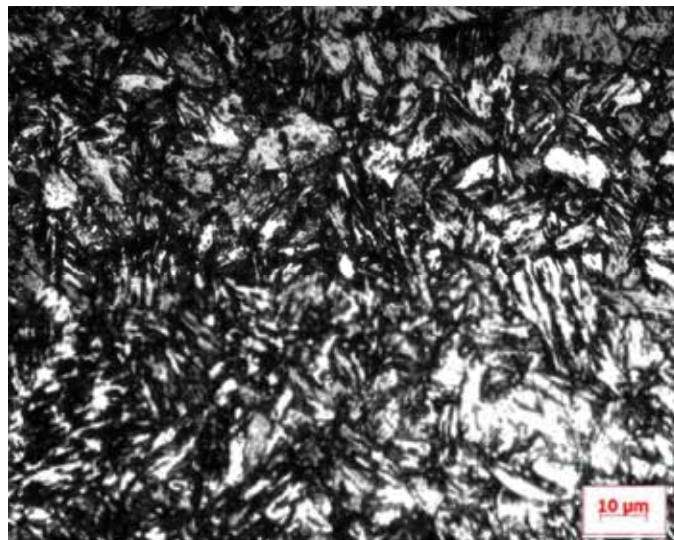
Figura 44- Grão refinado.



Fonte: Autor.

Na ZTA 4, região envelhecida, devido ao aporte térmico decorrente do processo de soldagem, na Figura 45 nota-se um escurecimento após o ataque químico.

Figura 45- Região envelhecida da junta soldada com zero reparo.

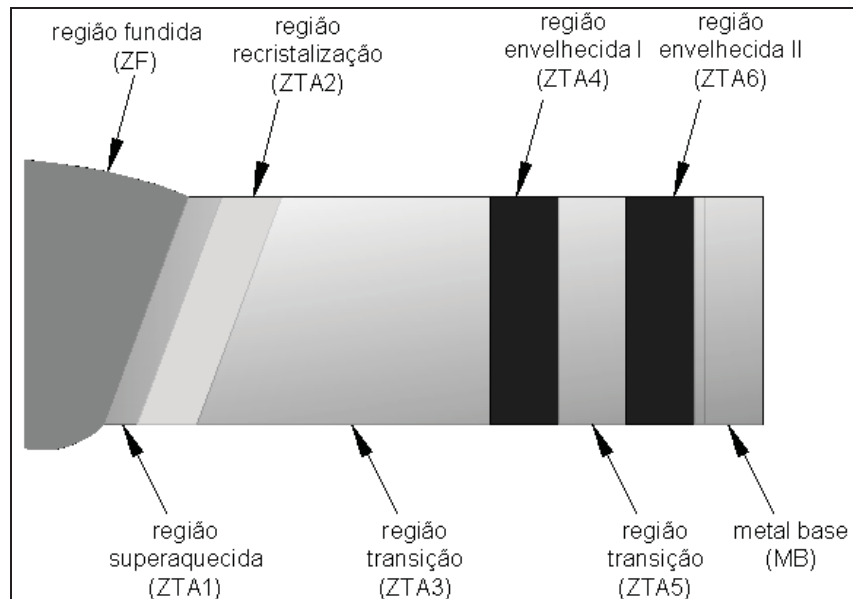


Fonte: Autor.

4.5.1.2 Condição com um reparo

A Figura 46 mostra de forma esquemática as divisões das regiões observadas na junta soldada após a inclusão do primeiro reparo.

Figura 46- Esquema das regiões apresentadas na junta soldada não tratada na condição de um reparo.

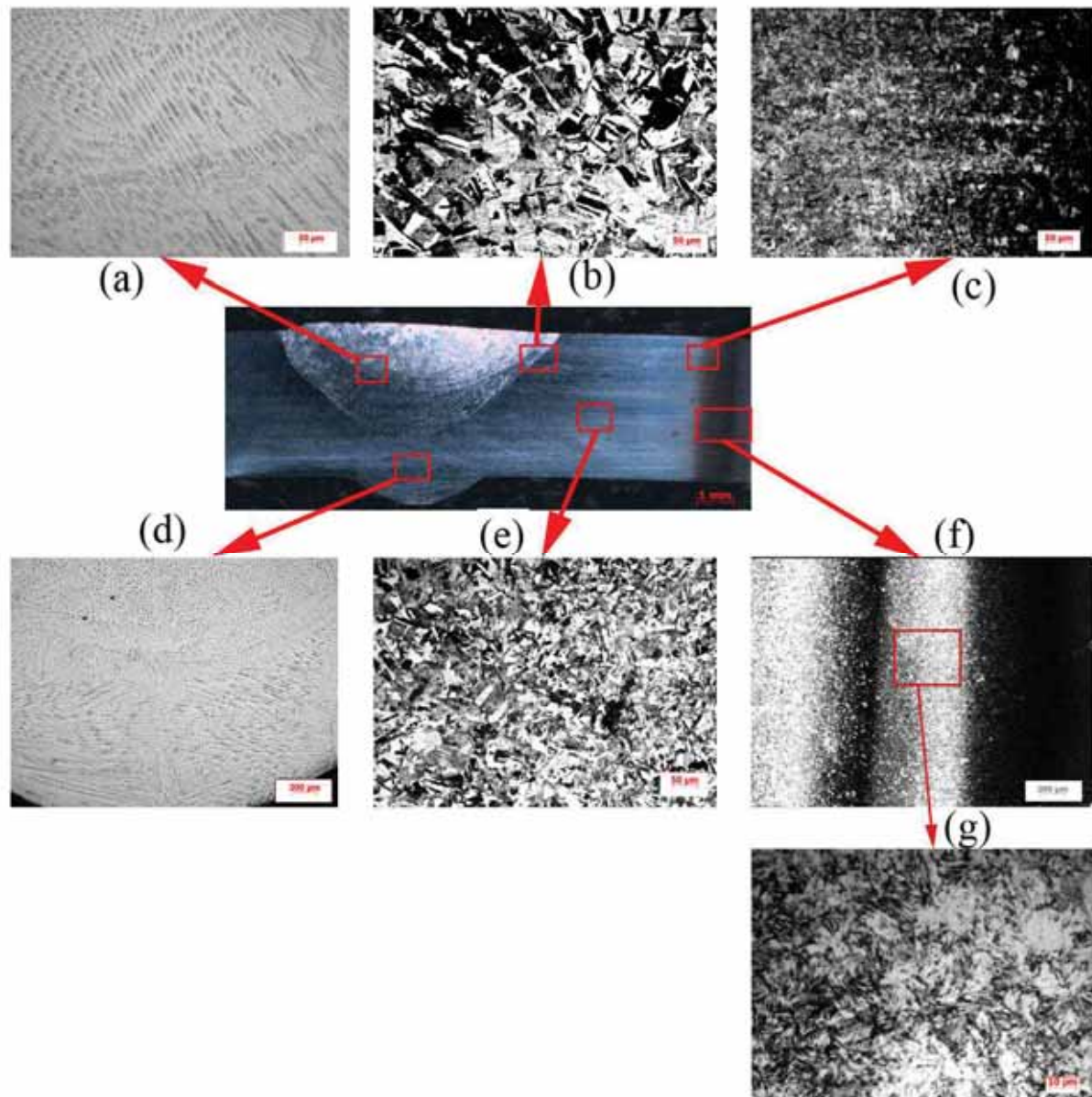


Fonte: Autor.

A apresentação das regiões afetadas termicamente na junta soldada com um reparo difere em relação às regiões mostradas anteriormente na junta soldada com zero reparo. A condição com um reparo mostra uma segunda região envelhecida, proveniente ao novo aquecimento ocorrido devido à realização do reparo.

A Figura 47 mostra a zona fundida (ZF) na Figura 47 (a) e (d); a região adjacente à solda (ZTA1), Figura 47 (b); região de recristalização (ZTA2) e a região de transição (ZTA3) na Figura 47 (e); a primeira região envelhecida (ZTA4), a região de transição entre as partes envelhecidas (ZTA5) e segunda região envelhecida (ZTA6), visualizadas nas Figuras 47 (f) e (g).

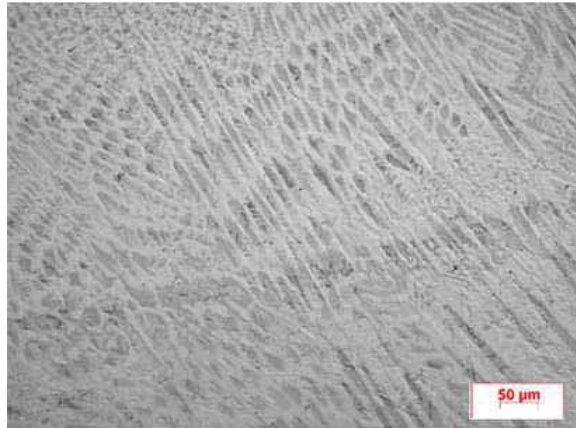
Figura 47- Microscopia óptica de junta soldada sem tratamento condição com um reparo, mostrando a morfologia dos grãos nas regiões: (a) Zona fundida do reparo (ZF); (b) Zona superaquecida (ZTA1); (c) Zona de transição (ZTA3-4); (d) Zona fundida solda (ZF); (e) Zona de recristalização e transição (ZTA2-3); (f) Zona envelhecida I, região de transição e Zona envelhecida II (ZTA 4-5-6); (g) Região de transição entre as zonas envelhecidas (ZTA5).



Fonte: Autor.

Na região fundida do reparo nota-se o aspecto dendrítico, mostrado na Figura 48.

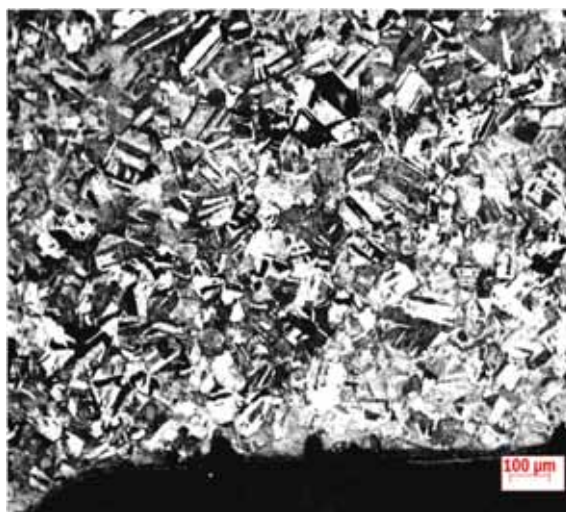
Figura 48- Região da Zona Fundida (ZF) do reparo.



Fonte: Autor.

Na região adjacente ao cordão de solda (ZTA1) apresenta uma granulação grosseira, parecida com a granulação notada da primeira solda. Na região de recristalização (ZTA2) a granulação apresenta uma diminuição em seu tamanho devido a sua recristalização (Figura 49).

Figura 49- Região de transição da solda, reparo e ZTA.



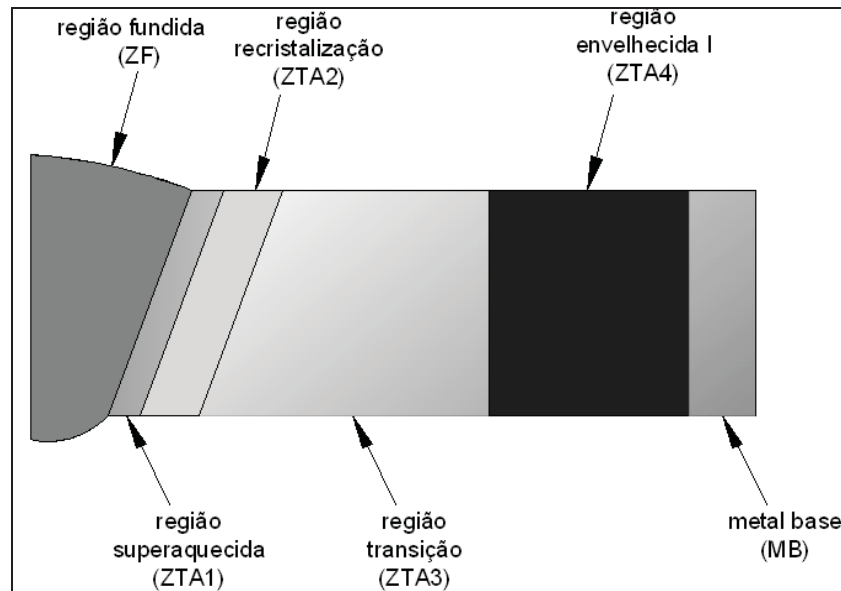
Fonte: Autor.

Na região de transição (ZTA3) começa a diminuir o tamanho do grão. Na ZTA 4 ocorre o envelhecimento da região devido ao aquecimento da primeira soldagem. Após a realização da segunda soldagem (reparo) uma segunda zona de envelhecimento (ZTA 6) é formada.

4.5.1.3 Condição com dois reparos

As divisões das regiões apresentadas na junta soldada, após a realização de dois reparos, são apresentadas de forma esquemática na Figura 50.

Figura 50- Esquema das regiões apresentadas na junta soldada não tratada na condição de dois reparos.

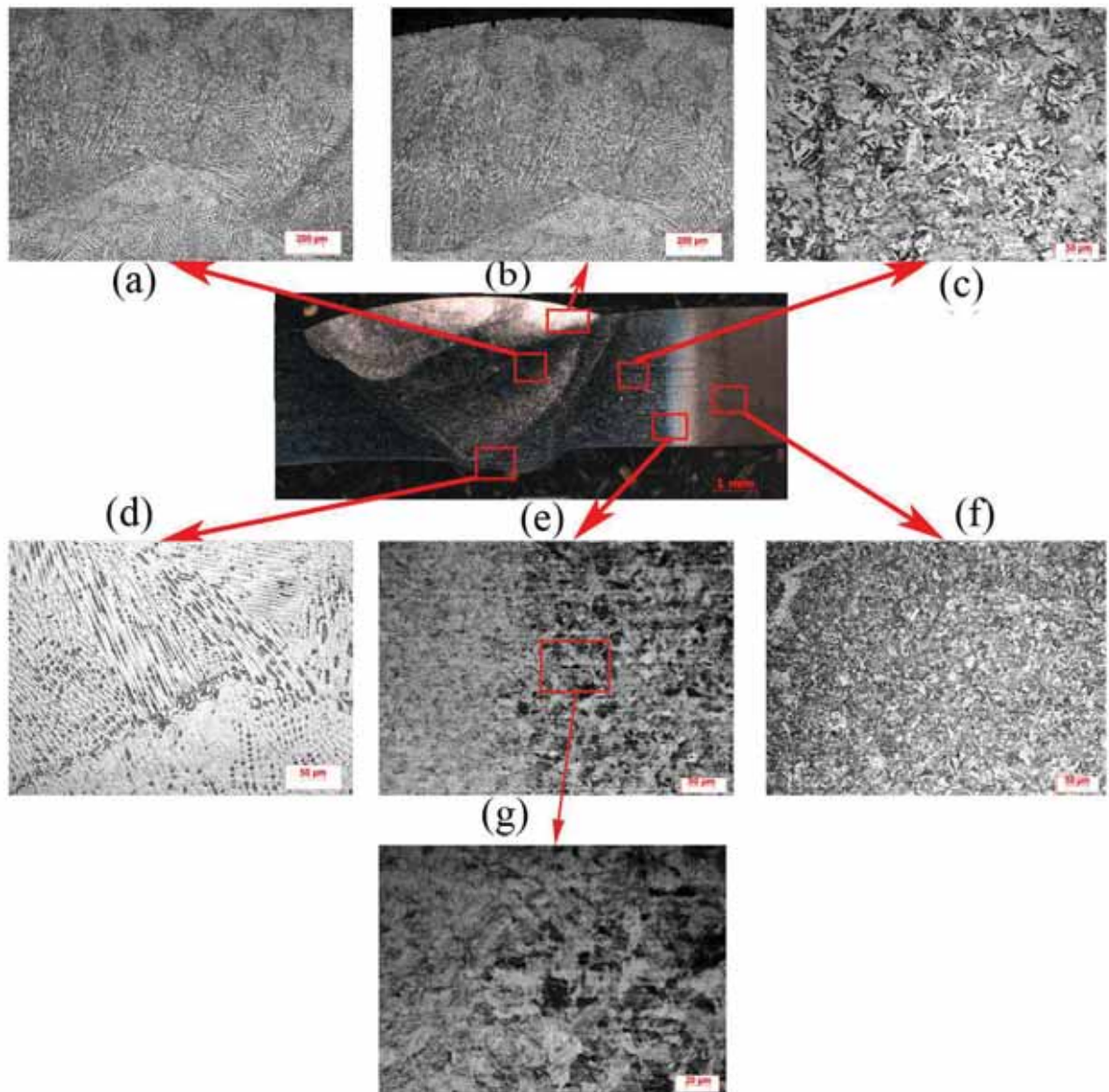


Fonte: Autor.

As regiões encontradas na junta soldada sem tratamento com dois reparos apresentam uma região envelhecida de maior extensão do que as outras situações mostradas anteriormente.

A Figura 51 mostra a zona fundida (ZF) na Figura 51(a) e (d); a região adjacente a solda (ZTA1), Figura 51(b); região recristalização (ZTA2) Figura 51(c); na a região de transição (ZTA3) Figura 51(e); região envelhecida (ZTA4) Figura 51(e) e (g); região do metal base (MB) Figura 51(f).

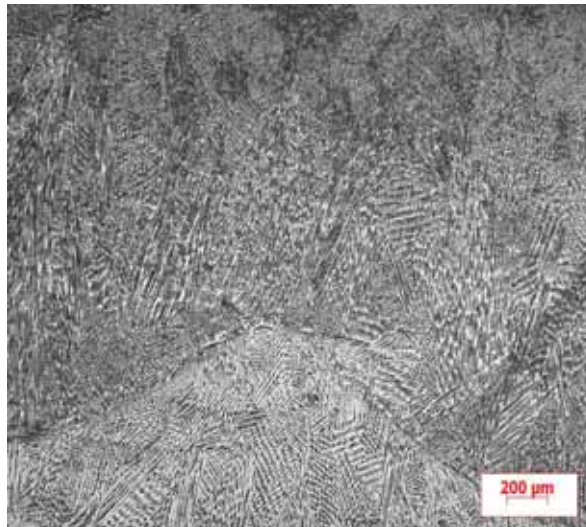
Figura 51- Microscopia óptica de junta soldada sem tratamento na condição com dois reparos, mostrando a morfologia dos grãos nas regiões: (a) Zona fundida do reparo (ZF); (b) Zona superaquecida (ZTA1); (c) Zona de recristalização e transição (ZTA2-3); (d) Zona fundida solda (ZF); (e) Zona de transição (ZTA3); (f) Metal base (MB); (g) Região de transição e zona envelhecida (ZTA4).



Fonte: Autor.

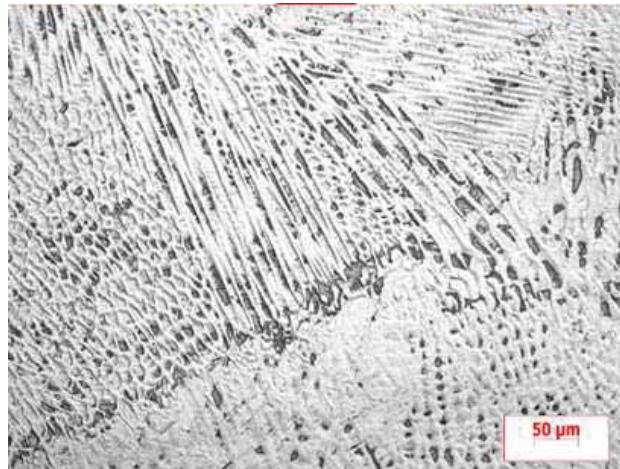
Como mostrado na junta soldada sem tratamento com dois reparos, a região fundida mostra um aspecto dendrítico mais acentuado na região dos reparos (Figura 52) em relação à região da solda inicial (Figura 53).

Figura 52- Aspecto dendrítico na região do reparo da solda da junta soldada com dois reparos.



Fonte: Autor.

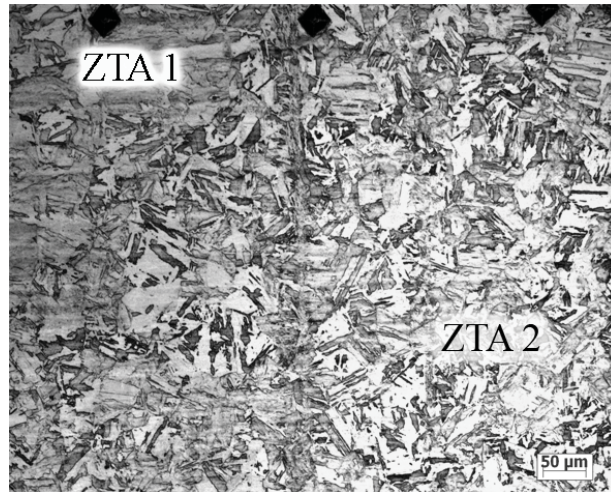
Figura 53- Região da solda inicial.



Fonte: Autor.

Na ZTA1, região adjacente ao cordão de solda, a morfologia vista já apresenta o tamanho de grão maior devido aos vários aquecimentos da região. Na região de recristalização (ZTA2) a granulação apresenta uma pequena diminuição do seu tamanho em comparação à região da ZTA1 (Figura 54).

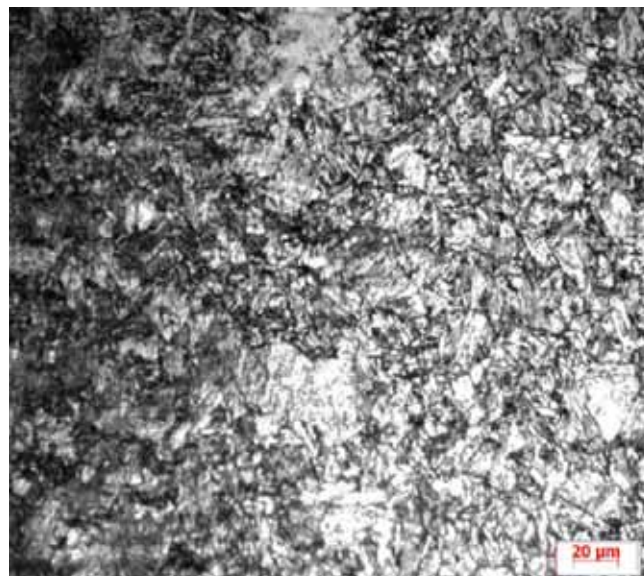
Figura 54- Região de transição da ZTA1 com ZTA 2 na junta soldada com dois reparos.



Fonte: Autor.

Na região envelhecida (ZTA 4) ocorre um aumento da sua extensão em relação às outras juntas, isto se deve ao calor aplicado repetidas vezes no local. A Figura 55 mostra a região envelhecida devido ao aporte térmico na zona.

Figura 55- Região envelhecida da junta soldada com dois reparos.

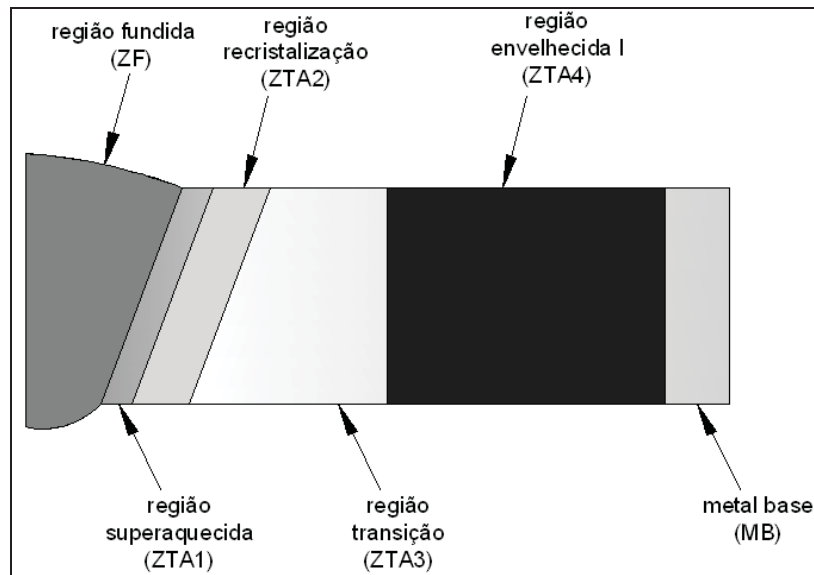


Fonte: Autor

4.5.1.4. Condição com três reparos

As divisões das regiões apresentadas na junta soldada, após três reparos, são apresentadas de forma esquemática na Figura 56.

Figura 56- Esquema das regiões apresentadas na junta soldada não tratada na condição de três reparos.

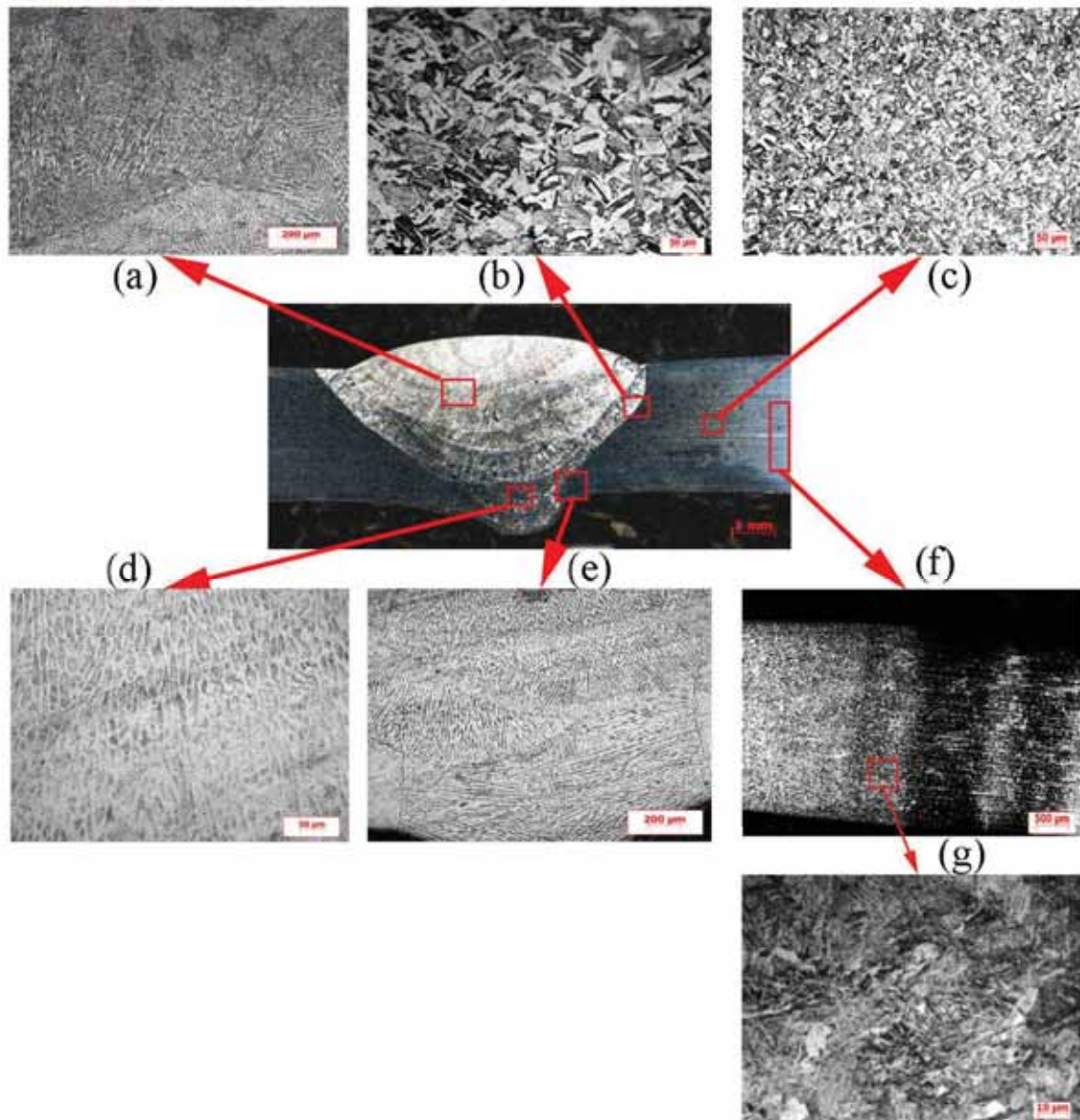


Fonte: Autor.

Na junta soldada sem tratamento e com três reparos, as regiões encontradas apresentam um formato parecido com a junta com dois reparos, com uma grande extensão da região envelhecida e granulação parecida entre a região superaquecida com a região de recristalização.

A Figura 57 mostra a zona fundida (ZF) na Figura 57(a) e (d); a região adjacente à solda (ZTA1), Figura 57(b) e (e); região recristalização (ZTA2) Figura 57(c); na a região de transição (ZTA3) Figura 57(f); região envelhecida (ZTA4) Figura 57(f) e (g);

Figura 57- Microscopia óptica de junta soldada sem tratamento na condição de três reparos, mostrando a morfologia dos grãos nas regiões: (a) Zona fundida do reparo (ZF); (b) Zona superaquecida (ZTA1); (c) Zona de recristalização (ZTA2); (d) Zona fundida solda (ZF); (e) Zona superaquecida (ZTA1); (f) zona de transição (ZTA3); (g) Região de transição e zona envelhecida (ZTA4).



Fonte: Autor.

Como citado anteriormente, as regiões encontradas na junta soldada com três reparos assemelha-se muito com a estrutura morfológica encontrada na junta soldada com dois reparos, tendo como exemplo a região envelhecida (ZTA4) com uma grande extensão. A composição da região fundida (ZF) também apresenta o formato parecido com o item

anterior, tendo uma granulação grosseria na região da primeira solda e uma granulação dendrítica na região do reparo. Na ZTA1, região superaquecida, o tamanho de grão aproxima-se muito com o tamanho de grão da região de recristalização, ZTA2.

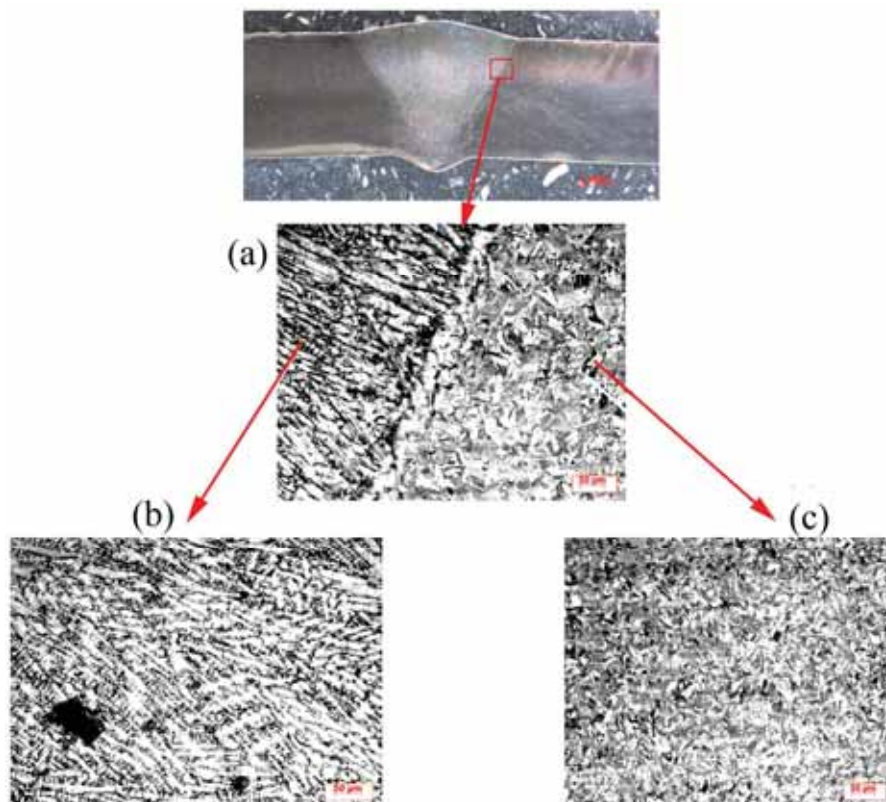
4.5.2. Juntas soldadas após o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento

As juntas soldadas foram avaliadas da mesma forma como citado anteriormente, em quatro condições distintas (apenas soldada e com reparos), sendo que a variação microestrutural, para cada condição analisada, foi apresentada separadamente.

4.5.2.1. Condição zero reparo

A Figura 58 mostra a junta soldada sem reparo após o tratamento térmico de solubilização (815°C – 30 min) e envelhecimento (480°C-3h).

Figura 58- Microscopia óptica junta soldada tratada termicamente na condição de zero reparo. (a) Solda e zona adjacente; (b) Solda e (c) zona adjacente.



Fonte: Autor.

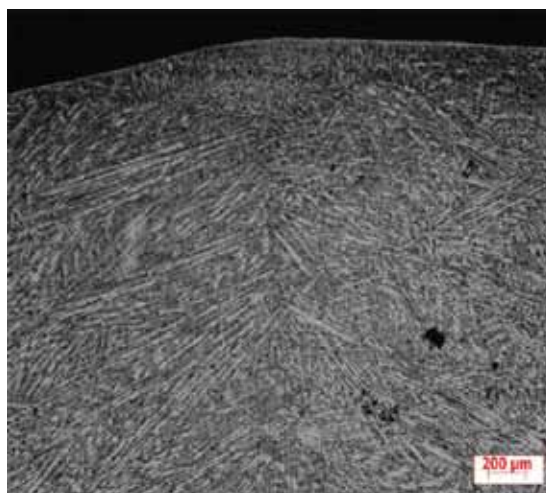
Na junta soldada tratada com zero reparo as ZTAs apresentadas antes do tratamento térmico não aparecem definidas. A morfologia do grão aparece de forma homogênea e de tamanho constante por toda a extensão do metal base como mostra a Figura 59. No cordão de solda à predominância do aspecto dendrítico com ilhas de austenita revertida. (Figura 60 e 61).

Figura 59- Microestrutura do metal base da junta soldada tratada termicamente com zero reparo.



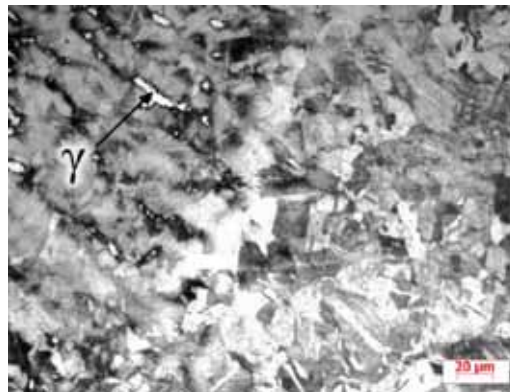
Fonte: Autor.

Figura 60- Microestrutura da solda da junta soldada tratada termicamente com zero reparo.



Fonte: Autor.

Figura 61- Formação de austenita revertida (γ) na solda.

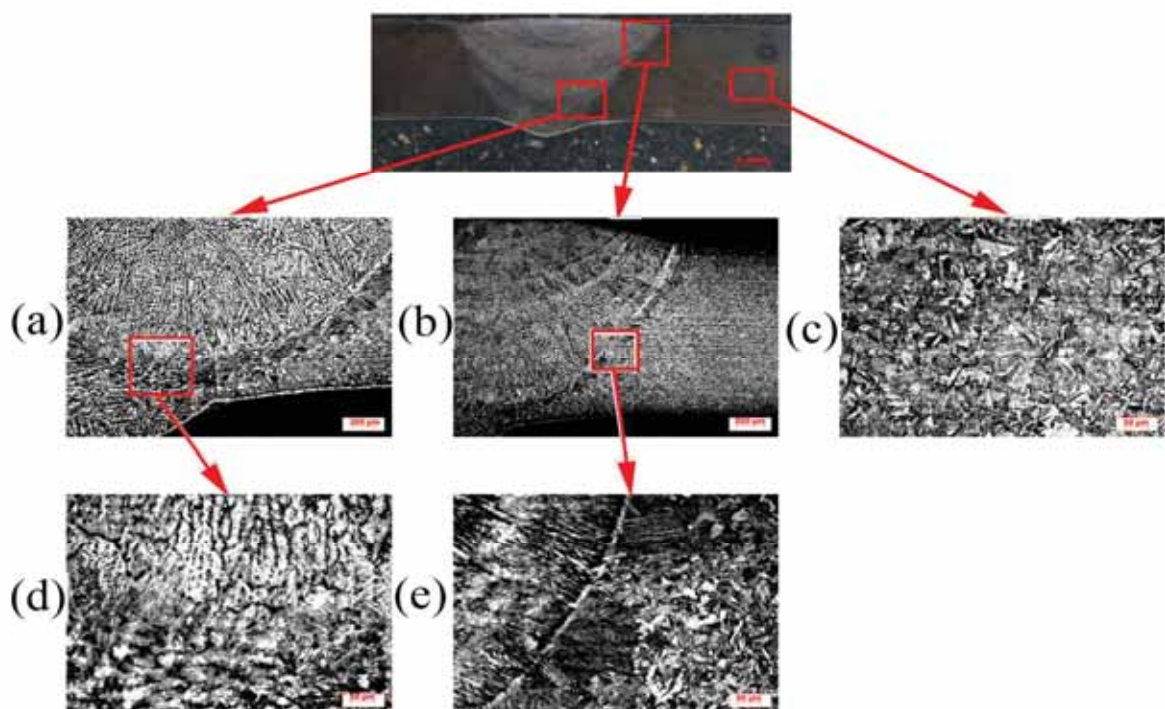


Fonte: Autor.

4.5.2.2. Condição com um reparo

A Figura 62 mostra a junta soldada na condição de um reparo após o tratamento térmico de solubilização (815°C – 30 min) e envelhecimento (480°C-3h).

Figura 62- Microscopia óptica junta soldada tratada termicamente na condição de um reparo. (a) Solda, reparo e zona adjacente; (b) Zona adjacente e zona afetada pelo calor; (c) Metal base; (d) Solda e reparo e (e) Reparo, zona adjacente e zona afetada pelo calor.



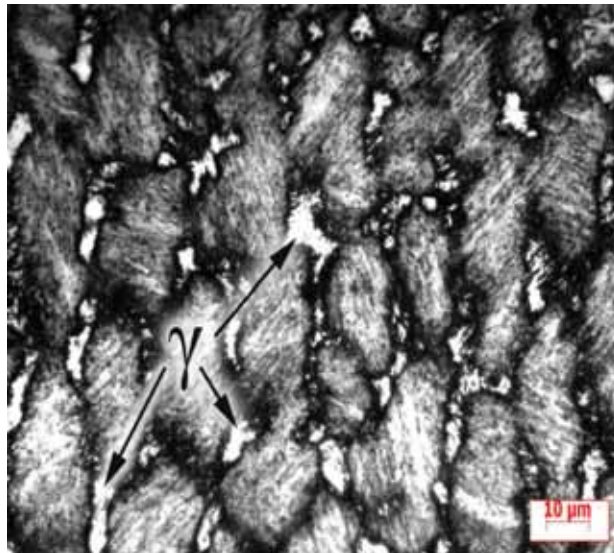
Fonte: Autor.

Após o tratamento de envelhecimento a ZTA apresentou uma microestrutura semelhante ao material base envelhecido.

A Figura 62 mostra que a junta soldada com um reparo também não apresenta zonas distintas como apresentada nas juntas não tratadas, mas aparece uma pequena região com um aumento do tamanho do grão, que está disposta de forma paralela à solda de reparo.

Com a realização do reparo observa-se um aumento da quantidade de formação de austenita revertida como é mostrado na Figura 63

Figura 63- Ilhas de austenita revertida (γ) da junta soldada com um reparo tratada termicamente.

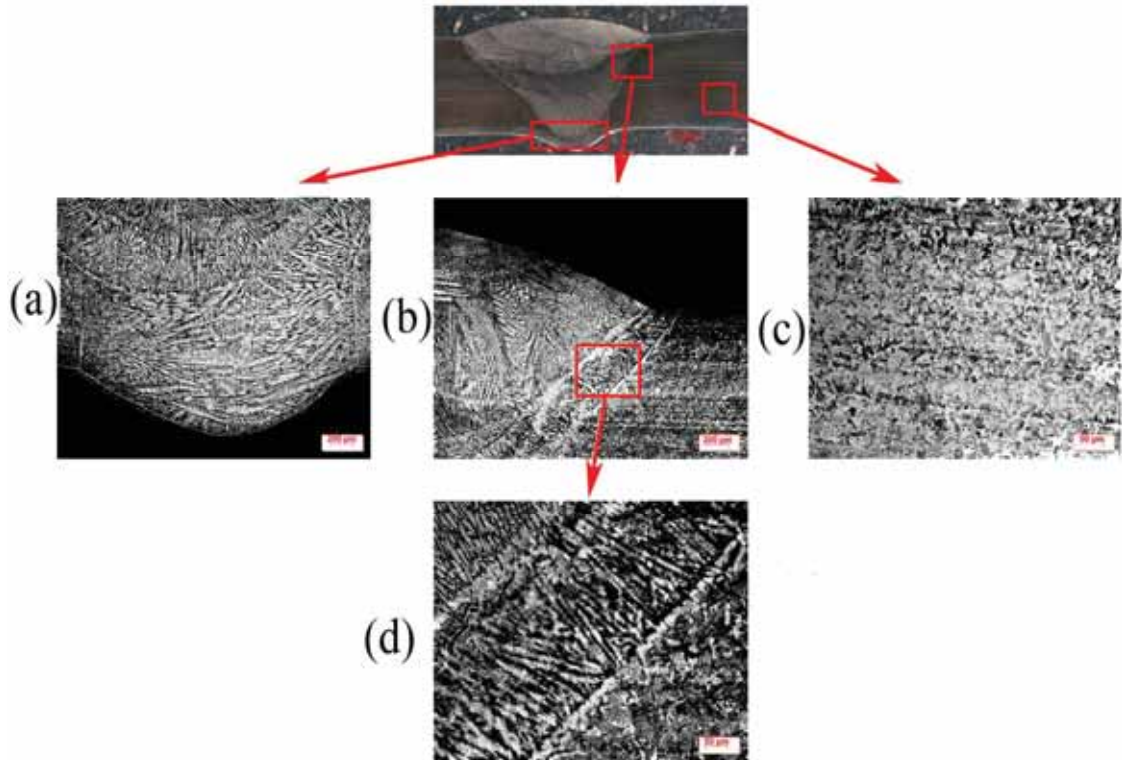


Fonte: Autor.

4.5.2.3. Condição com dois reparos

A Figura 64 mostra a junta soldada na condição de dois reparos após o tratamento térmico de solubilização (815°C – 30 min) e envelhecimento (480°C-3h).

Figura 64- Microestrutura da junta soldada tratada termicamente na condição de dois reparos. (a) Solda e reparo; (b) Solda, reparo e zona termicamente afetada; (c) Metal base e (d) Solda, reparo e zona termicamente afetada.

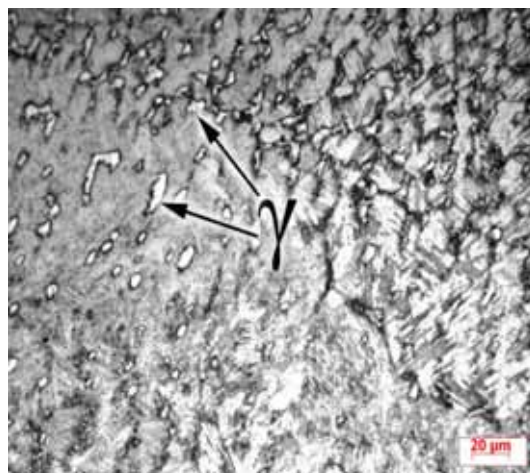


Fonte: Autor.

Na junta soldada com dois reparos nota-se que a granulação grosseira apresentada na região paralela ao cordão de reparo, observado no item anterior, não aparece nesta condição.

A Figura 65 mostra ilhas de austenita revertida formadas no segundo reparo de solda da junta soldada.

Figura 65- Formação da austenita revertida (γ) no reparo da solda.

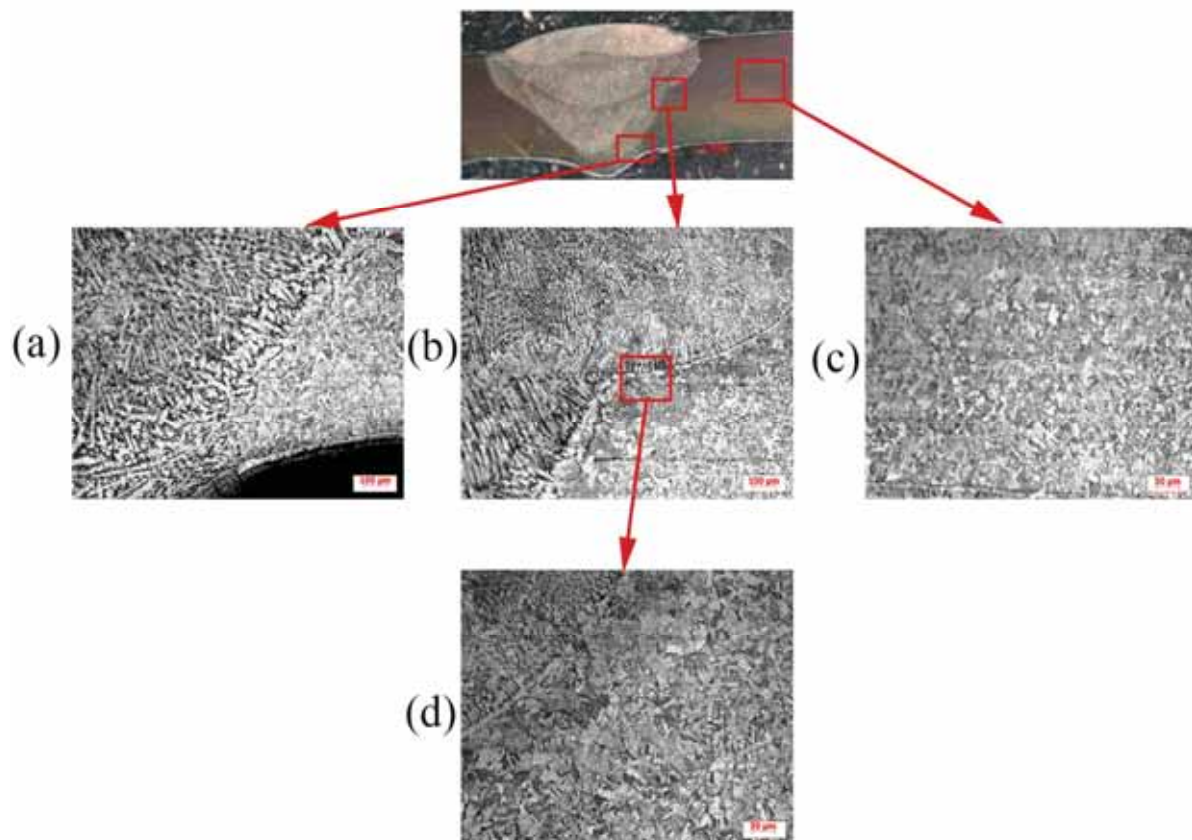


Fonte: Autor.

4.5.2.4. Condição com três reparos

A Figura 66 mostra a junta soldada na condição de dois reparos após o tratamento térmico de solubilização (815°C – 30 min) e envelhecimento (480°C-3h).

Figura 66- Microscopia óptica junta soldada tratada termicamente na condição de três reparos. (a) Solda, reparo e zona adjacente; (b) Solda, reparo e zona adjacente; (c) Metal base e (d) Reparo e zona adjacente.

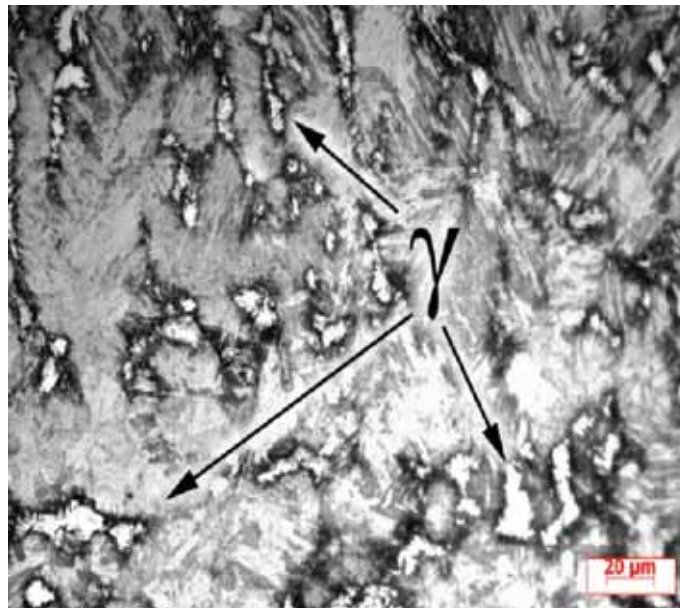


Fonte: Autor.

A junta soldada com três reparos mostra um pequeno aumento do tamanho do grão da região adjacente somente ao terceiro reparo, visto na Figura 66 (b) e na Figura 66 (d). Este aspecto confirma que a temperatura atingida na região muito próxima à zona fundida é suficiente para produzir o crescimento de grão nas imediações.

A Figura 67 mostra a formação da austenita revertida localizada no terceiro reparo de solda.

Figura 67- Ilhas de autenita revertida (γ) no terceiro reparo de solda.

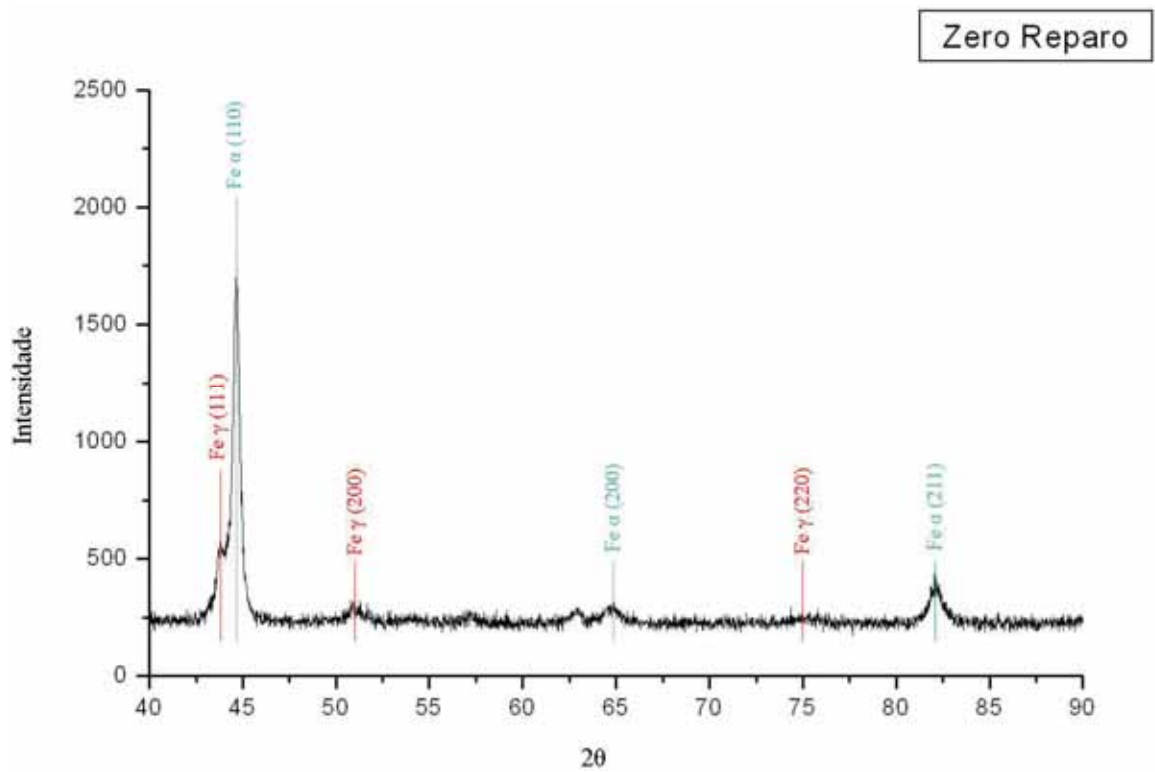


Fonte: Autor.

4.5.3 Análise por difração de Raios-X

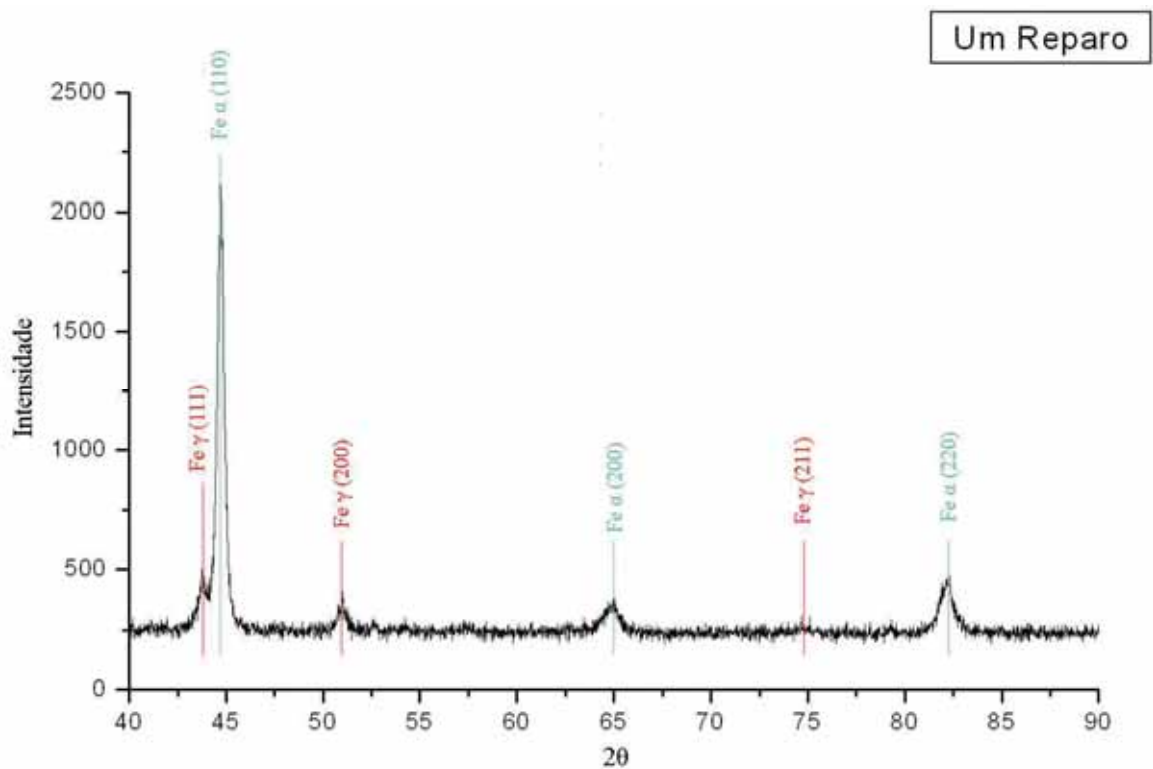
As Figuras 68 a 71 mostram as análises de difração de raios-X após os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento nas condições de zero reparo, um reparo, dois reparos e três reparos. Podem-se ver picos característicos da fase ferro alfa e picos correspondentes à fase ferro gama indicando que não há presença de austenita revertida nas quatro situações.

Figura 68- Análise de difração de raios-X para uma amostra com zero.



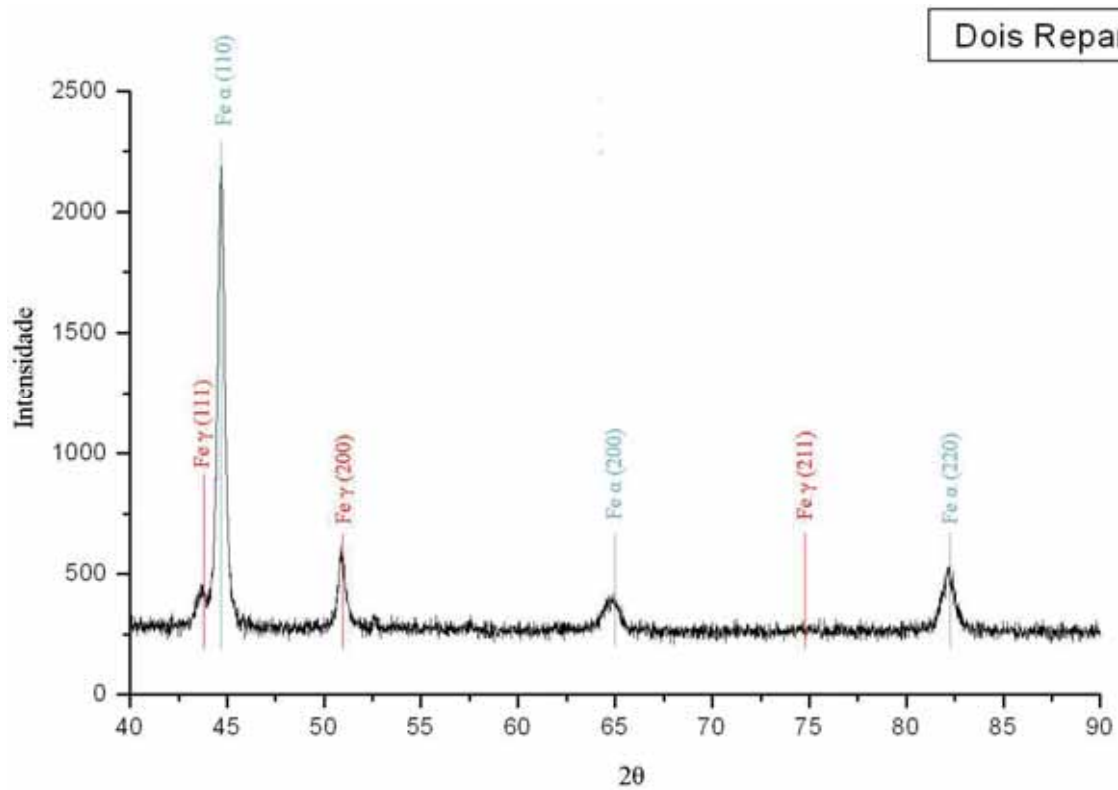
Fonte: Autor.

Figura 69- Análise de difração de raios-X para uma amostra com um reparo.



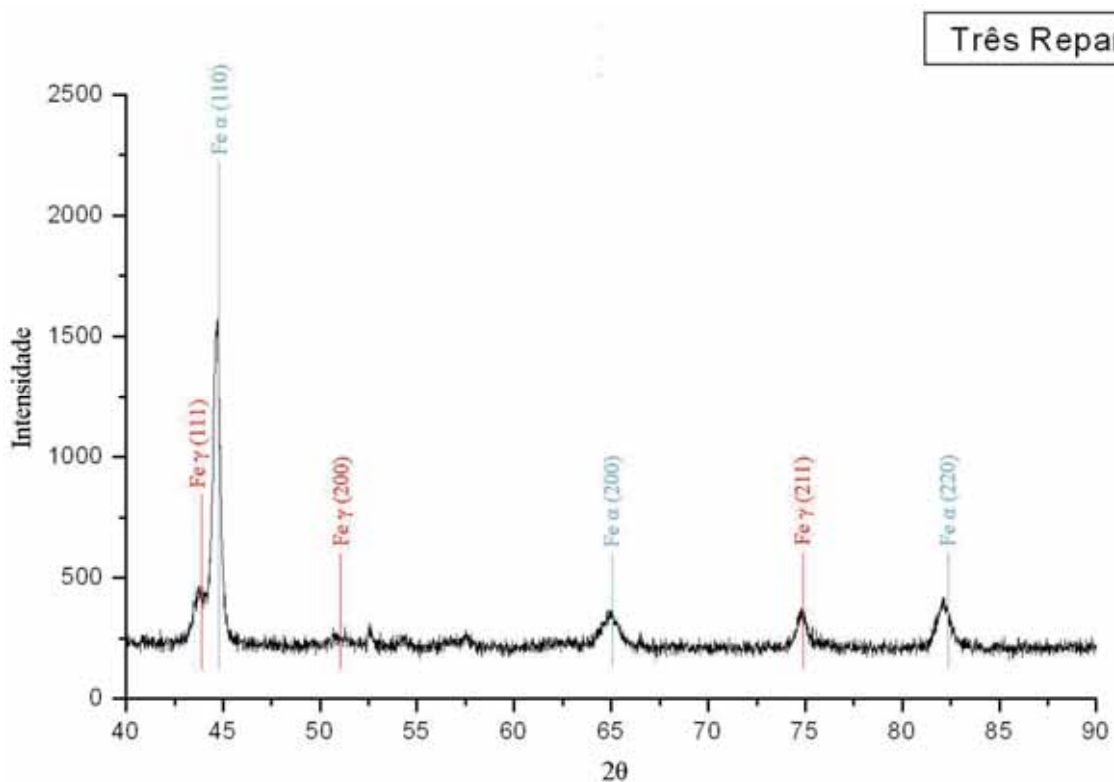
Fonte: Autor.

Figura 70 - Análise de difração de raios-X para uma amostra com dois reparos.



Fonte: Autor.

Figura 71- Análise de difração de raios-X para uma amostra com três reparos.



Fonte: Autor.

4.6. ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS (HV)

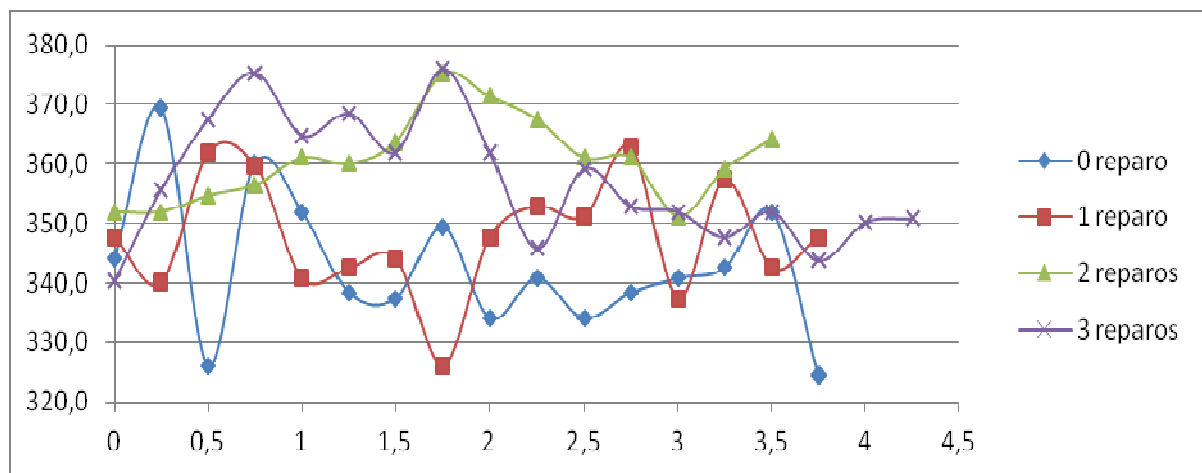
Para melhor entendimento sobre as transformações ocorridas na zona fundida e nas zonas termicamente afetadas, foi realizado o ensaio de dureza nas situações das juntas soldadas não tratadas, logo após a soldagem, e nas juntas soldadas solubilizadas e envelhecidas.

Os ensaios foram realizados adotando os princípios estabelecidos no item 3.6.5, com a distância entre os pontos de avaliação da dureza na ordem de 0,25 mm.

4.6.1. Microdureza Vickers em juntas soldadas sem tratamento térmico.

A Figura 72 mostra os valores das durezas encontradas na região da solda, sendo realizadas as indentações na extensão transversal da solda, no sentido da região do reforço inferior (raiz) até o reforço superior, como representado na Figura 29.

Figura 72- Valores da dureza encontrada na região da solda com zero reparo, um reparo, dois reparos e três reparos.



Fonte: Autor.

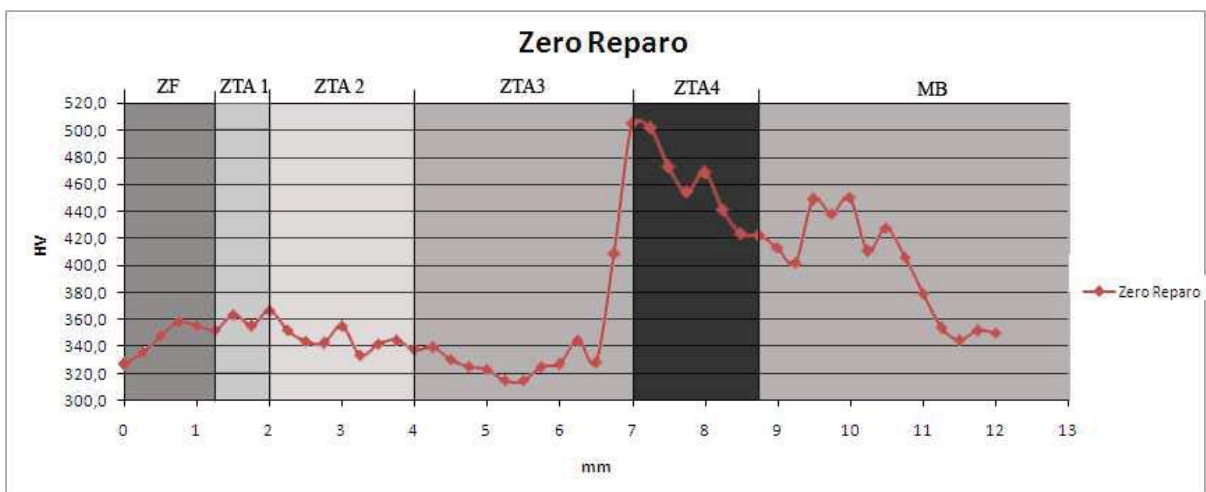
Tabela 10 - Média dos resultados obtidos nos ensaios de dureza do cordão de solda não tratado termicamente.

	Dureza média (HV)	Desvio
Zero reparo	342,8	11,75
Um reparo	347,7	9,86
Dois reparos	360,8	7,05
Três reparos	357,0	10,49

Observa-se que a variação de dureza ao longo da solda foi de cerca de 20 HV e que o fato de ter-se realizado reparos na solda teve pouco efeito sobre os valores de dureza. Ao se realizar os reparos as temperaturas dentro da região soldada que não sofreu reparo deve ter atingido a temperatura de austenitização e novamente solubilizado, fato que justifica o valor da dureza estar em torno de 350 HV.

A Figura 73 mostra de forma esquemática as posições das indentações realizadas na zona fundida e nas demais zonas afetadas e os valores de dureza encontrados na junta soldada sem reparo.

Figura 73- Esquema das posições de ensaio de microdureza e valores encontrados na junta soldada não tratada na condição de zero reparo.



Fonte: Autor.

Observa-se que entre a região fundida até o final da região de transição, houve uma pequena variação no valor da dureza, sendo possível notar que a região fundida apresenta uma

dureza um pouco menor do que a ZTA1. Também é possível visualizar que ocorre um aumento considerável do valor da dureza quando se atinge a região de envelhecimento. Esse valor de dureza tende a reduzir na medida em que se aumenta a distância do cordão da solda. Este fato demonstra que a temperatura alcançada na região de envelhecimento (escura) foi suficientemente alta para produzir precipitação de intermetálicos. Na região um pouco adiante (cerca de 10 mm) ocorre um endurecimento menor, este fato decorre devido ao menor valor de temperatura alcançado nesta distância da solda.

As microdurezas realizadas na junta soldada com um reparo são apresentadas de forma esquemática na Figura 74.

Figura 74- Esquema das posições de ensaio de microdureza e valores encontrados na junta soldada não tratada na condição de um reparo.



Fonte: Autor.

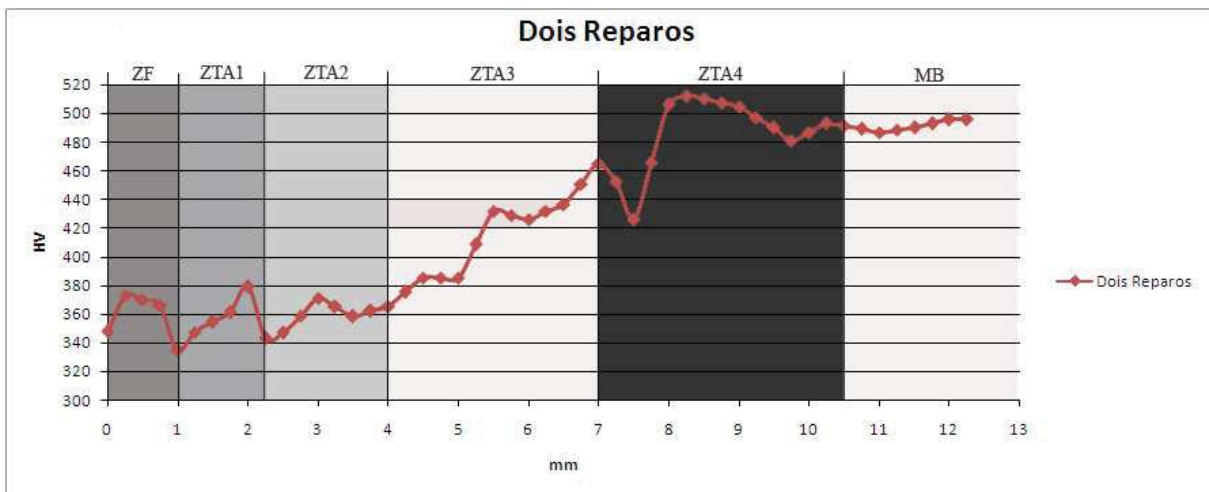
Observa-se um aumento da dureza na região fundida e na ZTAs próximas ao cordão em relação à condição de zero reparo. A dureza mostrada na região envelhecida tem um aumento, porém a dureza encontrada é menor do que a região envelhecida da amostra anterior.

Este fenômeno, com duas regiões de envelhecimento distintas, foi encontrado também por outros autores (SREEKRUMAR et al., 1992 e SINHA et al., 1993). Ao realizar o segundo reparo ocorre uma nova onda de calor, que provocará modificações na primeira região envelhecida e criará uma nova região de envelhecimento. Nota-se que o calor passa a dissipar-se por uma região maior, e embora não se perceba diferenças na microestrutura do material base, ocorre envelhecimento entre 10 a 14 mm, indicando que o efeito acumulativo do calor nesta região produziu precipitação e endurecimento.

As regiões afetadas pelo calor foram consideradas pela associação com a micrografia, nota-se, porém que, embora não se perceba modificação no aspecto microestrutural (não houve alteração na cor nem no tamanho de grão), ocorre um endurecimento além da ZTA 6, mostrando que o calor também produziu envelhecimento nesta região provocando uma elevação nos valores de dureza. Provavelmente, a precipitação nesta região é bastante fina, dificultando a observação por microscopia óptica com os aumentos praticados neste trabalho.

A Figura 75 mostra de forma esquemática o ensaio de microdureza realizado na junta soldada com dois reparos.

Figura 75- Esquema das posições de ensaio de microdureza e valores encontrados na junta soldada não tratada na condição de dois reparos.



Fonte: Autor.

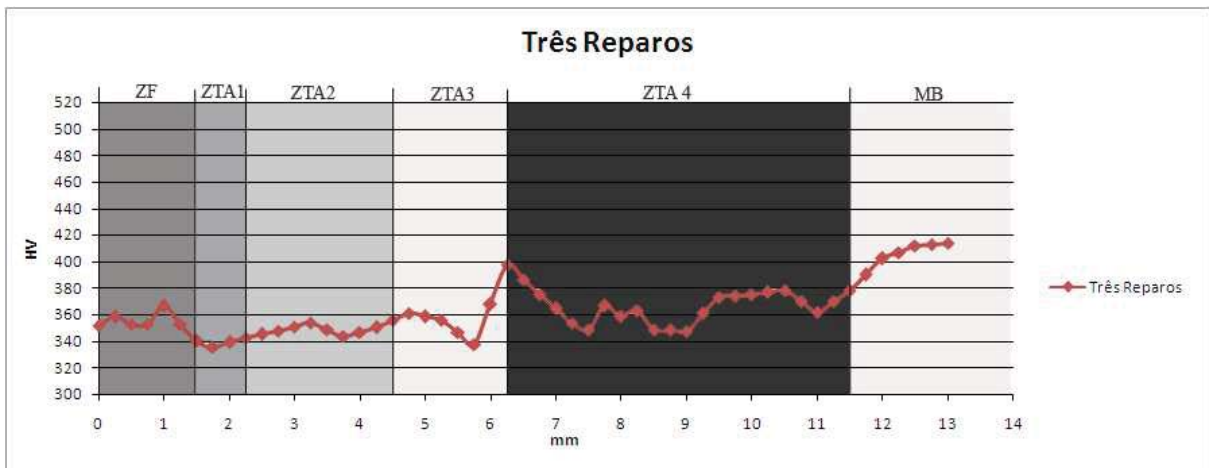
Na Figura 75 a dureza encontrada na zona fundida e nas regiões próximas apresentam características parecidas com as outras peças ensaiadas, tendo uma dureza menor na região fundida e um aumento de dureza a medida em que se distancia do cordão de solda, tendo um grande aumento na região envelhecida.

Neste caso o efeito acumulativo da temperatura produziu um aumento crescente na dureza do material, e mais efetivamente na região de envelhecimento (microestrutura escurecida). O gráfico mostra que mesmo além da região escura houve envelhecimento para distâncias maiores que 12 mm, de forma semelhante ao observado no caso da condição com um reparo.

Na Figura 76 o ensaio de dureza apresentado de forma esquemática tem as mesmas características vistas nos outros ensaios, mas na região envelhecida mostra o menor aumento encontrado, mostrando um maior aumento fora da região envelhecida.

Neste caso o efeito efetivo do envelhecimento começa a ser notado para além dos 12 mm do centro da solda. A região escurecida, que nas outras amostras corresponde à região de envelhecimento, parece ter passado por uma solubilização parcial ou uma reversão de parte da austenita, reduzindo a dureza após o terceiro reparo.

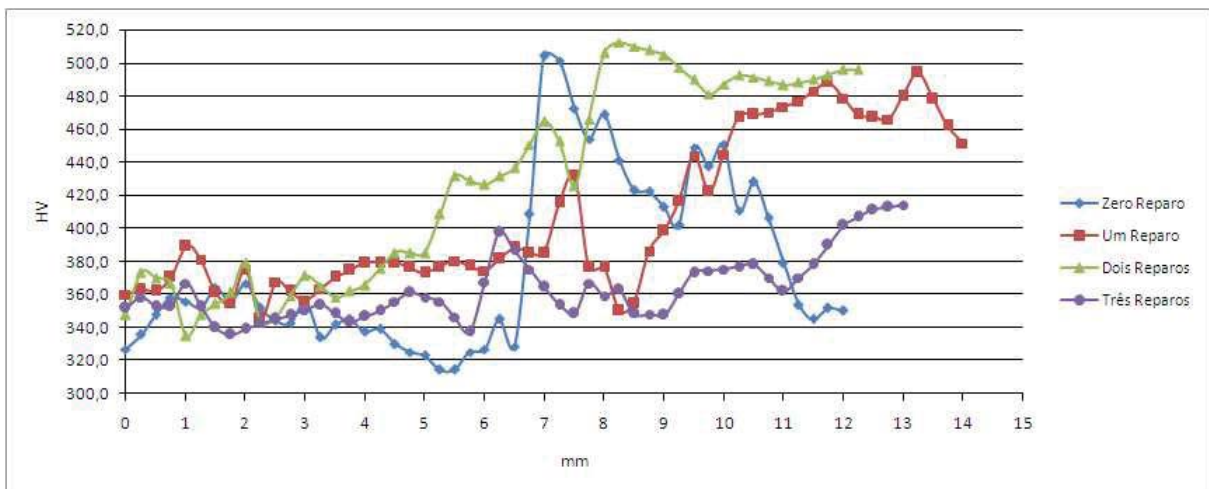
Figura 76- Esquema das posições de ensaio de microdureza e valores encontrados na junta soldada não tratada na condição de três reparos.



Fonte: Autor.

A Figura 77 mostra que em todas as situações apresentam uma dureza menor na região fundida e nas regiões próximas, sendo que a dureza tende a aumentar de acordo com o aumento de distância da região ensaiada em relação ao cordão de solda. O aumento da dureza começa a ocorrer na média de 7 mm de distância da zona fundida.

Figura 77- Durezas encontradas nas juntas soldadas com zero reparo, um reparo, dois reparos e três reparos.

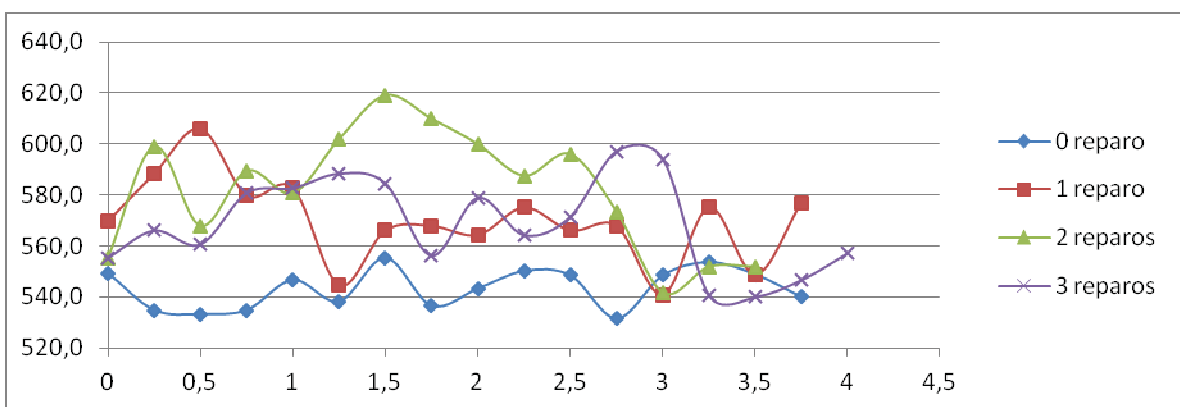


Fonte: Autor.

4.6.2. Microdureza Vickers em juntas soldadas solubilizadas e envelhecidas

As medições da dureza do cordão de solda foram efetuadas da mesma maneira como foi realizada no item anterior, a Figura 78 mostra as quatro situações estudadas, após o tratamento de solubilização e envelhecimento. Neste gráfico as medidas de dureza foram realizadas na zona fundida, no sentido longitudinal, da raiz ao topo da solda (região do reforço).

Figura 78- Valores de dureza encontrados na região da solda tratada termicamente na condição de zero reparo, um reparo, dois reparos e três reparos.



Fonte: Autor.

A partir do gráfico da Figura 78 foram calculados os valores médios de dureza de cada condição estudada, conforme mostrado na Tabela 11. Nota-se que na região fundida houve uma grande elevação nos valores médios de dureza após o envelhecimento, superior a cerca de 200 HV.

Tabela 11- Média dos resultados obtidos nos ensaios de dureza do cordão de solda não tratado termicamente.

	Dureza média (HV)	Desvio
Zero reparo	543,3	7,72
Um reparo	569,8	15,83
Dois reparos	581,0	23,07
Três reparos	568,5	18,01

A Figura 79 mostra de forma esquemática as posições de marcação do ensaio de microdureza realizadas na zona fundida e nas demais zonas afetadas e os valores das durezas encontrados, na junta soldada com zero reparo.

Figura 79: Esquema das posições de ensaio de microdureza e valores encontrados na junta soldada e tratada termicamente, na condição de zero reparo.



Fonte: Autor.

Após o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento a região fundida continua apresentando uma dureza inferior em comparação ao restante do material, como observado na Figura 79. Porém ao se comparar a dureza do material tratado termicamente com o material

não tratado, na mesma condição, observa-se um grande ganho de dureza, cerca de 200 HV na região fundida e cerca de 250 HV na ZTA e material base. Na ZTA1, próximo à solda, há uma redução mais acentuada na dureza devido ao crescimento de grão, conforme visto nas micrografias apresentadas.

Conforme observado nas micrografias, após o envelhecimento, a microestrutura da zona afetada pelo calor (ZTA) mostrou-se semelhante ao material base (MB), os ensaios de dureza mostram que há uma homogeneidade entre a ZTA (com exceção da ZTA1, onde ocorreu crescimento de grão) e o material base, indicando que a precipitação ocorreu de forma semelhante nestas regiões.

A Figura 80 mostra o esquema dos pontos de medição de dureza realizado na junta soldada com um reparo.

Figura 80- Esquema das posições de ensaio de microdureza e valores encontrados na junta soldada tratada termicamente, na condição de um reparo.

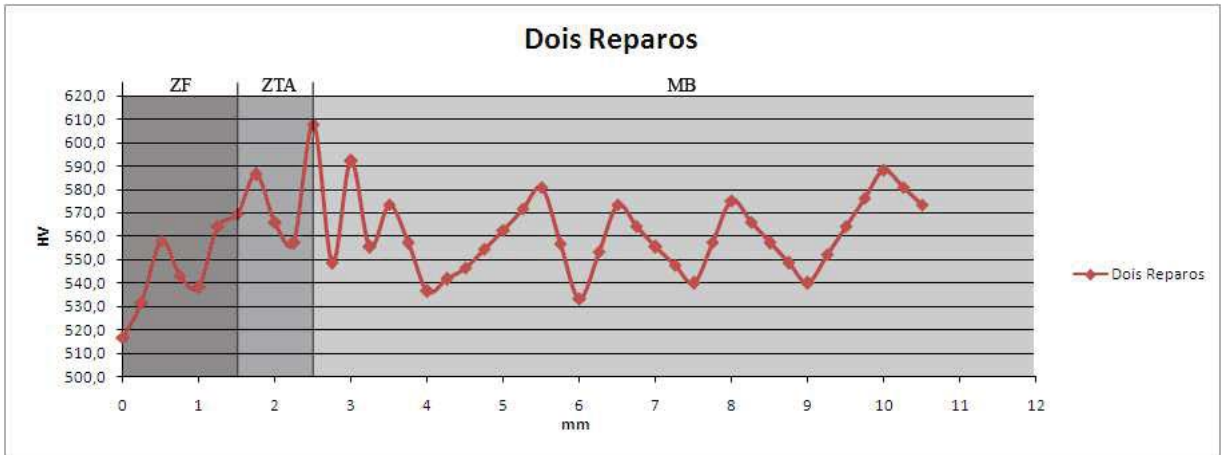


Fonte: Autor.

De forma semelhante ao gráfico da Figura 79, o envelhecimento produz um aumento na dureza da zona fundida e da zona afetada pelo calor. A junta com um reparo apresenta uma dureza inferior na região fundida e também uma diminuição de dureza na ZTA 1, na proximidade com a solda, em comparação com o restante do material. Isto se deve ao aumento no tamanho de grão próximo à região da solda de reparo com mostrado na Figura 62.

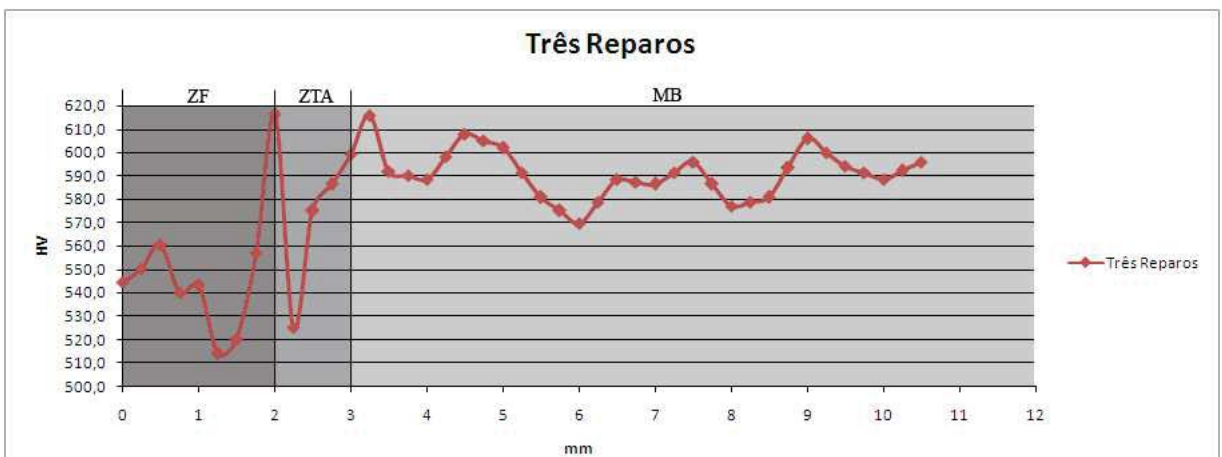
As durezas apresentadas na condição com dois reparos e três reparos (Figuras 81 e 82) mostram características semelhantes entre si. Mostram a região fundida com menor dureza e a região adjacente à solda com uma dureza mais elevada, mas não possuindo uma variação considerável em relação ao resto do material.

Figura 81- Esquema das posições de ensaio de microdureza e valores encontrados na junta soldada tratada termicamente, na condição de dois reparos.



Fonte: Autor.

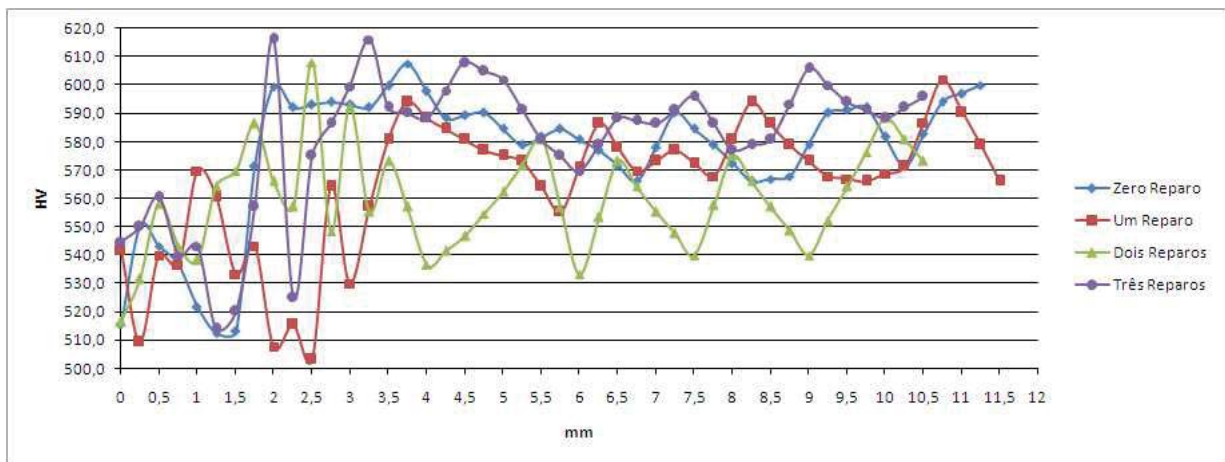
Figura 82- Esquema das posições de ensaio de microdureza e valores encontrados na junta soldada tratada termicamente, na condição de três reparos.



Fonte: Autor.

Como citado anteriormente, todas as situações apresentam uma dureza menor na região fundida e nas regiões próximas a ZF, embora, após o tratamento térmico a dureza da região fundida apresente um aumento considerável, conforme mostrado na Figura 83.

Figura 83- Durezas encontradas nas juntas soldadas tratadas termicamente na condição de zero reparo, um reparo, dois reparos e três reparos.



Fonte: Autor.

4.7. ENSAIO DE TRAÇÃO EM CORPOS DE PROVA SOLDADOS SOLUBILIZADOS E ENVELHECIDOS

Foram realizados ensaios de tração nos corpos de prova soldados, solubilizados a 815°C por 30 minutos e envelhecidos a 480°C por 3 horas.

Para a avaliação e comparação dos resultados, foi realizado o ensaio utilizando corpos de prova não soldado obedecendo à norma ASTM E8/8M, e corpos de prova soldados, obedecendo a norma AWS B4. Os resultados obtidos são apresentados na Tabela 12. Em cada situação foram ensaiados cinco CDPs.

Tabela 12 - Valores de resistência à tração (σ), limite de escoamento (σ_e) e alongamento (ϵ) dos corpos de prova tratados

Identificação	Resistência à tração MPa	Limite de escoamento MPa	Alongamento %
CDP não soldado	1966,91 ± 15	1738,34 ± 23	>10
Soldado zero reparo	1836,76 ± 29	1663,86 ± 38	>10
Soldado um reparo	1874,13 ± 26	1697,71 ± 25	>10
Soldado dois reparos	1790,39 ± 58	1611,35 ± 40	>10
Soldado três reparos	1848,51 ± 31	1663,59 ± 17	>10

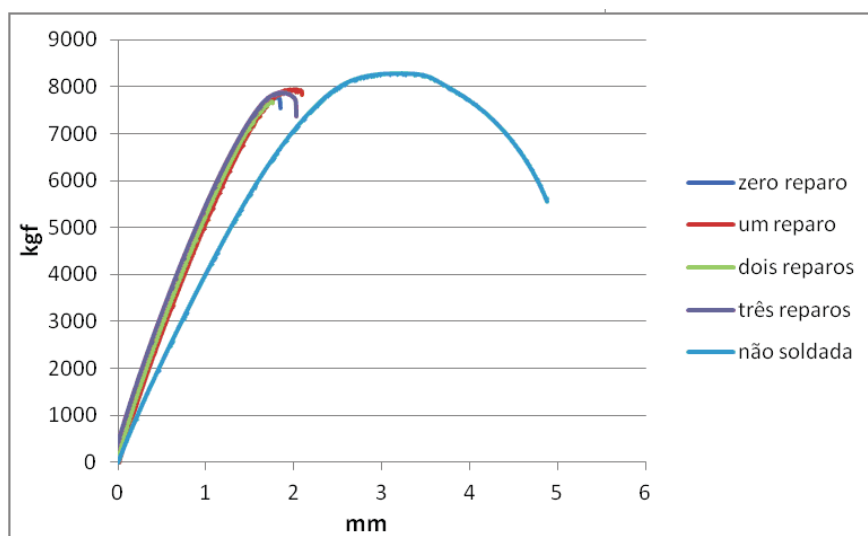
Os corpos de prova que não possuem solda apresentam uma maior resistência em comparação aos corpos de prova soldados.

Embora os valores de resistência encontrados para os corpos de prova soldados mostra serem pouco inferiores aos observados nos corpos de prova não soldados, as juntas soldadas possuem uma boa resistência mecânica e atendem os valores mínimos solicitados pelo projeto.

Na Tabela 12 nota-se também que o alongamento mostra medidas superiores a 10 %, isso ocorreu pelo fato de que o *strain gage* que foi utilizado tinha um limite, não efetuava medidas precisas para alongamentos superiores a 10 %. Ressaltando também que a medida do alongamento para o cdp sem solda reflete o alongamento ao longo de toda extensão útil do corpo de prova. No caso das amostras soldadas, a medida é realizada especificamente nas imediações da região soldada, zona fundida e zona termicamente afetada. Nota-se que estruturalmente a solda apresentou boa qualidade, pouca quantidade de defeitos. A redução na resistência à tração está, pois, associada com a diminuição na dureza na região da solda e na zona termicamente afetada mais próxima da solda (ZTA 1). De forma coerente a redução na dureza e na resistência nesta região da solda proporcionou um aumento no alongamento.

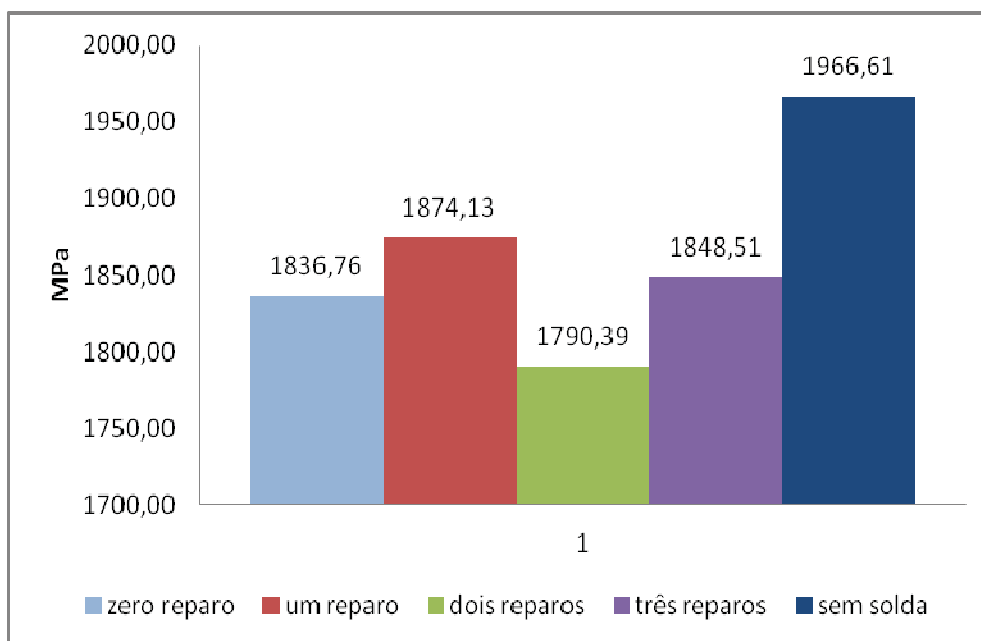
A Figura 84 mostra as curvas de carga x deslocamento obtidas no ensaio de tração dos corpos de prova acima citados, curva fornecida pela máquina de ensaios MTS. Posteriormente a carga foi dividida pela área útil do cdp e o alongamento foi adquirido com o auxílio de um *strain gage*. Conforme citado no parágrafo anterior a curva para o corpo de prova sem solda mostra uma curva típica para o aço MARAGING 300, porém a curva para os corpos de prova soldados mostram um pequeno alongamento, pois a deformação se restringe na área da solda.

Figura 84- Comparação das curvas do ensaio de tração.



A Figura 85 mostra que devido ao processo de solda a plasma ocorre uma redução no limite de resistência em torno de 6,6 % (130 MPa), mostrando que ocorreu uma boa união entre as partes soldadas, mantendo um alto limite de resistência. Ao efetuar os reparos há uma variação no limite de resistência, tendo como a maior redução a situação de dois reparos, cerca de 2,5 % (46 MPa), indicando que a execução dos reparos não levou a uma perda no limite de tração que comprometa o material.

Figura 85- Resistência à tração dos CDPs ensaiados.



Fonte: Autor.

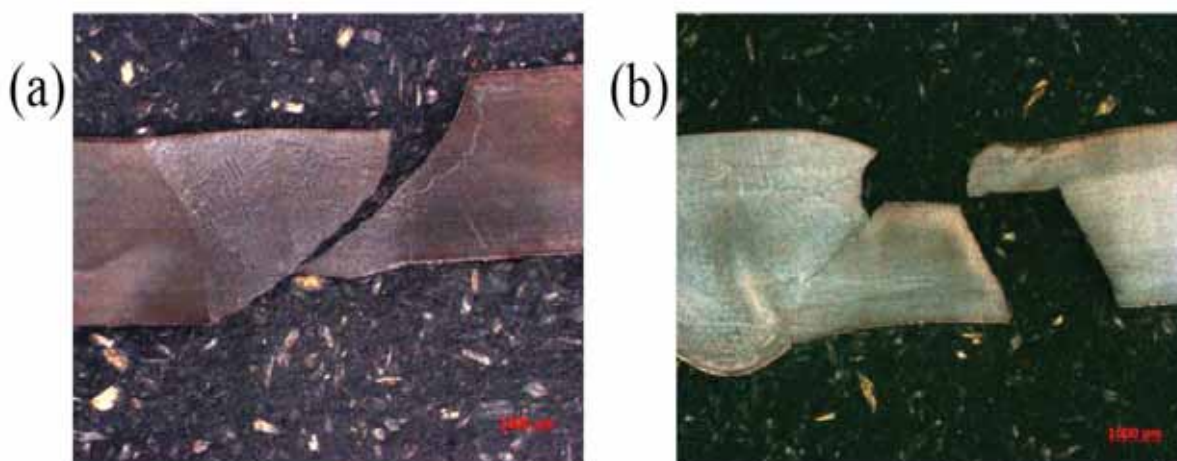
As fraturas apresentadas nos corpos de prova soldados e soldados com reparos ocorreram na região das proximidades da interface entre a zona fundida e a zona termicamente afetada. Este fato ocorre devido à redução na dureza e resistência nesta região, foi observado que a estrutura da solda (dendrítica) e a formação de austenita revertida na zona fundida ou o crescimento de grão observado na ZTA 1, próximo à ZF, foram as causas principais para a diminuição da resistência nestas regiões.

4.8. REGIÃO DA FRATURA

A Figura 86 mostra a região em que ocorreu a fratura nos corpos de prova de tração. Em todos os corpos de prova, a trinca teve início na região adjacente a solda (ZTA1), passando algumas vezes por parte da zona fundida (ZF). Este fenômeno está associado ao fato desta

região ter o menor valor de dureza, conforme visto anteriormente, e, por conseguinte, menor resistência. Na Figura 86(a) a fratura percorreu as regiões de menor dureza, na ZTA 1 (próximo à solda) e em parte da solda, que também apresenta menor valor de dureza que no material base. Na Figura 86(b) é observado um fenômeno semelhante, a fratura inicia-se a fratura próximo da solda (onde houve reparo) propaga em parte da solda e devido à redução na área resistente, a parte final da ruptura se dá no material base. Neste caso, nota-se um aumento no volume na região da zona fundida e reparada, aumentando a área resistente neste local, este fato deve ter contribuído para este tipo de ruptura em corpos de prova com reparos.

Figura 86- Imagem da região fraturada após o ensaio de tração: (a) Condição sem reparo e (b) condição reparada. Ataque: Fry.



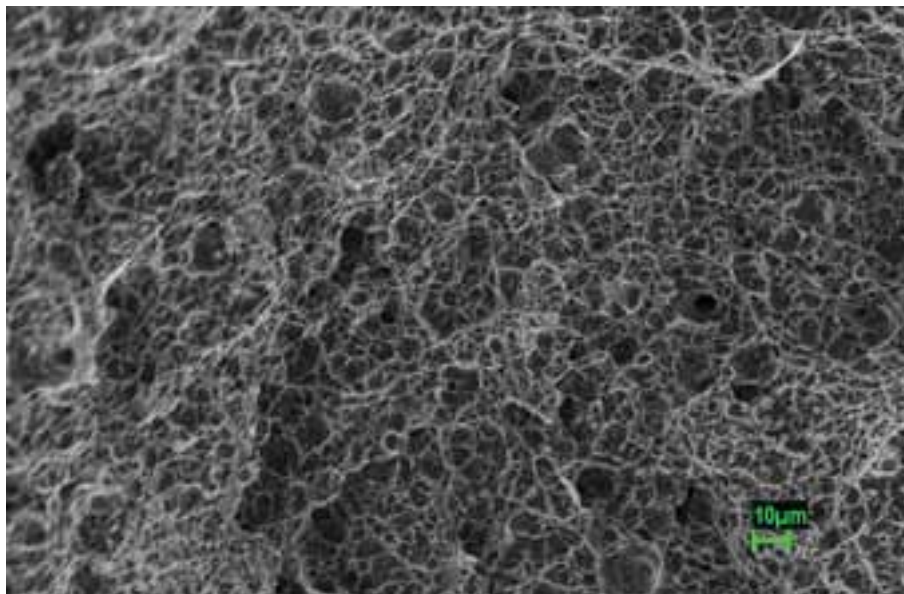
Fonte: Autor.

4.8.1. Análise da superfície de fratura.

As imagens da área fraturada foram obtidas com o uso de microscopia eletrônica de varredura, utilizando-se detector de elétrons secundários. As fraturas ocorridas após o ensaio de tração mostram que os micromecanismos de fratura apresentados na sua grande maioria foram pelo processo de nucleação e crescimento de vazios, o aspecto predominante é o alveolar (*dimples*) e em algumas condições observam-se pequenas indicações de clivagem.

A Figura 87 mostra a imagem da superfície fraturada do corpo de prova sem solda.

Figura 87- Superfície da fratura do corpo de prova sem solda.

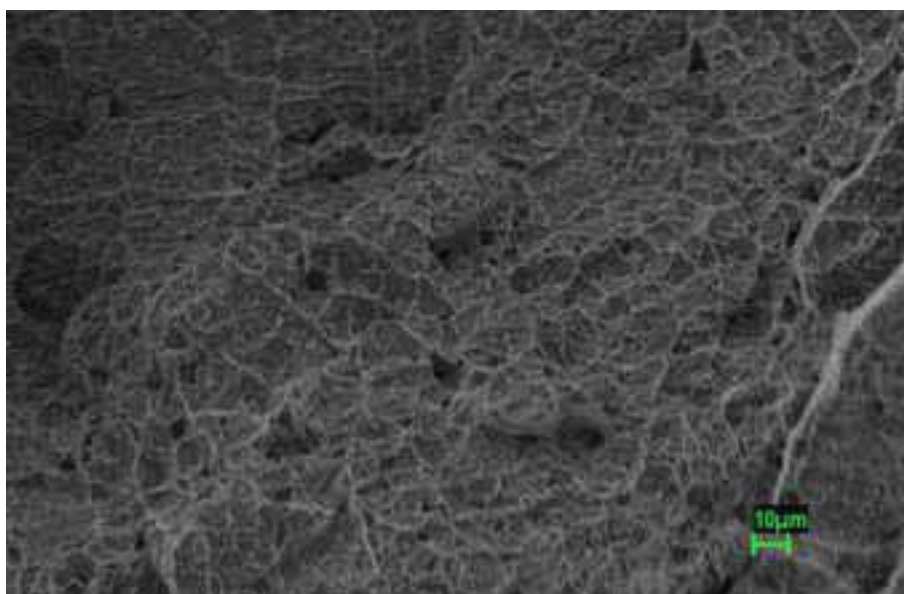


Fonte: Autor.

A Figura 87 apresenta indicações claras de uma fratura dúctil devido a presença da formação de alvéolos (*dimples*), recobrendo toda a superfície de fratura. Esta observação é resultado da nucleação, crescimento e coalescimento de microcavidades na superfície da fratura.

A Figura 88 mostra a superfície da fratura do corpo de prova soldado na condição de zero reparo

Figura 88- Superfície da fratura do corpo de prova soldado na condição de zero reparo.

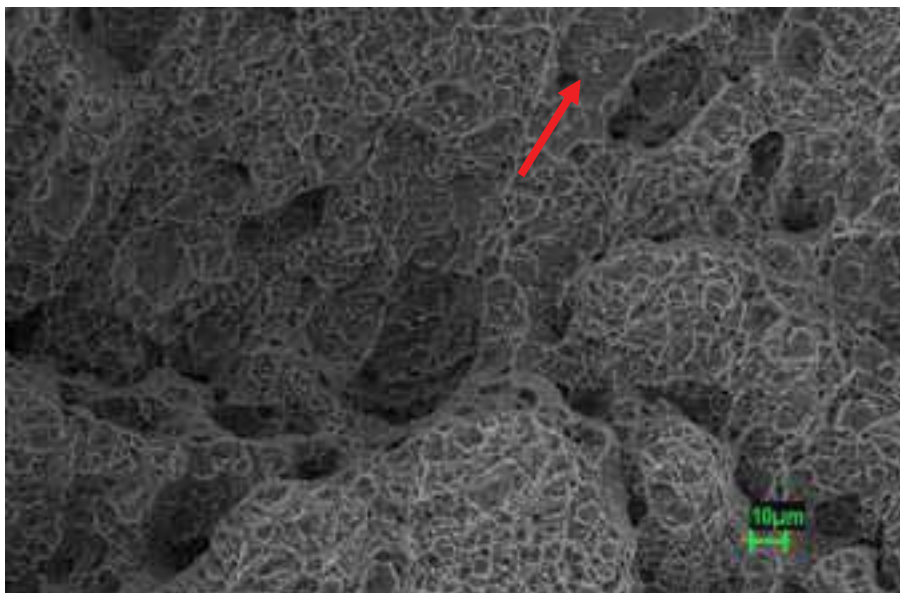


Fonte: Autor.

A superfície da fratura mostrada na Figura 88 apresenta micromecanismos característicos de fratura dúctil pelo fato de mostrar a formação de alvéolos (*dimples*) por toda a extensão da área visualizada na imagem. Embora a superfície apresente alvéolos por toda a superfície, nota-se menos deformação que no caso sem solda, os alvéolos são menos profundos.

A Figura 89 também apresenta características de fratura dúctil, mostrado pela formação de alvéolos, porém começam a aparecer algumas facetas de clivagem (indicado pela seta), isto se deve ao fato de ocorrer na região uma diminuição da ductilidade do material. Nota-se também o aparecimento de algumas micro trincas secundárias, este fato pode estar associado à formação das dendritas e segregação de soluto em contornos de grão.

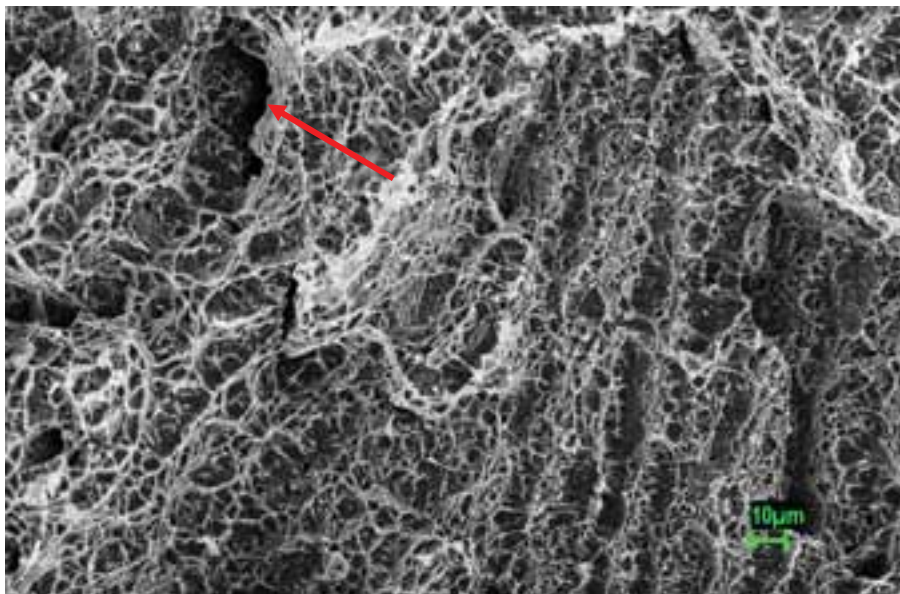
Figura 89- Superfície da fratura do corpo de prova soldado na condição de um reparo



Fonte: Autor.

A Figura 90 mostra a superfície da fratura da região soldada na condição de dois reparos.

Figura 90- Superfície da fratura do corpo de prova soldado na condição de dois reparos.

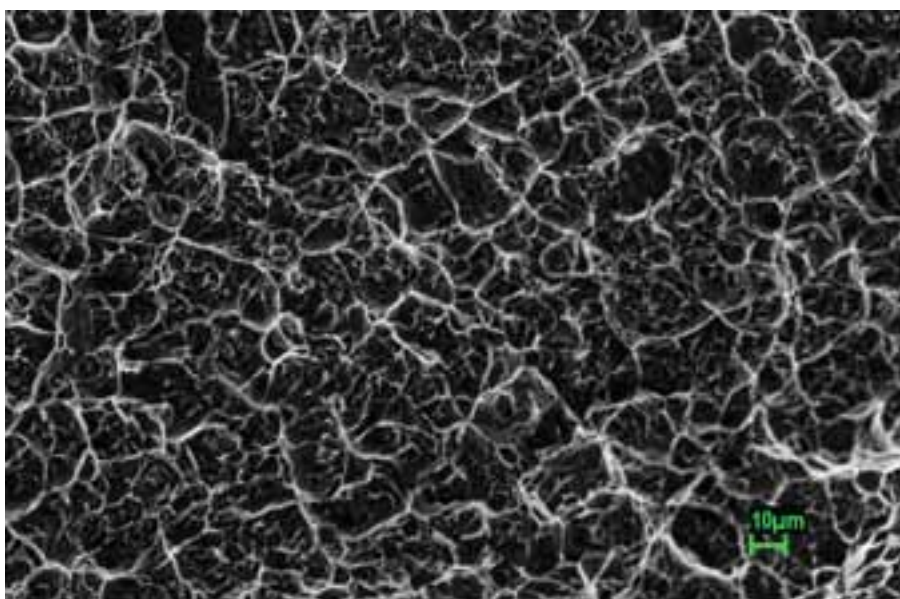


Fonte: Autor.

Na Figura 90 nota-se a predominância de formação de alvéolos indicando novamente o micromecanismo de fratura dúctil. Nesta imagem, nota-se a formação de uma trinca secundária, conforme indicado pela seta.

A Figura 91 mostra a superfície de fratura típica para o corpo de prova na condição de três reparos.

Figura 91- Superfície da fratura do corpo de prova soldado na condição de três reparos.



Fonte: Autor.

A Figura 91 mostra indicação de fratura parecida com as condições anteriores, apresentando uma situação onde o micromecanismo de fratura dúctil é atuante, ocorre à formação de alvéolos em toda a superfície.

5. CONCLUSÕES

A soldagem do aço MARAGING 300 pelo processo de soldagem de plasma contínuo utilizando o método *KEYHOLE*, se mostrou muito eficaz causando o mínimo de defeitos e descontinuidades.

No processo de soldagem do aço MARAGING 300 há uma pequena queda de dureza na zona fundida, a redução de dureza encontrada nesta região da solda está relacionada com a sua formação dendrítica e possível segregação de molibdênio e titânio que auxiliam a formação da austenita revertida. A zona termicamente afetada apresentou variações na dureza, devido a mudanças microestruturais, como o crescimento de grão nas proximidades da zona fundida e envelhecimento a distâncias entre 7 mm a 10 mm do centro da solda.

Após o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento, há um ganho de dureza na ordem de 300HV, devido à precipitação de partículas intermetálicas. Nota-se, porém, que a zona fundida apresenta um valor menor de dureza que a zona afetada pelo calor (cerca de 100HV), isto se deve ao fato da formação da austenita revertida presente no local da solda. A zona termicamente afetada tem uma recuperação, nos valores de dureza, semelhantes ao observado no metal base, esta recuperação ocorreu pelo mesmo fato citado anteriormente, a precipitação das partículas intermetálicas.

Não foi observada uma variação considerável da resistência mecânica da junta de aço MARAGING 300 soldada a plasma, comparando-a com as juntas com até três reparos feitos no mesmo local da solda, a perda de resistência máxima observada foi em torno de 2,5 %, para o limite de resistência. Dessa forma, pode-se afirmar que os reparos realizados pouco afetaram na resistência mecânica das juntas. Assegurando a eficácia dos reparos realizados e dos tratamentos térmicos adotados.

Embora a região de fusão da solda tenha apresentado uma dureza inferior à observada na ZTA, a utilização dos reparos aumenta o volume efetivo da Zona Fundida, evitando que nos ensaios de tração ocorra a ruptura na ZF. A análise da fratura mostrou que a separação das superfícies iniciou-se na interface entre a ZTA e a ZF, região onde apresenta uma menor dureza, logo, onde possui uma resistência menor.

Os exames fractográficos realizados mostraram que a ruptura durante o ensaio de tração é do tipo mista, mostrando, na maior parte da superfície de fratura, aspectos de natureza dúctil devido à formação de alvéolos (*dimples*). Em algumas situações é possível ver a formação de pequenas facetas de clivagem e a trincas secundárias, indicando que nestas situações há uma pequena redução na ductilidade.

REFERÊNCIAS

AEROSPACE MATERIAL SPECIFICATIONS (AMS). AMS6521C. **Steel Sheet, Strip, and Plate, Maraging, 18.5Ni - 9.0Co - 4.9Mo - 0.65Ti - 0.10Al, Consumable Electrode Melted, Solution Heat Treated.** USA, 1991.

AEROSPACE MATERIAL SPECIFICATIONS (AMS). AMS6463D. **Wire, Steel Welding 18.5Ni - 8.5Co - 5.2Mo - 0.72Ti - 0.10Al (Marage 300) Vacuum Melted, Environment Controlled Packaging.** USA, 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). E8/E8M – 09. **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials,** USA, 2009.

AMERICAN WELDING SOCIETY (AWS). AWS B4.0:2007. **Standard Methods for Mechanical Testing of Welds.**USA, 2007.

AMERICAN WELDING SOCIETY (AWS). AWS D17.1/D17.1M:2010. **Specification for Fusion Welding for Aerospace Applications.**USA, 2010.

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: 14 de NOVEMBRO de 2013.

ATSMON, N.; ROSEN, A. **Reverted Austenite in Maraging Steel.** Metallography, v. 14, p. 163-167, 1981.

BOSCOV, J. e DAMANET, P. **Simpósio: "Rocket Motor Cases in 300M Steel – A Pioneer Development Performed in the Brazilian Space Programme".** Loen Norway : ESA SP-229, 1985.

BRACARENCE, Alexandre Q.: **Processo de Soldagem PAW,** editado pelo autor Belo Horizonte, 2000.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia mecânica: Processos de Fabricação e Tratamento**. Vol II 2° ed. McGraw-Hill, São Paulo 1986.

DÍAZ, V. M.V., Diss. Mestrado, **Influência de parâmetros e variáveis da soldagem plasma sobre as características da solda com ênfase na análise da abertura e no fechamento do keyhole**. UFSC 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.

GILBERT, A.; OWEN, W. S. **Transformation in Iron-Nickel, Iron-Chromium and Iron-Silicon Alloys**. Acta Metalurgica, vol. 10, p. 45-54, 1962.

GONÇALVES, A; MOTTA JÚNIOR, A; SAKAI, P. R. **A Fabricação de Envelopes Motores Foguete para Utilização no Veículo Lançador de Satélites VLS-1**. In: 4° COBEF - Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2007.

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

HENKE, S. L.; **Efeito da soldagem plasma pulsada na microestrutura e resistência à fadiga de um aço inoxidável supermartensítico**. Tese. UFPR-PGMEC, 2010.

LAMA, J.L.G. **Estudo da influência de reparos na resistência mecânica de juntas soldadas de chapas finas de aço 300M**. Guaratinguetá – São Paulo, 2001. 132p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

LANG, F. H., **Welding of Maraging Steels**, Welding Research Council, New York, Bulletin, 1971.

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

LINNERT, G.E.; **Welding metallurgy: Carbon and alloy steels**. 3 ed. New York: AWS 1965. v.1.

LOPES, Julio C. O. ; **Os aços Maraging**. *C.Tecn. Mat.*, Lisboa, v. 19, n. 1-2, jan 2007.

MARKFELD, A.; ROSEN, A. **The Effect of Reverted Austenite on the Plastic Deformation of Maraging Steel**. Department of Materials Engineering, Technion, Israel Institute of Technology, Haifa (Israel). *Materials Science and Engineering*, v 46, p. 151-157, 1980.

MESSLER, R. W.; **Principles of Welding: Processes, Physics, Chemistry, and Metallurgy**, Wiley-VCH, 1999.

OOI, S.W.; HILL, P.; RAWSON, M.; BHADESHIA, H.K.D.H. **Effect of Retained Austenite and High Temperature Laves Phase on the Work Hardening of an Experimental Maraging Steel**. *Materials Science and Engineering*, v. 546, p.485-492, 2013.

PADIAL, A. G. F. Tese de Doutorado: **“Caracterização Microestrutural do Aço Maraging de Grau 400 de Resistência Mecânica Ultra Elevada”**. São Paulo - USP - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, 2002.

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**. – Taubaté: Unitau, 2011.

PARDAL J.M., **Propriedades Mecânicas e Magnéticas do Aço Maraging Classe 300 em Diversas Condições de Tratamento Térmico**. Dissertação de M.Sc., UFF, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2012.

ROQUE, F. J. , **Influência da temperatura de pré-aquecimento na resistência mecânica de juntas soldadas de um aço de ultra-alta resistência**. 2006. 135f. Dissertação de mestrado – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São Jose dos campos.

SAKAI, P. R., et al. **"Análise da deformação de envelopes motores-foguete devido à ação do tratamento térmico"**. *17º CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais*. Foz do Iguaçu - PR, 2006.

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

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

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

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. Editora Blucher, 2010. 664p.
SINHA, P. P.; ARUMUGHAM, S.; AND NAGARAJAN, K. V.; **Influence of repair welding of aged 18Ni 250 maraging steel weldments on tensile and fracture properties**. *Welding Journal* 72(8): 391-s to 396-s. 1993.

STOLOFF, N. S. **Wrought and P/M Superalloys, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. *ASM Handbook*. v. 1, 1990, p. 950–980.

SREEKUMAR, K.; NATARAJAN, A.; SINHA, P. P.; AND NAGARAJAN, K. V.. **Microstructural aspects of weld repair in 18 nickel 1800 MPa maraging steel**. *J. Mater. Sci.*. 1992

VIJAY, K.V; SUNG, J.K., WAYMAN,C.M. **Precipitation Reactions and Strengthening Behavior in 18 Wt Pct Nickel Maraging Steels** . *Metallurgical Transactions A*. v. 21, p. 2655-2668, 1990.

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*, 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*, v. 27, p. 757–761, 1996.