



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE
MATERIAIS

FRANCISCO JOSÉ DOS SANTOS OLIVEIRA

ALÍVIO DE TENSÕES RESIDUAIS EM JUNTA SOLDADA COM ARAME DE
BAIXA TEMPERATURA DE TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA

FORTALEZA - CE

2015

FRANCISCO JOSÉ DOS SANTOS OLIVEIRA

**ALÍVIO DE TENSÕES RESIDUAIS EM JUNTA SOLDADA COM ARAME DE
BAIXA TEMPERATURA DE TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência de Materiais. Área de concentração: Propriedades Físicas e Mecânicas dos Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu.

FORTALEZA

2015

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Biblioteca de Ciências e Tecnologia

-
- O47a Oliveira, Francisco José dos Santos.
Alívio de tensões residuais em junta soldada com arame de baixa temperatura de transformação martensítica. / Francisco José dos Santos Oliveira.– 2015.
114 f.: il.; enc.; color.
- Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Fortaleza, 2015.
Área de Concentração: Propriedades físicas e mecânicas dos materiais.
Orientação: Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu.
1. Soldagem. 2. Materiais – propriedades mecânicas. I. Título.


FRANCISCO JOSÉ DOS SANTOS OLIVEIRA

ALÍVIO DE TENSÕES RESIDUAIS EM JUNTA SOLDADA COM ARAME DE
BAIXA TEMPERATURA DE TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA

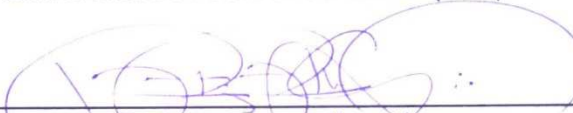
Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência de Materiais.
Área de concentração: Propriedades Físicas e Mecânicas dos Materiais

Aprovado em: 21/9/2015.

BANCA EXAMINADORA



Prof. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu (Orientador)
Universidade Federal do Ceará (UFC)



Prof. Cleiton Carvalho Silva
Universidade Federal do Ceará (UFC)



Prof. Rodrigo Freitas Guimarães
Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Ceará (IFCE)

A Deus.

Aos meus pais, Mário e Rosa.

À minha esposa Janaína.

Aos meus filhos Eduardo e Alice.

AGRADECIMENTOS

A Deus, pela saúde.

À minha família, em especial à minha mãe, por sempre me incentivar e apoiar nos estudos.

À minha esposa Janaína, por estar sempre ao meu lado em todos os momentos.

À CAPES/FUNCAP, pelo apoio financeiro ao projeto.

Ao Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, pela oportunidade e excelente orientação.

Aos professores participantes da banca examinadora Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva e Prof. Dr. Rodrigo Freitas Guimarães, pelo tempo, pelas valiosas colaborações e sugestões.

Ao Prof. Dr. Willys Machado Aguiar pelo tempo, pelas valiosas colaborações e sugestões.

Ao Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda, pelos ensinamentos em metalurgia da soldagem.

Aos bolsistas da Engesolda, em especial ao aluno de Doutorado Pedro, pela soldagem das juntas e ao Artur, pelo auxílio nas preparações metalográficas.

Aos colegas do LACAM, Flávio, Waydson, Jean, Venceslau, Mohhamed, Luís, Evaristo, Lorena, Neumann, pelas reflexões, críticas e sugestões recebidas.

À Prof. Dra. Cristiane Nunes e Prof. Clídio, ambos da UNIFOR, pela concessão do uso do laboratório de tratamentos térmicos.

À Prof. Dra. Maria Cindra e seu bolsista Mateus, pela concessão do uso do Laboratório de Análise de Tensões da Universidade Federal Fluminense e pela realização das medições de Tensões residuais.

Aos colegas do SENAI, Professores Roberto Sá, Marcos Paulo, Renato e César, pela ajuda na usinagem dos corpos de prova para ensaios.

Aos bolsistas do LACAM, Igor, Mirela, Hana, Diego, Giovane e Tiago, pela ajuda nas preparações metalográficas e realização de ensaios.

“Se você encontrar um caminho sem obstáculos, ele provavelmente não leva a lugar nenhum.” **Frank Clark.**

RESUMO

A soldagem multipasse de chapas grossas impõe à junta soldada um estado de tensões residuais que pode ser muito prejudicial quando estas estão em serviço. Existem vários fenômenos capazes de alterar os níveis de tensões residuais de soldagem nos materiais, um deles é a transformação de fases. Este trabalho apresenta um estudo comparativo dos níveis de tensões residuais em três juntas soldadas, produzidas com metais de adição diferentes pelo processo arame tubular. Um arame eletrodo de aço inoxidável martensítico Fe-12%Cr-5%Ni com baixa temperatura de transformação foi o primeiro a ser utilizado, o segundo, um aço inoxidável austenítico Fe-18,5%Cr-10%Ni, e finalmente, um aço baixa liga Fe-1,25%Cr-0,5%Mo. No processo de soldagem foi utilizada uma bancada robotizada com fonte multiprocesso para confecção das juntas, sendo o aço ABNT 4140 o metal de base. As tensões residuais foram medidas na superfície das juntas soldadas através do método de difração de raios-X. Também foram avaliadas as seguintes propriedades mecânicas; resistência à tração, tenacidade e microdureza, bem como, as microestruturas resultantes na zona fundida, zona afetada pelo calor e metal de base. Os resultados mostraram que a junta produzida com arame eletrodo que sofreu transformação martensítica a baixa temperatura apresentou níveis consideráveis de tensão residual compressiva, ao contrário das demais juntas que apresentaram tensão residual trativa na maioria dos pontos medidos. Nos ensaios de tração, a junta de baixa temperatura de transformação martensítica apresentou elevados limites de escoamento e de resistência à tração, e a sua ruptura ocorreu na interface entre o metal de base e o metal de solda. Nos ensaios de impacto da mesma junta, os valores de energia absorvida no metal de solda e zona termicamente afetada se apresentaram relativamente baixos.

Palavras-chave: soldagem multipasse, arame tubular, tensão residual, aço inoxidável, propriedades mecânicas.

ABSTRACT

The multi-pass welding of thick plates imposes to the welded joint a state of residual stresses that can be very harmful when they are in service. There are various phenomena that can alter the levels of residual stresses after materials welding; one of them is phase transformation. This work presents a comparative study of the levels of residual stresses in three welded joints, produced with different filler metals by Flux Cored Arc Welding (FCAW). A martensitic stainless steel wire Fe-12% Cr-5% Ni with low transformation temperature was the first to be used. After this an austenitic stainless steel Fe-18.5% Cr-10% Ni was used and finally a low alloy steel Fe -1.25% Cr-0.5% Mo. In the welding process, we used a workbench robot with multiprocess source for making joints, and the AISI 4140 the base metal.. Residual stresses were measured on the surface of welded joints using X-ray diffraction method. Tensile strength, toughness and hardness, as well as the resultant microstructure in weld metal, heat affected zone and base metal were evaluated. The results showed that the joint produced with wire electrode that has undergone low temperature martensitic transformation presents significant levels of compressive residual stress, unlike the other joints which present tensile residual stress at most of the measured points. In tensile tests, the joint of martensitic stainless steel showed high yield limits and tensile strength, and its rupture occurred at the interface between base metal and weld metal. Results of the impact tests of this joint showed relatively low absorbed energy values at the weld metal and heat affected zone.

Keywords: multi-pass welding, cored wire, residual stress, stainless steel, mechanical properties.

LISTA DE FIGURAS

| | | |
|-----------|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 1 | – Figura 1 - Microestrutura aço ABNT 4140 laminado a quente. Nital 2%. Aum.500X..... | 21 |
| Figura 2 | – Dureza e tenacidade versus temperatura de revenimento do aço 4140 – 1h..... | 22 |
| Figura 3 | – Aço 4140 temperado em óleo e revenido a 621 °C por duas horas..... | 22 |
| Figura 4 | – Diagrama TRC e TTT do Aço AISI 4140..... | 25 |
| Figura 5 | – Diagrama de Graville..... | 26 |
| Figura 6 | – Zona termicamente afetada do aço 4140..... | 27 |
| Figura 7 | – Corpo de prova após soldagem multicamadas..... | 28 |
| Figura 8 | – Microscopia ótica com aumento de 500x. Reagente Villela..... | 29 |
| Figura 9 | – Análise Termomagnética do aço supermartensítico..... | 29 |
| Figura 10 | – Diagrama de fases do aço 12,5%Cr - 4% Ni utilizando o Thermo-calc..... | 30 |
| Figura 11 | – Microestrutura do metal de solda 13% Cr – 4% Ni..... | 31 |
| Figura 12 | – Processo de soldagem arame tubular a) visão geral e b) área de soldagem ampliada..... | 32 |
| Figura 13 | – Fontes de Tensões residuais na soldagem..... | 34 |
| Figura 14 | – Mudanças de temperatura e de tensão durante a soldagem, a) Solda b) variação de temperatura e c) Tensão σ_x | 35 |
| Figura 15 | – Espalhamento das ondas de raios-X segundo a Lei de Bragg..... | 38 |
| Figura 16 | – Difração em um monocristal – a difração só ocorre para algumas famílias de planos <i>hkl</i> | 38 |
| Figura 17 | – Difração em material policristalino..... | 39 |
| Figura 18 | – Material não tensionado – mesma distância d_0 para todas as famílias de planos..... | 40 |
| Figura 19 | – Variação da distância interplanar num material submetido à tensão compressiva..... | 41 |
| Figura 20 | – Estado uniaxial de tensões..... | 42 |
| Figura 21 | – Gráfico 2θ versus $\sin^2\psi$ | 43 |
| Figura 22 | – Estado biaxial de tensões..... | 44 |

| | | |
|-----------|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 23 | – Trinca devido a corrosão sob tensão..... | 45 |
| Figura 24 | – Distribuição de tensão residual final em soldagem multipasse..... | 47 |
| Figura 25 | – Tipos de transformação a) reconstrutiva e b) displaciva..... | 49 |
| Figura 26 | – Tensão axial durante o resfriamento de amostra com restrição uniaxial de aço martensítico (9Cr1Mo), bainítico (2½Cr1Mo) e austenítico (AISI 316). Também está plotado a tensão de escoamento da austenita..... | 50 |
| Figura 27 | – Tensão residual longitudinal na fase martensítica..... | 51 |
| Figura 28 | – Tensões residuais – material como soldado e após TTPS a) Longitudinal na superfície b) longitudinal meio c) transversal superfície d) transversal meio... | 52 |
| Figura 29 | – Tensões Residuais transversais..... | 53 |
| Figura 30 | – Tensões residuais longitudinais..... | 53 |
| Figura 31 | – Robô KUKA utilizado na soldagem das juntas..... | 56 |
| Figura 32 | – Fluxograma de atividades..... | 58 |
| Figura 33 | – a) Forno BRASIMET utilizado na têmpera; b) resfriamento em óleo..... | 59 |
| Figura 34 | – Dimensões em milímetros e geometria da junta..... | 61 |
| Figura 35 | – Geometria do chanfro..... | 61 |
| Figura 36 | – Sistema de fixação na soldagem de juntas..... | 62 |
| Figura 37 | – Preaquecimento na soldagem multipasse..... | 63 |
| Figura 38 | – Posicionamento no início da soldagem..... | 63 |
| Figura 39 | – Seqüência inicial de deposição - Soldagem das juntas..... | 64 |
| Figura 40 | – Polimento Eletrolítico..... | 65 |
| Figura 41 | – a) Analisador de tensões <i>X-stress3000</i> b) Posicionamento do equipamento sobre a amostra..... | 66 |
| Figura 42 | – Pontos de medições de Tensões a) topo das juntas MBT e A308, b) raiz das juntas MBT, A308 e BL..... | 67 |
| Figura 43 | – Pontos de medições de tensões no topo da junta BL..... | 67 |
| Figura 44 | – Amostra para microscopia ótica e MEV..... | 68 |
| Figura 45 | – Regiões de levantamento dos perfis de microdureza das juntas..... | 69 |
| Figura 46 | – Corpo de prova para ensaio de tração..... | 70 |

| | | |
|-----------|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 47 | – Posição do corpo de prova de tração em relação à junta soldada..... | 70 |
| Figura 48 | – Corpo de prova Charpy-V..... | 71 |
| Figura 49 | – Posição charpy-V, a) entalhe na ZTA; b) entalhe na MS; c) no MB..... | 71 |
| Figura 50 | – Foto dos corpos de prova charpy-V a) entalhe na solda e b) na ZTA..... | 72 |
| Figura 51 | – Oscilograma de tensão e corrente para a) junta MBT com tensão de referência de 28,8 V e Valim 5,6 m/min b) junta A308 27 V e 7 m/min c) junta BL 30 V e 10 m/min..... | 73 |
| Figura 52 | – Acabamento das juntas a) MBT (passe enchimento) b) BL..... | 74 |
| Figura 53 | – Configuração das juntas a) Junta MBT, b) A308 e c) BL..... | 75 |
| Figura 54 | – Tensões residuais transversais no topo da peça..... | 77 |
| Figura 55 | – Tensões residuais longitudinais no topo da peça..... | 78 |
| Figura 56 | – Tensões residuais transversais na raiz das juntas soldadas..... | 79 |
| Figura 57 | – Tensões residuais longitudinais na raiz das juntas soldadas..... | 80 |
| Figura 58 | – Microestrutura do metal de base a) 500x b) 1000x. Ataque Nital 2%..... | 81 |
| Figura 59 | – Metal de base com ampliação de 1000x. Ataque Nital 2%..... | 82 |
| Figura 60 | – Metalografia junta MBT. a) 50x Nital 2% e b) 200x. Ácido Crômico 10% eletrolítico..... | 82 |
| Figura 61 | – Microestrutura da junta MBT no metal de solda. a) 500x e b) 1000x. Ataque ácido crômico 10% eletrolítico..... | 83 |
| Figura 62 | – Microestrutura metal de solda junta MBT por MEV..... | 83 |
| Figura 63 | – EDX no metal de solda da junta MBT..... | 84 |
| Figura 64 | – Microestrutura da ZTA da junta MBT a) topo 50x e b) topo 500x c) meio 50x e d) meio 500x e e) raiz 50x e f) raiz 500x. Ataque Nital 2%..... | 85 |
| Figura 65 | – Microestrutura ZTA GG junta MBT a) topo b) raiz. Ataque nital 2%..... | 86 |
| Figura 66 | – Microestrutura do metal de solda na junta A308 a) 200x topo b) 500x topo c) 200x raiz e d) 500x raiz. Ataque ácido crômico 10% eletrolítico..... | 87 |
| Figura 67 | – Padrões de difração de raios-X para o centro do metal de solda da junta A308..... | 88 |
| Figura 68 | – Microestrutura metal de solda A308. a) 1000x b) 2000x..... | 89 |
| Figura 69 | – Microestrutura da ZTA da junta A308 a) topo 200x b) topo 500x c) meio 200x d) meio 500x. Ataque Nital 2%..... | 89 |

| | | |
|-----------|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| Figura 70 | – Microestruturas metal de solda junta BL a) topo 500x b) raiz 500x c) meio 500x d) meio 1000x. Ataque Nital 2%..... | 90 |
| Figura 71 | – Microestrutura da ZTA da junta BL a) topo 500x b) meio 500x c) raiz 500x d) raiz 1000x. Ataque Nital 2%..... | 91 |
| Figura 72 | – Localização dos pontos de medição de microdureza em a) e gráfico de microdureza em b)..... | 92 |
| Figura 73 | – Perfis de microdureza da junta MBT..... | 93 |
| Figura 74 | – Perfis de Microdureza da junta A308..... | 94 |
| Figura 75 | – Perfis de Microdureza da junta BL..... | 95 |
| Figura 76 | – Diagrama Tensão x Deformação – junta MBT..... | 96 |
| Figura 77 | – Diagrama Tensão x Deformação – junta A308..... | 97 |
| Figura 78 | – Diagrama Tensão x Deformação – junta BL..... | 97 |
| Figura 79 | – Corpo de prova de tração da junta MBT..... | 98 |
| Figura 80 | – Corpos de prova de tração a) junta A308 e b) BL..... | 99 |
| Figura 81 | – Superfícies de fratura por MEV junta MBT a) 1000X e b) 3500X..... | 99 |
| Figura 82 | – Superfícies de fratura por MEV junta a) A308 1000X e b) A308 2000X c) BI 1000X e d) 2000X..... | 100 |
| Figura 83 | – Energia absorvida nas regiões das juntas..... | 102 |
| Figura 84 | – Energia relativa na ZTA das juntas MBT e BL..... | 103 |
| Figura 85 | – Superfícies de fratura Charpy junta MBT a) e b) Metal de base c) e d) ZTA dúctil e) e f) ZTA frágil e g) e h) metal de solda..... | 104 |
| Figura 86 | – Superfícies de fratura Charpy junta A308 a) e b) Metal de base c) e d) ZTA e e f metal de solda..... | 105 |
| Figura 87 | – Superfícies de fratura Charpy junta BL a) e b) Metal de base c) e d) ZTA..... | 106 |
| Figura 88 | – Superfície de fratura – Charpy junta BL a) MEV 1000x e b) 2000X..... | 107 |

LISTA DE TABELAS

| | |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| Tabela 1 – Composição química do aço ABNT 4140..... | 20 |
| Tabela 2 – Propriedades mecânicas do aço 4140 recozido..... | 20 |
| Tabela 3 – Propriedades mecânicas aço 4140 temperado e revenido, barra 19 mm de diâmetro..... | 23 |
| Tabela 4 – Métodos para aliviar as tensões residuais..... | 48 |
| Tabela 5 – Valores aproximados da deformação cisalhante s e deformação dilatacional δ para uma variedade de produtos da transformação nos aços..... | 50 |
| Tabela 6 – Composição química aço ABNT 4140 medida por espectrometria (% peso). | 54 |
| Tabela 7 – Composição química dos metais de adição (% peso)..... | 55 |
| Tabela 8 – Parâmetros de Tratamento térmico..... | 59 |
| Tabela 9 – Parâmetros testados para soldagem das juntas..... | 60 |
| Tabela 10 – Características dos consumíveis e parâmetros de soldagem das juntas..... | 62 |
| Tabela 11 – Parâmetros utilizados no sistema de análise das tensões residuais..... | 65 |
| Tabela 12 – Percentuais de Cromo e Níquel no metal de solda A308. (% peso)..... | 87 |
| Tabela 13 – Propriedades mecânicas das junta soldadas – valores médios..... | 98 |
| Tabela 14 – Energia absorvida média nas juntas..... | 101 |

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

| | |
|-------|------------------------------------------------------------------------------------------|
| A308 | Aço inoxidável austenítico 308 |
| ABNT | Associação Brasileira de Normas Técnicas |
| AISI | American Iron and Steel Institute (Instituto Americano do Ferro e do Aço) |
| ASTM | American Society for Testing and Materials (Sociedade Americana de Ensaaios e Materiais) |
| AWS | American Welding Society (Sociedade Americana de Soldagem) |
| BL | Baixa liga |
| CP | Corpo de prova |
| DBCP | Distância do bico de contato para peça |
| EDX | Energy Dispersive x-Ray Detector |
| FCAW | Flux Cored Arc Welding (Soldagem Arame Tubular) |
| LAT | Laboratório de análise de tensões |
| MAG | Metal Active Gas |
| MB | Metal de base |
| MBT | Martensítico a baixa temperatura |
| MEV | Microscópio eletrônico de varredura |
| MIG | Metal Inert Gas |
| MO | Microscópio ótico |
| MS | Metal de solda |
| M_s | Temperatura de início de transformação martensítica |
| NBR | Norma brasileira |
| TTPS | Tratamento térmico pós soldagem |
| UFF | Universidade Federal Fluminense |
| ZF | Zona fundida |
| ZTA | Zona termicamente afetada |

SUMÁRIO

| | | |
|----------------|---------------------------------------------------------------------|-----------|
| 1 | INTRODUÇÃO | 17 |
| 2 | OBJETIVOS..... | 19 |
| 2.1 | Objetivo Geral..... | 19 |
| 2.2 | Objetivos Específicos..... | 19 |
| 3 | REVISÃO BIBLIOGRÁFICA..... | 20 |
| 3.1 | O Aço ABNT 4140..... | 20 |
| 3.1.1 | <i>Propriedades Mecânicas e Composição Química do Aço 4140.....</i> | 20 |
| 3.1.2 | <i>Tratamento Térmico do Aço 4140.....</i> | 21 |
| 3.1.3 | <i>Soldagem do Aço 4140.....</i> | 23 |
| 3.2 | O aço inoxidável supermartensítico..... | 27 |
| 3.3 | Processo de Soldagem Arame Tubular..... | 31 |
| 3.4 | Tensões Residuais..... | 33 |
| 3.4.1 | <i>Tensões Residuais em Soldagem.....</i> | 34 |
| 3.4.2 | <i>Medição de Tensões Residuais.....</i> | 36 |
| 3.4.3 | <i>Medição de Tensões Residuais por Difração de raios-X.....</i> | 37 |
| 3.4.4 | <i>Efeitos das Tensões Residuais.....</i> | 44 |
| 3.4.5 | <i>Métodos de Controle e Alívio das Tensões Residuais.....</i> | 46 |
| 3.5 | Transformação Martensítica a baixa temperatura..... | 49 |
| 4 | MATERIAIS E MÉTODOS..... | 54 |
| 4.1 | Materiais e Equipamentos..... | 54 |
| 4.1.1 | <i>Metal de Base.....</i> | 54 |
| 4.1.2 | <i>Tratamento Térmico.....</i> | 54 |
| 4.1.3 | <i>Metal de Adição.....</i> | 55 |
| 4.1.4 | <i>Equipamentos utilizados.....</i> | 55 |
| 4.1.4.1 | <i>Usinagem e tratamento térmico.....</i> | 55 |
| 4.1.4.2 | <i>Soldagem dos corpos de prova.....</i> | 55 |
| 4.1.4.3 | <i>Medição das Tensões Residuais.....</i> | 56 |
| 4.1.4.4 | <i>Preparação e Caracterização Microestrutural.....</i> | 57 |
| 4.1.4.5 | <i>Ensaio Mecânicos.....</i> | 57 |
| 4.2 | Metodologia..... | 57 |
| 4.2.1 | <i>Seleção e tratamento do metal de base.....</i> | 58 |

| | | |
|---------|----------------------------------------------------------------------|-----|
| 4.2.2 | <i>Soldagens exploratórias</i> | 60 |
| 4.2.3 | <i>Soldagem das Juntas</i> | 61 |
| 4.2.4 | <i>Medição de Tensões Residuais</i> | 64 |
| 4.2.5 | <i>Caracterização Microestrutural</i> | 68 |
| 4.2.5.1 | <i>Microscopia ótica</i> | 68 |
| 4.2.5.2 | <i>Microscopia Eletrônica de Varredura</i> | 68 |
| 4.2.5.3 | <i>Microdureza</i> | 69 |
| 4.2.6 | <i>Ensaio Mecânicos</i> | 69 |
| 4.2.6.1 | <i>Ensaio de Tração</i> | 69 |
| 4.2.6.2 | <i>Ensaio de Impacto Charpy-V</i> | 71 |
| 5 | RESULTADOS E DISCUSSÃO | 73 |
| 5.1 | Soldagem exploratória | 73 |
| 5.2 | Soldagem das Juntas | 74 |
| 5.3 | Tensões Residuais | 76 |
| 5.4 | Caracterização Microestrutural | 81 |
| 5.4.1 | <i>Microscopia Ótica e Microscopia Eletrônica de Varredura</i> | 81 |
| 5.4.2 | <i>Microdureza</i> | 92 |
| 5.5 | Ensaio Mecânicos | 96 |
| 5.5.1 | <i>Ensaio de Tração</i> | 96 |
| 5.5.2 | <i>Ensaio de Impacto Charpy</i> | 101 |
| 6 | CONCLUSÃO | 108 |
| 7 | SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS | 109 |
| | REFERÊNCIAS | 110 |

1 INTRODUÇÃO

A soldagem é o mais importante processo de união de metais utilizado industrialmente. Ela é utilizada na construção e manutenção de estruturas metálicas, tubulações e equipamentos utilizados nas indústrias automotiva, química, petrolífera e nuclear.

Defeitos decorrentes do processo de soldagem podem surgir devido a vários fatores, e representam risco ao correto funcionamento e segurança operacional em instalações industriais. Um dos fatores que pode contribuir para o surgimento de defeitos como trincas é a presença de tensões residuais em juntas soldadas. Devido ao grande aporte térmico localizado numa pequena área das peças soldadas, principalmente nos processos por fusão, há a ocorrência de diferentes níveis de dilatação na região da solda durante o aquecimento. O mesmo ocorrendo na contração durante o resfriamento. A dilatação da parte da peça que experimenta altas temperaturas é dificultada pela região adjacente que experimenta temperaturas bem menores. O resultado é o surgimento de tensões residuais e às vezes até alterações de dimensões e forma na junta soldada. Medidas de controle e de minimização destas tensões devem ser adotadas, pois o nível destas pode ser decisivo para que uma estrutura falhe ou não.

Uma das formas de reduzir ou eliminar as tensões residuais em juntas soldadas é o tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) realizado em fornos. Mas nem sempre o TTPS se apresenta como um processo viável seja pelo seu alto custo ou pelas dimensões das peças que às vezes são grandes quando comparadas aos fornos disponíveis.

Já é consolidado e compreendido na literatura que as transformações de fases decorrentes de processos térmicos é um fenômeno metalúrgico que promove mudanças no estado de tensões residuais nos materiais metálicos. Uma das transformações de fases bastante estudada e pesquisada é a transformação martensítica a baixa temperatura. Diversos pesquisadores tentam provar que esta pode promover uma redução das tensões residuais originadas pela soldagem, eliminando assim o TTPS.

Segundo Bhadeshia (2004) a transformação martensítica vem acompanhada de deformação e dilatação. Estudos recentes como os de Denis Thibalt *et al* (2010), Tavares (2013) e Nunes (2015) têm mostrado que a transformação de fases em aços, especificamente as martensíticas, que ocorrem em temperaturas próximas a 180 °C podem provocar uma diminuição das tensões residuais trativas no metal de solda oriundas do processo de soldagem, devido a dilatação e deformação ocorridas.

A temperaturas mais elevadas, a transformação martensítica tem seu efeito de redução das tensões residuais bastante comprometido, pois após a expansão, a martensita transformada continua a se contrair, e como esta possui limite de escoamento elevado, as tensões residuais devido a contração podem novamente subir a valores consideráveis (Jones & Alberry, 1977).

O presente trabalho realizou estudos dos níveis de tensões residuais em três juntas soldadas do aço ABNT 4140 empregando como metais de adição o arame tubular AWS 5.22 E410NiMoT1-1/4 que sofre transformação martensítica a baixa temperatura, o arame tubular AWS E308L T1-1/4 e o arame tubular AWS E81T1 B2. Um comparativo dos níveis de tensões residuais nas juntas soldadas medidos através de difração de raios-X foi levantado a fim de avaliar o efeito da transformação martensítica a baixa temperatura em tais tensões.

Também foram realizados ensaios metalográficos e mecânicos a fim de avaliar as características microestruturais e propriedades mecânicas, como resistência à tração, tenacidade e microdureza no metal de solda, zona termicamente afetada e metal de base. A justificativa de tais ensaios é monitorar se há alterações relevantes nos níveis de dureza e tenacidade a ponto de comprometer o desempenho das juntas soldadas.

A motivação deste trabalho foi constatar se a aplicação de arames eletrodos que sofrem transformação martensítica a baixa temperatura reduzem as tensões residuais trativas, ou até mesmo geram tensões residuais compressivas, e mantém as propriedades mecânicas a níveis aceitáveis em juntas soldadas do aço ABNT 4140. Tensões residuais trativas combinadas com baixa tenacidade em juntas soldadas devem ser evitadas, pois aumentam a capacidade de propagação de trincas.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Avaliar as tensões residuais superficiais, propriedades mecânicas e microestruturas em três juntas soldadas através do processo arame tubular automático, com metal de base aço ABNT 4140 e metais de adição diferentes, sendo um destes com baixa temperatura de transformação martensítica.

2.2 Objetivos Específicos

1. Medir e Comparar as **tensões residuais** em três juntas soldadas com metal de base aço ABNT 4140 e os seguintes metais de adição:
 - Aço inoxidável martensítico a baixa temperatura;
 - Aço baixa liga;
 - Aço inoxidável austenítico.

2. Caracterizar a **microestrutura** e **microdureza**:
 - No metal de solda;
 - Na zona termicamente afetada;
 - No metal de base.

3. Avaliar as propriedades mecânicas das juntas: **resistência mecânica** e **tenacidade**.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 O Aço ABNT 4140

3.1.1 Propriedades Mecânicas e Composição Química do Aço 4140

O aço ABNT 4140 é um aço baixa liga, com valores médios de 0,40% C, 0,95% Cr e 0,20% Mo, que se encontra no grupo dos aços para construção mecânica. Esses aços contêm teores baixos de elementos de liga, porém são aços que devem ser tratados termicamente para obtenção de propriedades finais desejadas (Silva & Mei, 2010). Abaixo, na Tabela 1 é apresentada a sua composição teórica com base na norma.

Tabela 1 - Composição química do aço ABNT 4140.

| C | Mn | Si | Cr | Mo | S (máx.) | P (máx.) |
|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|----------|----------|
| 0,38-0,43 | 0,75-1,00 | 0,15-0,30 | 0,80-1,10 | 0,15-0,25 | 0,035 | 0,035 |

Fonte: Norma NBR NM 87/2000

O aço 4140 na condição de recozido apresenta propriedades conforme Tabela 2.

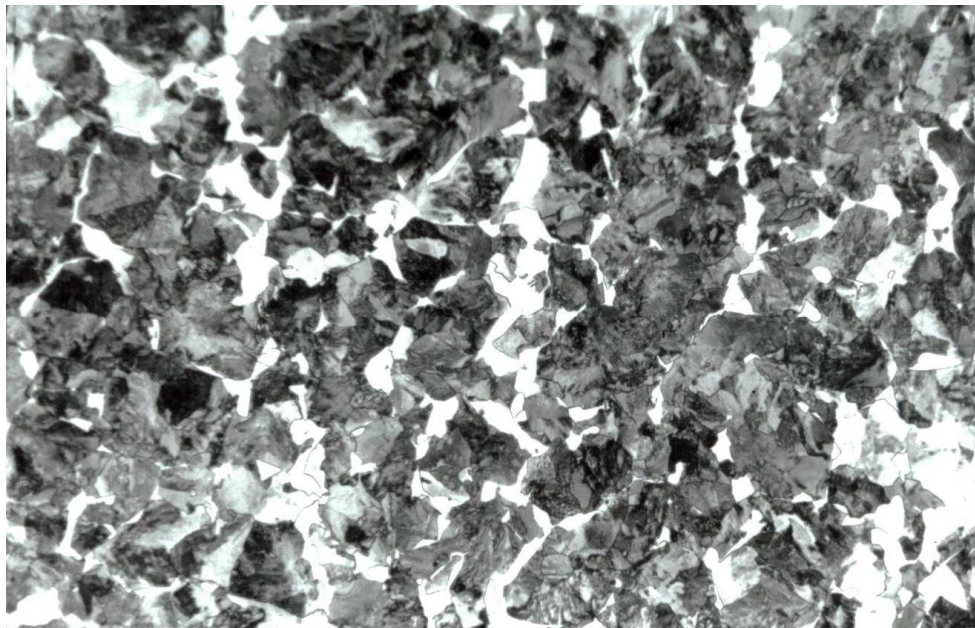
Tabela 2 – Propriedades mecânicas do aço 4140 recozido.

| Resistência à tração | Limite de escoamento | Redução de área | Alongamento em 50 mm | Dureza brinell | Impacto Izod |
|----------------------|----------------------|-----------------|----------------------|----------------|--------------|
| 655 MPa | 420 MPa | 25,7 % | 57 % | 197 Hb | 54 J |

Fonte: ASM (1991).

A microestrutura do Aço 4140 em barras ($\varnothing 150$ mm) laminadas a quente é normalmente composta por ferrita (região clara) e perlita (região escura), conforme mostra a Figura 1.

Figura 1 - Microestrutura do aço ABNT 4140 laminado a quente. Nital 2%. Aum.500X.



Fonte: Aguiar, 2001.

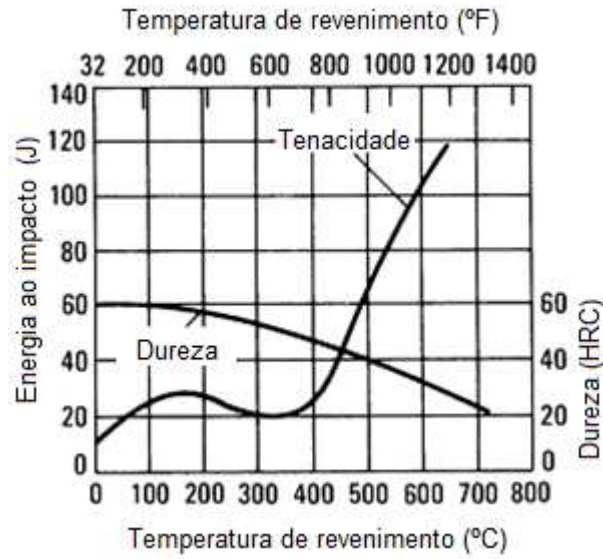
3.1.2 Tratamento Térmico do Aço 4140

É possível a realização de recozimento, normalização, têmpera, revenimento, martêmpera, austêmpera, enfim, o tratamento térmico depende das características desejadas para a aplicação específica do aço 4140.

Segundo ASM (1991) para realização da têmpera deste aço, ele deve ser austenitizado entre 845 a 870 °C, e podendo ser resfriado em água ou óleo. O resfriamento em óleo é preferível, pois resulta em um material com menos tensões internas e menor probabilidade de distorções e trincas. O resfriamento rápido nos aços promove a formação de martensita. Nos aços, a martensita na condição temperada apenas, é extremamente dura e frágil e apresenta baixa tenacidade. Para se atingir valores adequados de resistência mecânica e tenacidade, deve-se, logo após a têmpera, proceder ao revenimento (Silva, 2010).

A temperatura e tempo de revenimento são selecionados de acordo com as propriedades desejadas. Na Figura 2 é mostrado um gráfico que relaciona a temperatura de revenimento com a dureza resultante para o aço 4140.

Figura 2 – Dureza e tenacidade versus temperatura de revenimento do aço 4140 - 1 h.



Fonte: ASM, 1990.

A microestrutura do aço 4140 submetido à têmpera e revenimento é a martensita revenida, podendo apresentar também a bainita e agregados de ferrita carboneto. Na Figura 3 é mostrada tal microestrutura.

Figura 3 – Aço 4140 temperado em óleo e revenido a 621 °C por duas horas.



Fonte: Metals Handbook, 1972.

O aço 4140 temperado a óleo e revenido a aproximadamente 600 °C por duas horas apresenta propriedades conforme Tabela 3.

Tabela 3 – Propriedades mecânicas aço 4140 temperado e revenido, barra 19 mm de diâmetro.

| | |
|--------------------------------|----------|
| Limite de Resistência à tração | 1035 MPa |
| Tensão de escoamento | 940 MPa |
| Alongamento em 50 mm | 19,75 % |
| Redução de área | 59,1 % |
| Impacto Charpy | 43 J |

Fonte: ASM Handbook, 1991.

3.1.3 Soldagem do Aço 4140

Segundo alguns fabricantes de aço, como VILLARES METALS, GERDAU, ARCELOR MITTAL o aço 4140 apresenta baixa soldabilidade. Isso, devido à grande probabilidade de formação de martensita nas zonas fundida e termicamente afetadas pelo calor. Apesar de não apresentarem boa soldabilidade, os aços de baixa liga como o ABNT 4140 são bastante requisitados devido à necessidade de se usar aços de resistência mais elevada em determinados projetos soldados com o objetivo de redução de peso ou mesmo para suportar maiores esforços mecânicos. Este aço é usualmente empregado em virabrequins, bielas, braços, eixos, peças para equipamentos de perfuração, engrenagens, parafusos de alta resistência entre outras aplicações (Aguiar, 2001).

A ASM (1990) recomenda que na soldagem do aço 4140, este seja pré-aquecido a temperaturas entre 150 a 260 °C, e que após a soldagem seja realizado um tratamento térmico pós-soldagem com temperaturas entre 600 a 675 °C.

Uma importante ferramenta para a visualização das transformações de fases, bem como da sua temperabilidade é o diagrama de Transformação por Resfriamento Contínuo - TRC, no qual através dele é possível prever as microestruturas resultantes nos aços após passarem por ciclos térmicos intensos, que é o que ocorre em um processo de soldagem por fusão. Existe, no entanto os TRCs para soldagem, mas muitas vezes este é de difícil obtenção, sendo o TRC normal usado para auxiliar na previsão das microestruturas formadas durante o resfriamento de uma solda.

Segundo Kou (2003) o fluxo de calor durante a soldagem pode afetar fortemente as transformações de fase, e assim, a microestrutura e propriedades resultantes da solda. É também responsável por tensões residuais e distorção.

Na Figura 4 é mostrado o diagrama TRC do aço 4140. Para utilizá-lo é preciso conhecer a velocidade de resfriamento na faixa de temperatura de interesse num ponto específico do material que se está analisando. Com a velocidade de resfriamento é possível dizer o tempo de resfriamento. O resfriamento no metal de base na soldagem pode ter fluxo bidimensional (chapa fina) ou tridimensional (chapa grossa). A condição bi ou tridimensional vai depender da energia de soldagem utilizada e da espessura do material. Na Equação (1) τ representa a espessura relativa da chapa. Quando $\tau > 0,9$ considera-se chapa grossa e quando $\tau < 0,6$ chapa fina. Quando τ tem valore entre 0,6 e 0,9, ou seja, está na transição, calcula-se a velocidade de resfriamento nos dois casos e depois adota-se a mais conservadora.

$$\tau = e \cdot \sqrt{\frac{\rho \cdot C \cdot (T_c - T_o)}{E_{liq}}} \quad (\text{Espessura relativa da chapa}) \quad \text{Equação (1)}$$

$$V_r = \frac{2 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot (T_c - T_o)^2}{E_{liq}} \quad (\text{Chapa Grossa}) \quad \text{Equação (2)}$$

$$V_r = 2 \cdot \pi \cdot k \cdot \rho \cdot C \cdot \left(\frac{e}{E_{liq}}\right)^2 \cdot (T_c - T_o)^3 \quad (\text{Chapa fina}) \quad \text{Equação (3)}$$

Onde:

V_r = velocidade de resfriamento ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$);

K = condutividade térmica do material ($\text{J}/\text{mm}\cdot\text{s}\cdot^{\circ}\text{C}$);

T_c = temperatura de interesse ($^{\circ}\text{C}$);

T_o = temperatura de preaquecimento ($^{\circ}\text{C}$);

e = espessura da chapa (mm);

$\rho \cdot C$ = calor específico volumétrico (J/mm^3);

E_{liq} = energia líquida de soldagem (J/mm), dada pela equação (4);

$$E_{tiq} = \eta \cdot \frac{U \cdot I}{V_s}$$

Equação (4)

Onde:

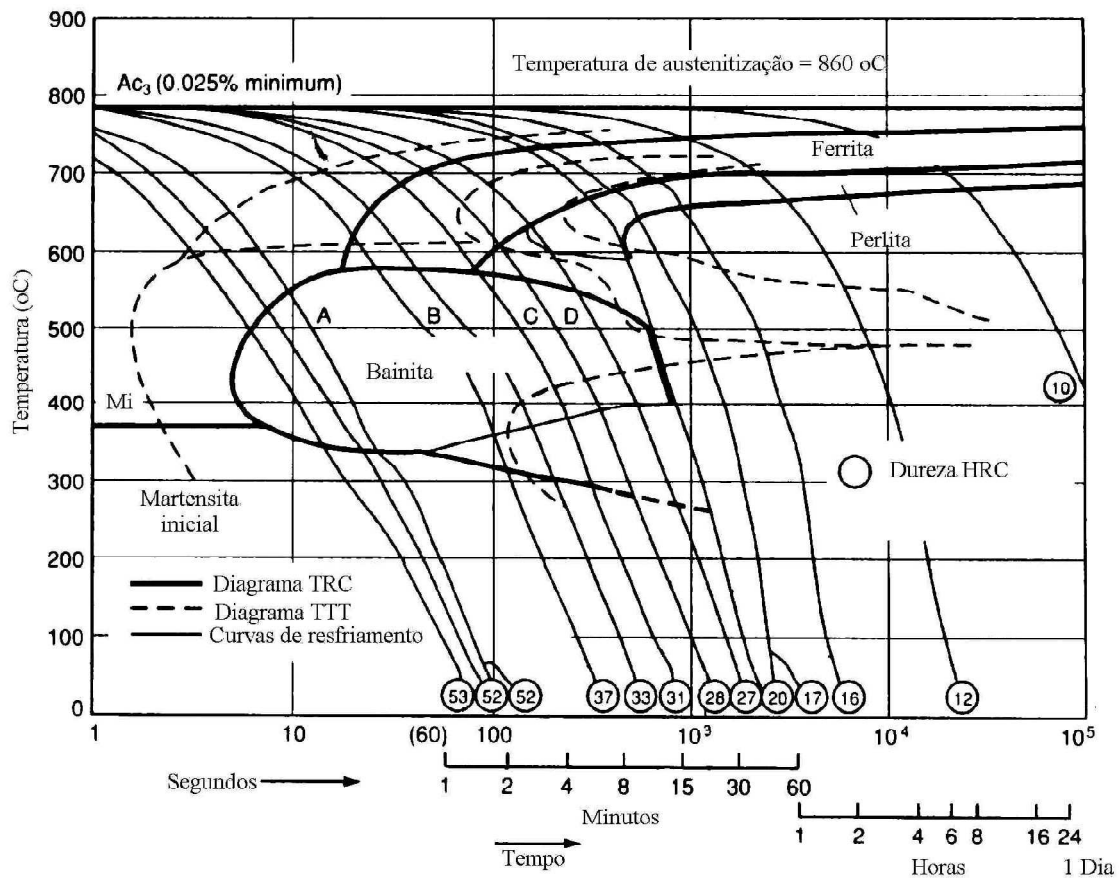
 η = rendimento térmico do processo;

U = tensão de soldagem (Volts);

I = Corrente de soldagem (Ampère);

 V_s = Velocidade de soldagem (mm/s).

Figura 4 – Diagrama TRC e TTT do Aço AISI 4140.



Fonte: METALS HANDBOOK, 1990.

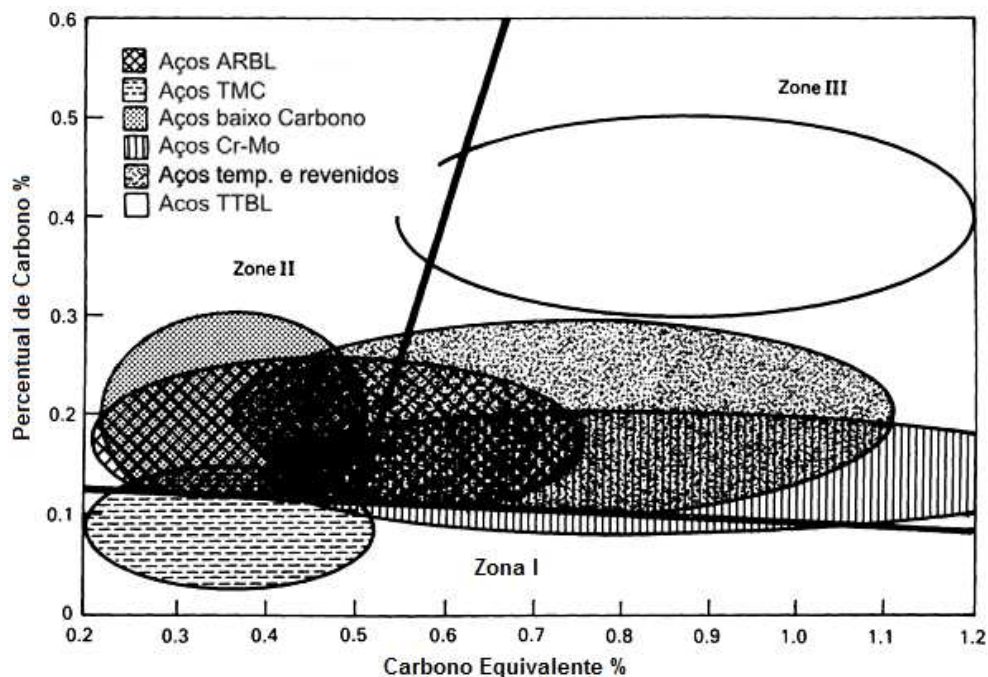
Para avaliação da soldabilidade dos aços baixa liga, o diagrama de Graville é muito utilizado, Figura 5. Este diagrama mostra a susceptibilidade a trincas induzidas por hidrogênio levando em consideração o teor de carbono e o carbono equivalente da liga. Para o cálculo do carbono equivalente pode-se usar a fórmula proposta pelo Instituto Internacional de Soldagem (International Institute of Welding – IIW).

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni+Cu}{15} + \frac{Cr+Mo+V}{5} \quad \text{Equação (5)}$$

Na equação do carbono equivalente percebe-se o grande peso do carbono, que quanto maior, maior é a temperabilidade e menor a soldabilidade do aço.

O aço 4140 apresenta CE de aproximadamente 0,75 o que é considerado um valor elevado. Dessa forma, esse aço se enquadra na zona III do diagrama de Graville, que é a região de alta susceptibilidade à trincas induzidas por hidrogênio, exigindo assim muitos cuidados no seu procedimento de soldagem, como limpeza e ausência de umidade na peça e consumível, controle da energia de soldagem, preaquecimento e temperatura de interpasso adequados e tratamento térmico pós-soldagem. As zonas II e I são regiões de menores susceptibilidades às trincas. O diagrama de Graville representa apenas um aspecto da soldabilidade, existindo muitas outras considerações, mas a preferência no que diz respeito à fissuração a frio por hidrogênio é trabalhar quando possível com aços que se encontrem o mais próximo do canto inferior esquerdo (zona I), (ASM, 1993).

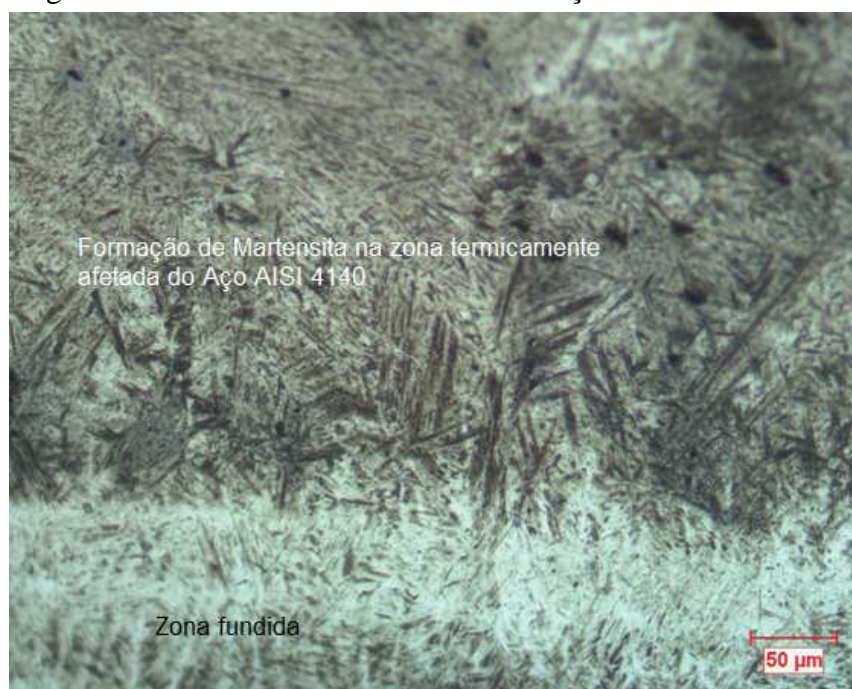
Figura 5 – Diagrama de Graville.



Fonte: adaptado de ASM (1993).

A Figura 6 mostra a microestrutura na zona termicamente afetada de uma solda dissimilar entre o metal de base aço 4140 e o metal de solda aço inoxidável 316. A martensita na forma de ripas é predominante.

Figura 6 – Zona termicamente afetada do aço 4140.



Fonte: Ramkumar *et al* (2014).

O tratamento térmico pós soldagem (TTPS) se apresenta como uma opção para melhorar as propriedades mecânicas do metal de solda e ZTA, mas, muitas vezes, realizar essa prática em estruturas soldadas é difícil e dispendioso (ASM, 1993). Aguiar (2001) estudou a soldagem do aço 4140 sem tratamento térmico posterior utilizando em seus procedimentos a técnica da dupla-camada e várias energias de soldagem.

Neste trabalho foi realizado o estudo do efeito da utilização de consumível que sofre transformação martensítica a baixa temperatura nas tensões residuais pós soldagem.

3.2 O aço inoxidável supermartensítico

Aços com teores de cromo superiores a 12% tem grande resistência à oxidação e são comumente designados como aços inoxidáveis. Esses aços são de grande interesse para engenharia em função de sua resistência à oxidação, e à corrosão, propriedades mecânicas a temperaturas elevadas e tenacidade em particular dos inoxidáveis austeníticos (Silva & Mei, 2010). Para fins de classificação os aços inoxidáveis são assim designados: ferríticos, austeníticos, martensíticos, duplex e endurecidos por precipitação.

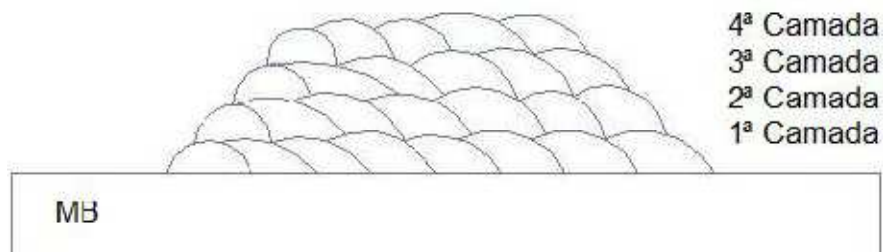
Os aços inoxidáveis martensíticos podem ser tratados termicamente, de tal maneira que a martensita é o seu microconstituente principal. Os aços inoxidáveis ferríticos e

austeníticos são endurecidos e têm sua resistência aumentada por trabalho a frio, pois não são tratáveis termicamente. Alguns aços inoxidáveis são usados com frequência em temperaturas elevadas e em ambientes severos; o limite superior de temperaturas em atmosferas oxidantes é de aproximadamente 1000 °C. Os equipamentos que empregam estes aços incluem as turbinas a gás, caldeiras a vapor e válvulas para altas temperaturas, equipamentos para processamento químico e de alimentos, os fornos para tratamento térmico, instrumentos cirúrgicos, as aeronaves, os mísseis e as unidades geradoras de energia nuclear (Callister, 2001).

Mais recentemente, entretanto, uma nova família de aços inoxidáveis martensíticos foi desenvolvida, os aços “supermartensíticos”, os quais possuem teor de carbono abaixo de 0,1% e composições em torno de 12% Cr, 2 a 6% Ni e 0 a 2,5% Mo, além de extra baixos teores de elementos residuais. Esses aços vem encontrando ampla aplicação em tubulações empregadas na produção de petróleo, em que resistência mecânica, resistência à corrosão e soldabilidade são características críticas (Silva, 2010).

Tavares (2013) estudou as características do aço inoxidável supermartensítico 12,5% Cr e 4% Ni em aplicação de soldagem. Em seu procedimento foi realizada a deposição deste material em quatro camadas sobre uma chapa, conforme Figura 7.

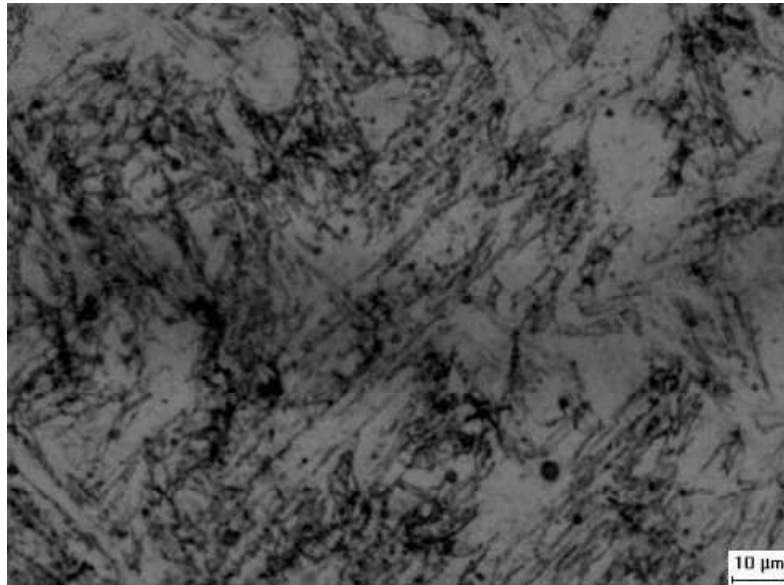
Figura 7 – Corpo de prova após soldagem multicamadas.



Fonte: Tavares (2013).

Na Figura 8 é apresentada a microestrutura da quarta camada do aço inoxidável supermartensítico como soldado, sendo observada a predominância de estruturas martensíticas e a microdureza média encontrada foi de 428 ± 20 HV (Tavares, 2013).

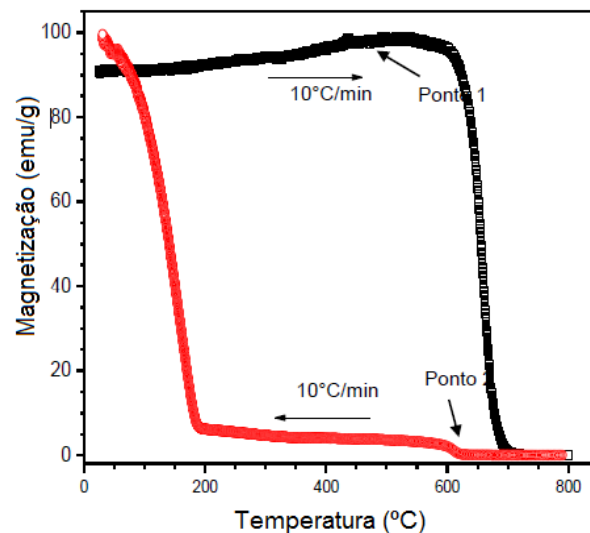
Figura 8 – Microscopia ótica com aumento de 500x. Reagente Villela.



Fonte: Tavares (2013).

Tavares (2013) também definiu neste material as temperaturas de início e fim de transformações de fases através de Análises Termomagnéticas, obtidas a partir de aquecimento e resfriamento a uma taxa de 10 °C/min. Início e fim da austenita, 610 °C e 690 °C respectivamente; início e fim da martensita, 180 °C e 100 °C respectivamente. A Figura 9 mostra o resultado do ensaio de Análise Termomagnética.

Figura 9 – Análise Termomagnética do aço supermartensítico.

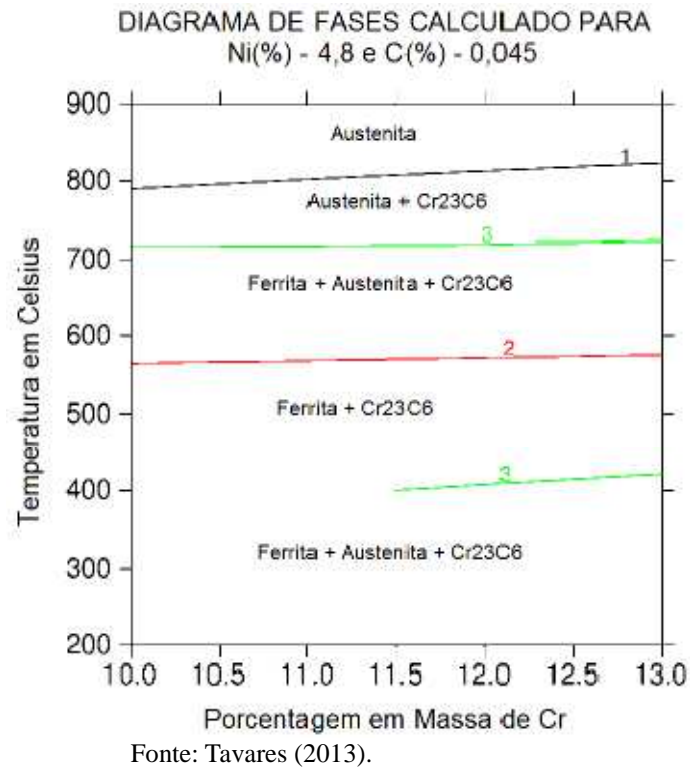


Fonte: Tavares (2013).

Tavares (2013) realizou difração de raios-X no metal de solda (aço 12,5% Cr-4% Ni) e obteve picos de ferrita α , e explica que a estrutura martensítica formada pelo metal de

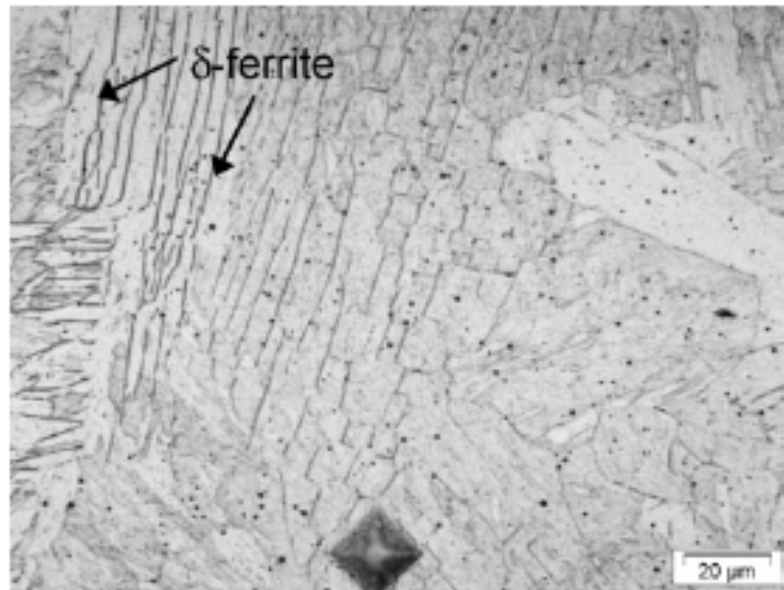
solda por conter baixa concentração de carbono não apresenta estrutura tetragonal característica, mas sim estrutura CCC. A Figura 10 mostra o diagrama de fases para o aço 12,5% Cr e 4% Ni, construído a partir de um software termodinâmico utilizando concentrações teóricas do metal de solda.

Figura 10 – Diagrama de fases do aço 12,5%Cr - 4% Ni utilizando o Thermo-calc.



Thibault *et al* (2009) caracterizou a microestrutura e as tensões residuais em junta soldada do aço inoxidável martensítico 13% Cr – 4% Ni (metal de base e de adição) e encontrou microestrutura martensítica com pequena quantidade de ferrita- δ (Figura 11), além de compressão residual biaxial no último cordão e residual trativa na ZTA de baixa temperatura na direção longitudinal. Concluiu que na soldagem com este consumível, o metal de solda é mais suscetível à trinca que a ZTA, sendo importante respeitar todos os procedimentos.

Figura 11 – Microestrutura do metal de solda 13% Cr – 4% Ni.

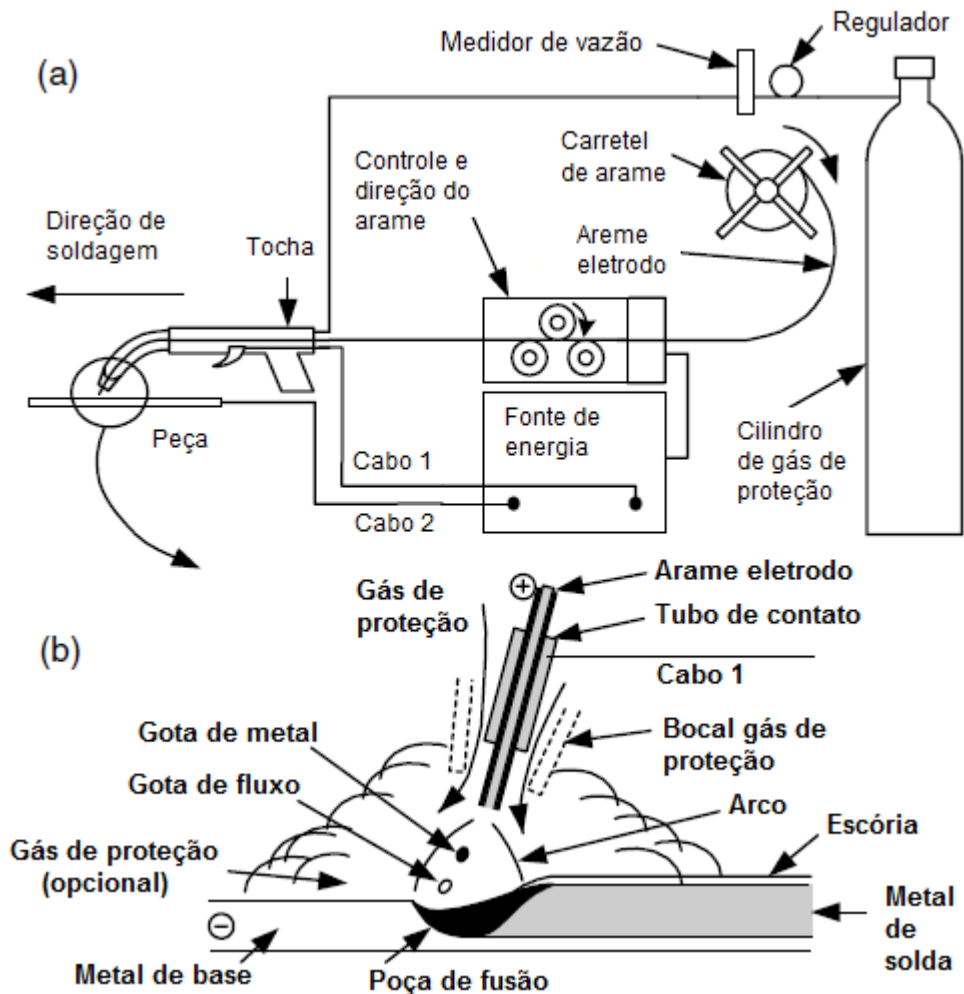


Fonte: Thibault *et al* (2009).

3.3 Processo de Soldagem Arame Tubular

O processo de soldagem Arame Tubular também conhecido como Flux-core arc Welding (FCAW) é semelhante ao processo MIG/MAG, pois utiliza praticamente os mesmos equipamentos, e a principal diferença é apresentada no consumível. No MIG/MAG o arame eletrodo é sólido, enquanto no Arame Tubular o arame eletrodo é um tubo de metal com fluxo acondicionado dentro. As funções do fluxo são as mesmas do revestimento dos eletrodos do processo eletrodo revestido, uma delas é proteger o metal fundido da atmosfera, evitando contaminações. A utilização de gás de proteção depende do arame eletrodo, quando ele é denominado autoprottegido o gás não é necessário, do contrário é preciso usá-lo (KOU, 2003). Na Figura 12 é possível visualizar o equipamento utilizado no processo arame tubular.

Figura 12 – Processo de soldagem arame tubular a) visão geral e b) área de soldagem ampliada.



Fonte: Adaptado de Kou, 2003.

Alguns arames eletrodos autoprotégidos contém quantidade substancial de desoxidantes e desnitrantes para ajudar a evitar falhas no metal de solda. Também podem conter estabilizadores de arco e elementos de liga (ASM, 2000).

O processo arame tubular combina a produtividade da soldagem contínua com os benefícios da presença de fluxo, este processo tem várias vantagens relativo a outros processos de soldagem. Essas vantagens incluem:

- Alta taxa de deposição;
- Requer menor habilidade do operador em relação ao MIG/MAG;
- Maior simplicidade e adaptabilidade que o processo arco submerso;
- Maior penetração que o processo eletrodo revestido;
- Mais tolerante à oxidação que o processo MIG/MAG;

Desvantagens:

- A escória deve ser removida para passes posteriores;
- Produção de mais gases e fumos que nos processos MIG/ MAG e arco submerso;
- Equipamento mais complexo e menos portátil que o eletrodo revestido.

O processo arame tubular se aplica à soldagem de aços carbono, aços baixa liga e aços inoxidáveis na construção de vasos de pressão e tubulação para indústrias de processamento químico, refino de petróleo e geração de energia, além de ligas a base de Níquel (ASM, 2000).

A soldagem arame tubular tem sido estudo de alguns pesquisadores, Aloraier (2006) realizou estudo dos efeitos deste processo de soldagem para evitar o tratamento térmico pós soldagem, e obteve resultados positivos na melhoria da microestrutura e dureza na zona termicamente afetada.

3.4 Tensões Residuais

As tensões residuais são tensões que existem em um corpo mesmo quando todas as cargas externas foram removidas. Elas são chamadas às vezes de tensões internas. As tensões residuais aparecem frequentemente em materiais submetidos a diferentes processos térmicos ou mecânicos (KOU, 2003). Como exemplos de processos térmicos temos os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, fundição e a soldagem. Laminação, usinagem e forjamento são exemplos de processos mecânicos.

Todo sistema de tensão residual é auto-equilibrante; a força resultante e o momento que a produzem deve ser zero. Geralmente podem ser distinguidos três tipos principais de tensões residuais de acordo com a distância ou faixa em que podem ser observadas (Lu, 1996).

O primeiro tipo de tensão residual é denominada macroscópica, é de longo alcance na natureza, que se entende por pelo menos vários grãos do material. O segundo tipo é frequentemente chamado de microtensão estrutural, cobre uma distância de um grão ou parte de um grão. Ela pode ocorrer entre diferentes fases e tem diferentes características

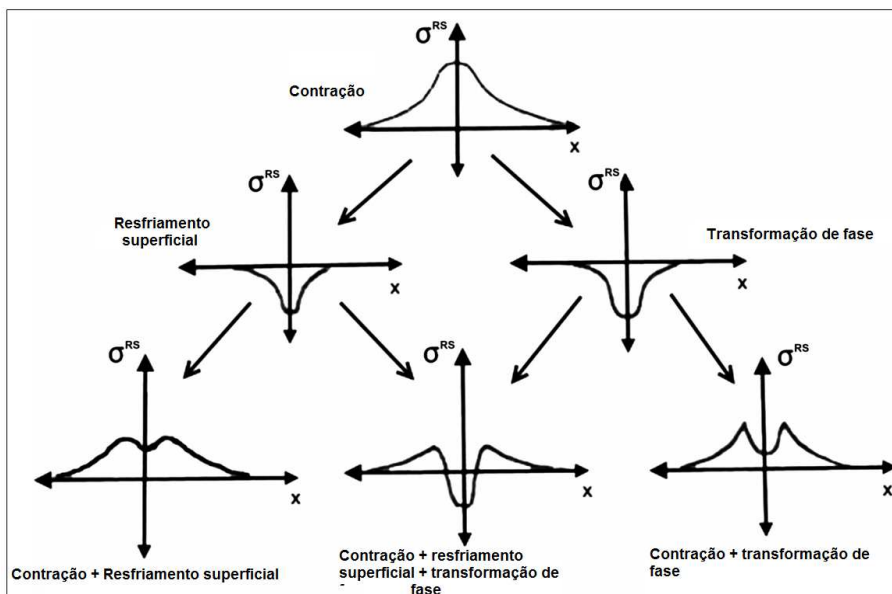
físicas. O terceiro tipo varia ao longo de várias distâncias atômicas dentro do grão, e é equilibrada sobre uma pequena parte do grão (Lu, 1996).

3.4.1 Tensões Residuais em Soldagem

As tensões residuais em soldagem ocorrem devido ao aquecimento e resfriamento não uniformes impostos pelo ciclo térmico. Durante a soldagem a região próxima à solda é bastante aquecida, enquanto outras regiões do metal de base permanecem com temperaturas muito inferiores. A região aquecida tende a se dilatar, mas é restringida pelas regiões com menores temperaturas. À medida que o metal de solda resfria, a sua tendência é sofrer contração térmica, mas também é restringido pelo metal de base que se encontra em temperatura diferente, resultando no desenvolvimento de deformações elásticas e plásticas no material (Hosford, 2005).

Segundo Olabi *et al* (2012) as fontes de tensões residuais em soldagem são a contração, o resfriamento superficial e as transformações de fases. A Figura 13 apresenta a contribuição destas fontes, sendo possível perceber que a contração gera tensão residual positiva (acima do eixo x) ou tensão residual trativa, já o resfriamento superficial e a transformação de fase geram tensão residual negativa (abaixo do eixo x) ou tensão residual compressiva.

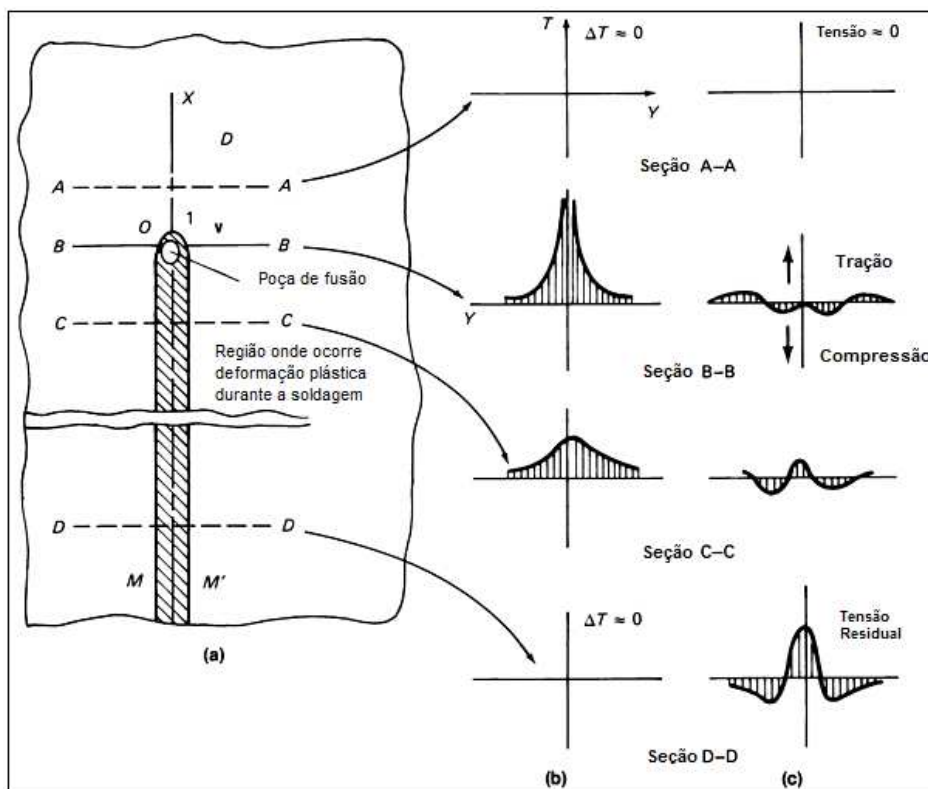
Figura 13 – Fontes de Tensões residuais na soldagem.



Fonte: Adaptado de Olabi (2012).

A Figura 14 mostra como as mudanças de temperatura e conseqüentemente as contrações afetam as tensões residuais em um processo de soldagem. Na seção AA não há tensão em virtude da variação de temperatura ser zero, estando este ponto a frente da solda. Em BB, exatamente em cima da poça de fusão, ocorre o pico de temperatura, sendo neste ponto a tensão nula pois o metal se encontra líquido. Na seção CC, distante da fonte de calor, mas com o metal ainda aquecido, se inicia a contração e começa a aparecer tensão residual trativa no metal de solda solidificado e compressiva ao se afastar do metal de solda. Na seção DD, quando não há mais variação de temperatura e as contrações se encerraram, temos o metal de solda com tensões residuais fortemente trativas e ao se afastar deste temos tensões residuais compressivas em menor magnitude.

Figura 14 – Mudanças de temperatura e de tensão durante a soldagem, a) Solda b) variação de temperatura e c) Tensão σ_x .



Fonte: ASM, 2000.

As tensões residuais produzidas pelo resfriamento superficial intenso são mais relevantes em soldagens de peças com grande espessura, pois este fenômeno ocorre porque a superfície em contato com o ar à temperatura ambiente resfria muito mais rapidamente que o seu centro. Esta contração superficial intensa causa escoamento localizado do material, e gera tensão residual compressiva na superfície e trativa no seu centro.

Mudanças de fases estão associadas com deformações devido à mudança na estrutura do cristal. As deformações podem ser acomodadas em uma variedade de formas, quando, como é usual, o produto da transformação é restringida pela fase matriz circundante. Independente dos detalhes do processo de acomodação, a própria existência de deformação significa que as transformações podem ser consideradas como modo de deformação com a especial característica que a deformação é acompanhada por uma mudança na estrutura do cristal (Withers, 2001).

3.4.2 Medição de Tensões Residuais

Durante os últimos anos muitos métodos diferentes para medir as tensões residuais em diferentes tipos de componentes têm sido desenvolvidos. As técnicas podem ser classificadas em destrutivas, semi destrutivas e não destrutivas (Olabi, 2012).

Como técnicas destrutivas temos:

- Método do seccionamento;
- Método do contorno.

As técnicas semi destrutivas são:

- Método do furo cego;
- Método do furo passante;
- Método do anel central.

As técnicas semi destrutivas ou destrutivas, também chamadas de métodos mecânicos, são técnicas baseadas na destruição completa ou parcial da peça, e alteram o estado de equilíbrio da tensão residual em um componente mecânico. A tensão residual pode ser medida pelo relaxamento destas. Os procedimentos usados podem ser assim descritos (Lu, 1996):

1. Criação de um novo estado de tensões pela usinagem ou remoção de camada;
2. Detecção da mudança local de tensões pela medição da deformação ou deslocamento;
3. Cálculo da tensão residual como uma função da deformação medida usando a teoria elástica (abordagem analítica ou cálculo por elementos finitos).

As técnicas não destrutivas são classificadas em:

- Método de difração de raios-X;
- Método da difração de nêutrons;
- Método do ultrassom;
- Método do ruído de Barkhausen.

Neste trabalho não serão detalhados os métodos de medição de tensões residuais, com exceção da difração de raios-X, pois foi aquela utilizada neste trabalho.

3.4.3 Medição de Tensões Residuais por Difração de raios-X

Quando um feixe monocromático de raios-X é incidido em um material sólido, ele é espalhado (difratado) pelos átomos que compõem o material. Para um material perfeitamente cristalino, os átomos estão arranjados regularmente dentro de uma rede periódica tridimensional. A distância entre os planos cristalográficos é perfeitamente definida e é uma característica de um material em determinado estado. Esse arranjo atômico regular é o responsável pelo espalhamento do feixe de raios-X que incidem no material, e as intensidades de ondas difratadas apresentam interferência construtiva, ou seja, mesma fase e mesma energia das ondas incidentes, quando então a condição da equação 6 da Lei de Bragg é satisfeita (Lu, 1996).

$$n\lambda = 2 \cdot d^{hkl} \cdot \text{sen } \theta^{hkl} \quad \text{Equação (6)}$$

Onde:

λ = comprimento de onda;

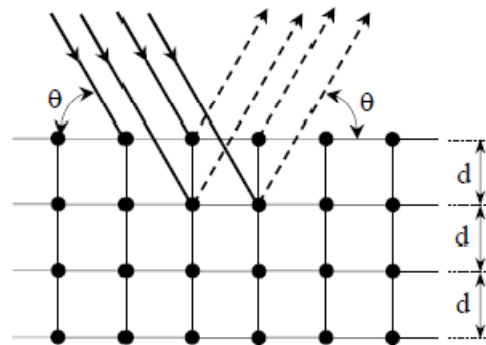
d = distância entre planos;

θ = ângulo entre o feixe de raios-X incidente e o plano de difração;

n = número inteiro.

Esta equação é chamada Lei de Bragg da difração, e relaciona a distância entre os planos cristalinos com índice de Laue hkl a um determinado ângulo θ , para um determinado comprimento de onda. A Figura 15 representa a forma de espalhamento das ondas de raios-X por um material cristalino.

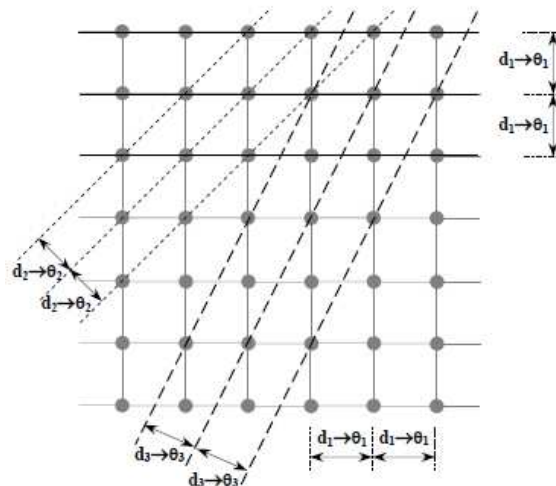
Figura 15 – Espalhamento das ondas de raios-X segundo a Lei de Bragg.



Fonte: Silva (2007).

Na Figura 16 é mostrada a difração de raios-X por um monocristal, e pode ser observado que somente alguns planos conseguem difratar os raios-X de forma construtiva para a formação do padrão de difração.

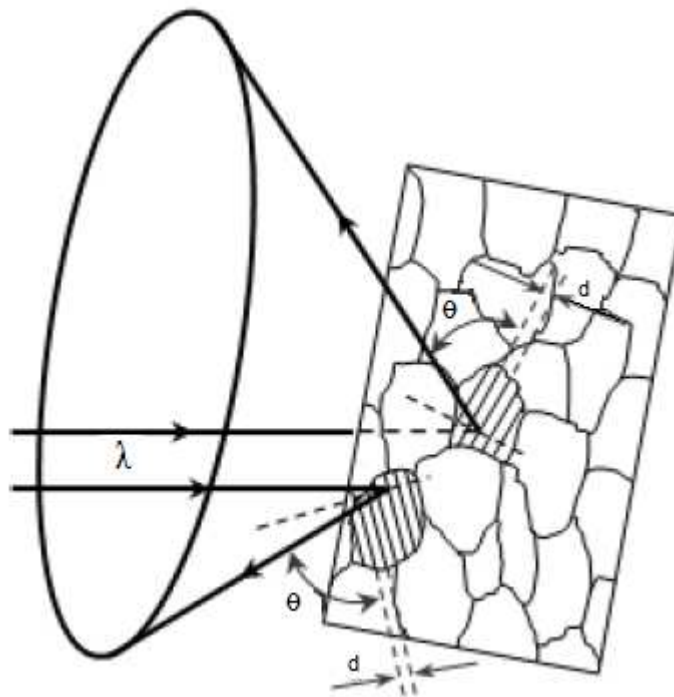
Figura 16 – Difração em um monocristal – a difração só ocorre para algumas famílias de planos hkl .



Fonte: Silva (2007).

Na prática a maioria dos materiais são policristalinos, sendo formados por milhares de grãos. Dependendo do estado do material, cada grão que o compõe pode ter uma determinada orientação cristalográfica, fazendo com que a orientação cristalográfica do material como um todo seja considerada aleatória. Assim, quando um feixe de raios-X com determinado ângulo θ incidir sobre a superfície de um material policristalino, apenas alguns grãos com orientação favorável irão difratá-los (Silva, 2007). A Figura 17 apresenta essa difração.

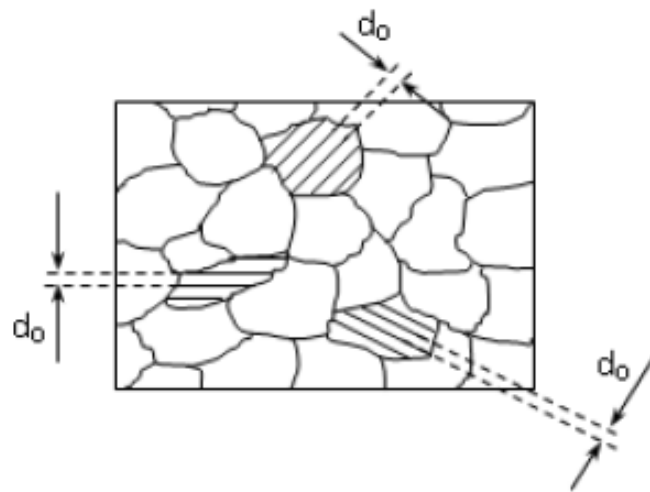
Figura 17 – Difração em material policristalino.



Fonte: Adaptado de Silva (2007).

Em materiais policristalinos, com grãos finos e livres de tensão, o espaçamento da rede d_0 para uma dada família de planos não varia com a orientação desses planos, isto é observado na Figura 18. Entretanto, se o material é tensionado dentro da zona elástica, ocorrerá então uma deformação elástica, e o espaçamento da rede irá variar de acordo com a orientação dos planos relativamente à direção da tensão.

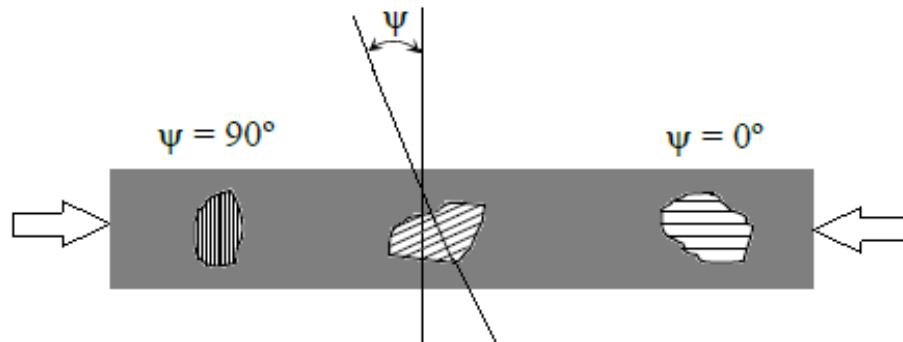
Figura 18 – Material não tensionado – mesma distância d_0 para todas as famílias de planos.



Fonte: Lu (1996).

Se o material estiver submetido a uma tensão de tração, então a distância interplanar d_{hkl} irá aumentar tornando os planos mais espaçados, do contrário, sendo submetido a uma tensão de compressão esses planos irão se tornar menos espaçados, considerando os planos perpendiculares à direção da carga. Na Figura 19 é exemplificado um material submetido a tensão compressiva, e verifica-se que para uma dada família de planos hkl , perpendicular à direção da tensão ($\psi=90^\circ$), a distância interplanar d_0 é reduzida em função da compressão causada. Já para os grãos cuja orientação da mesma família de planos hkl se apresenta inclinada em relação à direção de aplicação da tensão, ou seja $90^\circ > \psi > 0^\circ$, é observado que a distância interplanar vai aumentando à medida que o ângulo ψ diminui, devido a decomposição da tensão. Além disso, o efeito de Poisson também contribui para essa variação. Para os grãos cuja família de planos hkl apresenta-se paralela à direção de aplicação da tensão, ou seja $\psi = 0^\circ$, verifica-se uma expansão do grão na direção perpendicular à direção da tensão, causada novamente pelo efeito Poisson, fazendo com que a distância interplanar seja maior que d_0 (Silva, 2007).

Figura 19 – Variação da distância interplanar num material submetido à tensão compressiva.



Fonte: adaptada de Eigenmann & Macherauch (1996).

A medição das tensões residuais por difração de raios-X em um material é feita de forma indireta através da medição da nova distância interplanar resultado da deformação elástica provocada. A deformação pode ser calculada pela equação 7:

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d_0} \quad \text{Equação (7)}$$

Esta é a deformação convencional, mas é possível obter uma equação para determinar a deformação a partir da variação do ângulo de difração, derivando a Lei de Bragg:

$$2\Delta d \cdot \text{sen}\theta + 2d \cdot \text{cos}\theta \cdot \Delta\theta = 0 \quad \text{Equação(8)}$$

$$\frac{\Delta d}{d} = -\text{cotg}\theta \cdot \Delta\theta \quad \text{Equação (9)}$$

Então temos que:

$$\varepsilon = -\text{cotg}\theta \cdot \Delta\theta \quad \text{Equação (10)}$$

A vantagem desta equação é que ela é linear com a posição do pico de difração e não depende do conhecimento da distância d_0 (Lu, 1996).

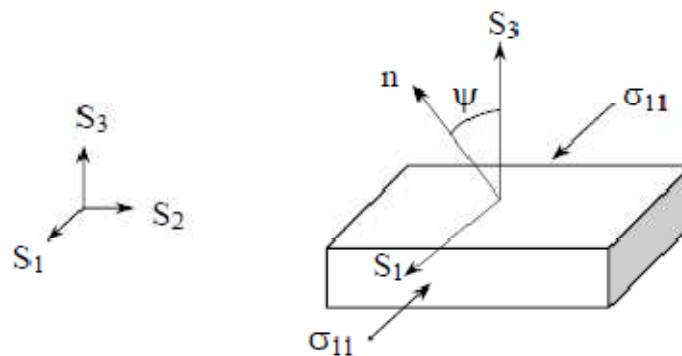
O método conhecido por “ $\text{sen}^2\psi$ ” é hoje o mais empregado para medição de tensões residuais em materiais policristalinos.

A Figura 20 mostra um estado uniaxial de tensão, onde σ_{11} é aplicada ao longo da direção S_1 . Pela lei de Hooke e considerando um material homogêneo e isotrópico, temos que:

$$\varepsilon_{11} = \frac{1}{E} \sigma_{11} \quad \varepsilon_{22} = \frac{\nu}{E} \sigma_{11} \quad \varepsilon_{33} = \frac{\nu}{E} \sigma_{11} \quad \text{Equação (11)}$$

Onde E e ν são o módulo de elasticidade e o coeficiente de Poisson, respectivamente. Mesmo só existindo a tensão na direção S_1 , ainda assim existem deformações em todas as direções, pois o alongamento na direção da tensão provoca contração na direção transversal.

Figura 20 – Estado uniaxial de tensões.



Fonte: Silva (2007)

Ainda na Figura 20 temos o vetor n , que vai descrever a deformação ε_ψ . Para o estado uniaxial de tensão as componentes do vetor n são $(\sin\psi, \cos\psi, 0)$. Assim temos que:

$$\varepsilon_\psi = \sin^2\psi \cdot \varepsilon_{11} + \cos^2\psi \cdot \varepsilon_{22} + 0 \cdot \varepsilon_{33} \quad \text{Equação (12)}$$

Substituindo as deformações e rearranjando, teremos:

$$\varepsilon_\psi = \frac{\sigma}{E} [(1 + \nu)\sin^2\psi - \nu] \quad \text{Equação (13)}$$

Substituindo a Equação (10) em (13), temos:

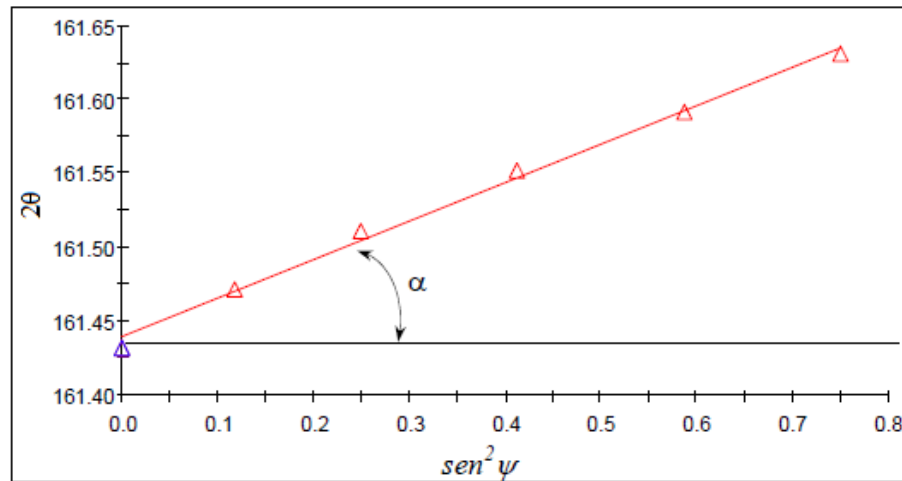
$$\Delta\theta_{(\psi)} = -\frac{\sigma}{E} \cdot \text{tg}\theta [(1 + \nu)\sin^2\psi - \nu] \quad \text{Equação (14)}$$

A Equação 14 estabelece uma relação linear entre o valor da posição do pico de difração e o $\sin^2\psi$. A metodologia para a determinação da tensão consiste em medir a posição do pico de difração de uma dada família de planos hkl para várias inclinações do ângulo ψ , o

qual corresponde ao ângulo entre o vetor normal ao plano cristalino e o vetor normal à superfície da amostra (Philippov, 2006).

O resultado para a medição em vários ângulos ψ diferentes é a obtenção de um gráfico 2θ versus $\text{sen}^2\psi$. Na Figura 21 é possível observar um gráfico exemplo dessa medição.

Figura 21 – Gráfico 2θ versus $\text{sen}^2\psi$.



Fonte: Silva (2007).

O coeficiente da inclinação dessa dependência é:

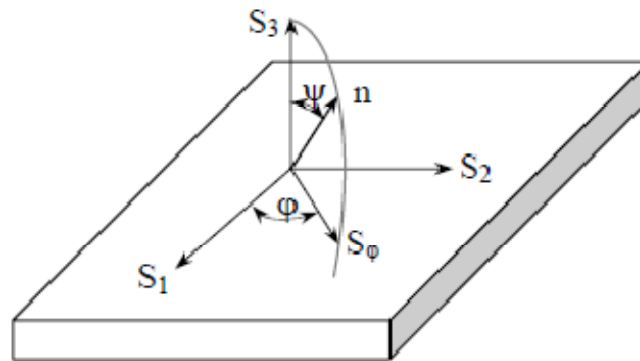
$$\text{tg } \alpha = -\frac{1+\nu}{E} \cdot \sigma \cdot \text{tg } \theta \quad \text{Equação (15)}$$

Desta forma, o valor da tensão pode ser obtido através do coeficiente da inclinação da dependência experimental (Philippov, 2006):

$$\sigma = -\frac{E}{1+\nu} \cdot \text{cotg } \theta \frac{d\theta}{d(\text{sen}^2\psi)} \quad \text{Equação (16)}$$

Segundo Lu (1996), no método do $\text{sen}^2\psi$ para um estado biaxial de tensões é preciso identificar as tensões não nulas que compõem o tensor, que são σ_{11} , σ_{12} e σ_{22} . O problema é agora tridimensional e se faz necessário medir as deformações ao longo da direção \mathbf{n} descrita por dois ângulos φ e ψ (Figura 22). As componentes do vetor \mathbf{n} são $(\text{sen}\psi \cos\varphi, \text{sen}\psi \text{sen}\varphi, \cos\psi)$.

Figura 22 – Estado biaxial de tensões.



Fonte: Silva (2006).

Usando as relações tensão-deformação, temos que (Lu, 1996):

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \frac{1+\nu}{E} (\sigma_{11}\cos^2\varphi + \sigma_{12}\sin 2\varphi + \sigma_{22}\sin^2\varphi)\sin^2\psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad \text{Equação (17)}$$

Para um estado de tensões principal biaxial no qual somente as tensões normais σ_{11} e σ_{22} são não-nulas, a equação 17 é simplificada para:

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \frac{1+\nu}{E} (\sigma_{11}\cos^2\varphi + \sigma_{22}\sin^2\varphi)\sin^2\psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad \text{Equação (18)}$$

Para determinar a tensão ao longo de uma direção dada φ , a deformação medida $\varepsilon_{\varphi\psi}$ deve ser plotada versus $\sin^2\psi$, a curva é então proporcional a σ_{φ} .

Para $\varphi = 0$, a tensão σ_{φ} é igual a σ_{11} e para $\varphi = \pi/2$, a tensão σ_{φ} é igual a σ_{22} (Lu, 1996).

Concluindo, a deformação é medida para vários ângulos ψ , assim é possível construir os gráficos 2θ versus $\sin^2\psi$ para $\varphi = 0$ e $\varphi = 90^\circ$, determinando as tensões principais σ_{11} e σ_{22} (Silva, 2007).

3.4.4 Efeitos das Tensões Residuais

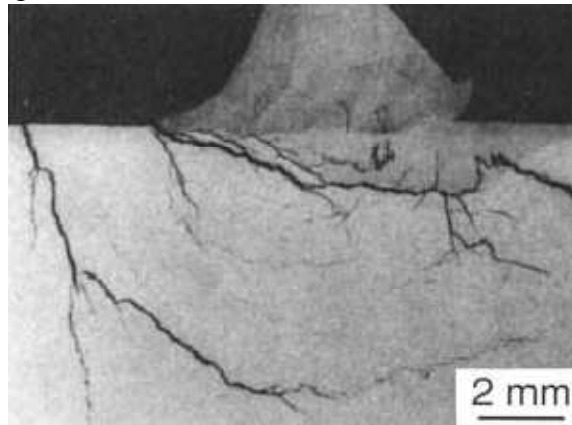
Há cada vez mais interesse em saber como as tensões residuais afetam as propriedades mecânicas dos materiais, isso por que, falhas estruturais podem ser causadas pelo efeito combinado de tensões residuais e tensões de cargas aplicadas. No caso de

materiais deformáveis plasticamente a tensão residual somente pode ser somada, fazendo-o atingir o limite de escoamento, no máximo estas tensões aceleram essa deformação, e seus efeitos sobre a falha dúctil é muitas vezes pequena (Withers, 2001).

A presença de tensões residuais pode ter efeitos prejudiciais ou benéficos. Por exemplo a presença de tensões de tração numa peça ou elemento estrutural são geralmente prejudiciais, uma vez que pode contribuir para propagação de trincas, para falhas por fadiga e corrosão sob tensão. Com efeito, as tensões residuais de compressão na superfície do material são geralmente benéficas uma vez que aumentam o limite de vida em fadiga, impedem a propagação de trincas e melhoram a resistência à corrosão sob tensão (Olabi, 2012).

O efeito prejudicial da tensão residual no desempenho de juntas soldadas pode ser significativa, mesmo quando a carga externa é baixa, se a solda é de baixa resistência e sujeita a fortes degradações ambientais ou se estão presentes descontinuidades significativas. As trincas devido à corrosão sob tensão de aços inoxidáveis austeníticos podem ocorrer quando essa liga é submetida simultaneamente a tensões de tração e a meios corrosivos. A Figura 23 mostra um exemplo de trincamento transgranular motivado pela corrosão sob tensão que iniciou na ponta da solda, provavelmente pelo alto nível de tensões residuais no local (ASM, 2000).

Figura 23 – Trinca devido a corrosão sob tensão.



Fonte: ASM (2000).

Fissuração a frio, também conhecido como trinca induzida por hidrogênio, é um fenômeno que ocorre após a zona fundida ter solidificado. Ela também é conhecida como trincamento retardado, porque muitas vezes "atrasado" para minutos, horas, ou ainda mais, depois de a ZF ter solidificado. A Fissuração a frio é mais frequentemente associada com a presença de hidrogênio nos aços endurecidos. A ductilidade e a tenacidade da estrutura

soldada são grandemente reduzidas. Os requisitos para fissuração a frio incluem tensão de tração (carga externa ou tensão residual de soldagem), uma microestrutura suscetível (martensita), e a presença de hidrogênio. Fissuração a frio pode ocorrer no metal de solda ou na zona termicamente afetada (ASM, 2000).

Trincas são freqüentemente formadas em soldas. Estas trincas podem ser associadas basicamente a dois fatores: uma sollicitação, isto é tensões mecânicas de tração e uma incapacidade (fragilização), muitas vezes momentânea, do material de acomodar esta sollicitação, deformando plasticamente. Fragilização da região da solda e de regiões adjacentes à solda pode ocorrer por diversos motivos (formação de filmes de líquido em contornos de grão, crescimento de grão, presença de hidrogênio dissolvido no material, precipitação, etc) durante e após a soldagem (Modenesi, 2009).

Tensões residuais compressivas na superfície devem ser superadas pela carga (tração) aplicada, para iniciar trincas, e assim a presença de tensões compressivas na superfície é uma condição altamente favorável, principalmente quando no material há a presença de entalhes, riscos e mudanças bruscas de seção transversal (Noyan, 1987).

3.4.5 Métodos de Controle e Alívio das Tensões Residuais

Como visto em seções anteriores a tensão residual de soldagem é causada pelos diferentes ciclos térmicos impostos em diferentes regiões do material. Algumas ações podem ser tomadas preventivamente antes e durante o processo, ou corretivas após o processo.

Segundo Berezhnyts'ka (2001) muitos métodos são aplicados para diminuir as tensões residuais de soldagem. No geral, esses métodos podem ser divididos em dois grupos:

1. Métodos para prevenir o aparecimento de tensões residuais;
2. Métodos de alívio de tensões de soldagem em produtos acabados;

O nível de tensões residuais pode ser diminuído reduzindo-se a quantidade de calor fornecido à junta ou a quantidade de material depositado. Também pode ser feito a otimização da geometria do chanfro, reduzindo-se o ângulo ou usando preparações simétricas, o que evitaria depositar material em excesso. Tensões residuais também podem ser reduzidas pelo uso de metal de adição com a menor resistência mecânica permissível ao projeto, assim como uma redução dos vínculos externos da junta soldada, minimizando assim as tensões de

reação e o uso de preaquecimento para reduzir o gradiente de temperatura e diminuir as velocidades de resfriamento (Modenesi, 2009).

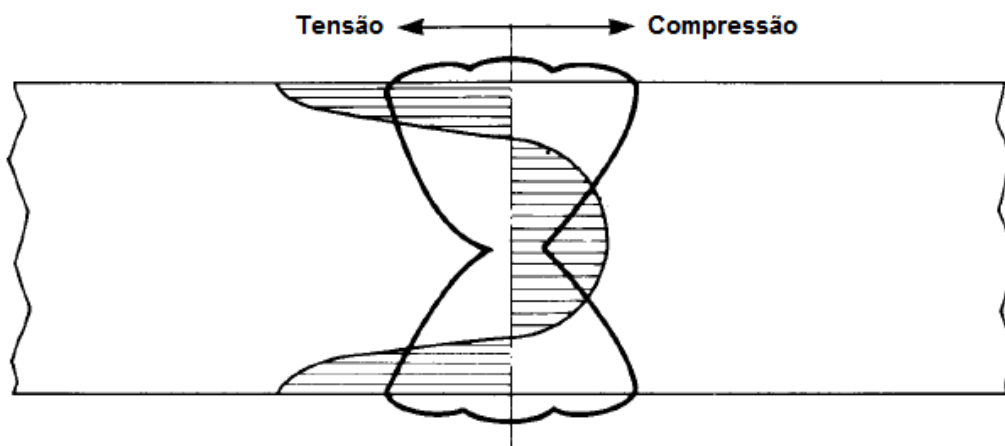
Vários autores vêm pesquisando os efeitos das ações citadas anteriormente na redução das tensões residuais, Oliveira (2009) estudou o efeito do procedimento de soldagem, com foco na energia de soldagem, no tipo de chanfro e na técnica de soldagem sobre o nível e a distribuição das tensões residuais em junta submetida à soldagem multipasse, e concluiu que a energia de soldagem não apresentou relação direta com as tensões residuais geradas na superfície das juntas analisadas, e, as amostras chanfradas em meio-V apresentaram níveis de tensões residuais máximos, tanto trativos quanto compressivos, menores que os das chanfradas em X, além de fornecerem uma distribuição mais uniforme ao longo da superfície.

Na soldagem multipasse as tensões residuais nos primeiros cordões são alteradas pelos passes posteriores de soldagem, gerando no centro da solda tensão residual compressiva (Figura 24).

Após a soldagem, as tensões residuais podem ser aliviadas por tratamentos térmicos ou mecânicos. O TTPS (tratamento térmico pós soldagem) é freqüentemente utilizado em soldas de aço carbono e aço liga, principalmente em chapas espessas. O TTPS reduz os níveis de tensões residuais e a dureza em todas as regiões. A faixa de temperatura utilizada normalmente vai de 550 a 750 °C para os aços carbono e baixa liga (Bailey, 1994).

No TTPS as deformações elásticas devem ser convertidas em deformações plásticas. Durante o TTPS o material é submetido a temperaturas da ordem de 600 °C, com isso o limite de escoamento do material é reduzido, e conseqüentemente as tensões residuais que ultrapassam este limite acabam escoando, sofrendo o que chamamos de alívio de tensões.

Figura 24 – Distribuição de tensão residual final em soldagem multipasse.



Fonte: Bailey (1994).

Os métodos mecânicos se baseiam em facilitar o escoamento plástico localizado, pela aplicação de alguma força de carregamento mecânico.

Na Tabela 4 são apresentados vários métodos para aliviar as tensões residuais, sendo os três primeiros, mecânicos e os demais, térmicos.

Tabela 4 – Métodos para aliviar as tensões residuais.

| Procedimentos | Descrição | Características | Limitações |
|---------------------------------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------|
| Martelamento | Martelamento do metal depositado e de suas adjacências durante ou após a soldagem. | Método simples e pode causar refino de grão. | Inadequado para materiais de baixa ductilidade. |
| Encruamento | A junta soldada é deformada plasticamente pela aplicação de cargas de tração. | Bastante eficiente para tanques esféricos e tubulações. | Inadequado para estruturas complicadas pela dificuldade de aplicar tensões uniformes. |
| Vibração | Vibrações são aplicadas na estrutura causando uma ressonância de baixa frequência o que ocasiona deformação plástica parcial da estrutura e alívio de tensões. | Operação simples. | Inadequado para chapas grossas ou grandes estruturas. Alívio de tensões não é uniforme. |
| Recozimento para alívio de tensões | Aquecimento a 600-700 °C (aços ferríticos) ou 900 °C (aços austeníticos) seguido de resfriamento lento. Pode ser local ou total. | Muito utilizado e bastante eficiente. | Inaplicável para grandes estruturas e difícil de ser executado no campo. Custo elevado. |
| Recozimento a alta temperatura | Aquecimento a 900-950 °C (aços ferríticos) seguido de resfriamento lento. Pode ser local ou total. | Podem eliminar completamente as tensões residuais. | Inaplicável para grandes estruturas e difícil de ser executado no campo. Custo elevado. |
| Alívio de tensões a baixa temperatura | Aquecimento do local da solda a 150-200 °C em uma largura total de 60 a 130 mm. | Adequado para grandes estruturas. | O alívio de tensões é baixo. |

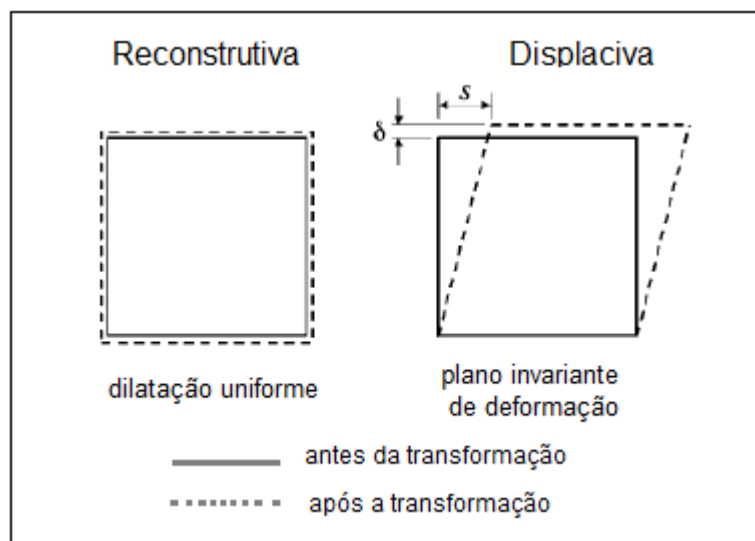
Fonte: adaptado de Okumura & Taniguchi (1982).

3.5 Transformação Martensítica a baixa temperatura

Foi visto na seção 3.3.1 que as transformações de fases afetam a geração de tensões residuais na soldagem. A maioria das transformações de fases acontecem com ocorrência de aumento de volume, que tem um efeito capaz de balancear a contração, maior causa das tensões residuais trativas no metal de solda.

Segundo Bhadeshia (2004) as transformações nos aços podem ocorrer de duas formas: reconstitutiva ou displaciva. A primeira se desenvolve através de mecanismo de difusão de todos os átomos, tanto na nucleação quanto no crescimento de grão. As transformações displacivas ocorrem sem difusão ou com difusão parcial, além do aumento de volume, apresentam também uma componente cisalhante e normalmente com estruturas agulhadas. Na Figura 25 é possível observar uma analogia com esses tipos de transformações. Na transformação reconstitutiva ocorre uma expansão isotrópica, na displaciva é verificado além da dilatação δ , um componente de deformação s .

Figura 25 – Tipos de transformação a) reconstitutiva e b) displaciva.



Fonte: Bhadeshia (2004).

Como exemplos de transformações reconstitutivas temos a ferrita proeutetóide, a perlita, a ferrita alotriomórfica, dentre outras. As transformações displacivas são a bainita, a ferrita acicular, a ferrita de Widmanstätten e a Martensita. Na Tabela 5 são apresentados os valores dos componentes de deformação e de dilatação.

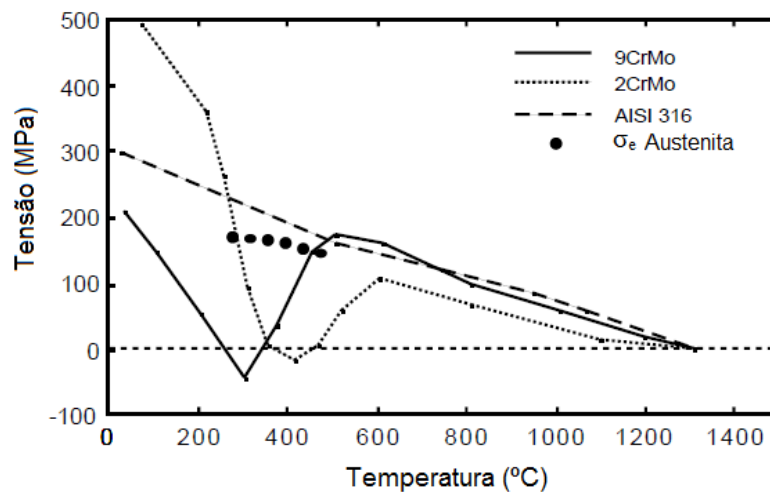
Tabela 5 – Valores aproximados da deformação cisalhante s e deformação dilatacional δ para uma variedade de produtos da transformação nos aços.

| Transformação | s | δ | Morfologia |
|--------------------------|------|----------|--------------|
| Ferrita de Widmanstatten | 0,36 | 0,03 | Placas finas |
| Bainita | 0,26 | 0,03 | Placas finas |
| Martensita | 0,24 | 0,03 | Placas finas |
| Ferrita alotriomórfica | 0 | 0,03 | Irregular |
| Ferrita idiomórfica | 0 | 0,03 | equiaxial |

Fonte: Bhadeshia (2004).

As deformações cisalhantes e de dilatação tem efeito de anular as tensões residuais de tração, que são geradas em soldagem principalmente pelo mecanismo da contração, porém muitas destas transformações ocorrem quando a temperatura do material ainda se encontra elevada, e a contração volta a agir, provocando ainda assim um estado de tensão residual trativo, resultando em pequeno ou nenhum efeito nestas. Entretanto, quando estas transformações ocorrem em temperaturas relativamente baixas, cerca de 200 °C é notável o efeito nas tensões residuais. Na Figura 26 é apresentada uma comparação do efeito das transformações fases de três aços diferentes nas tensões residuais, e pode ser verificado que mesmo transformando em temperaturas por volta de 300 °C, o aço martensítico apresenta ao final do resfriamento o menor nível de tensão residual trativa, sendo o austenítico e o bainítico com valores de aproximadamente de 300 MPa e 500 MPa, respectivamente.

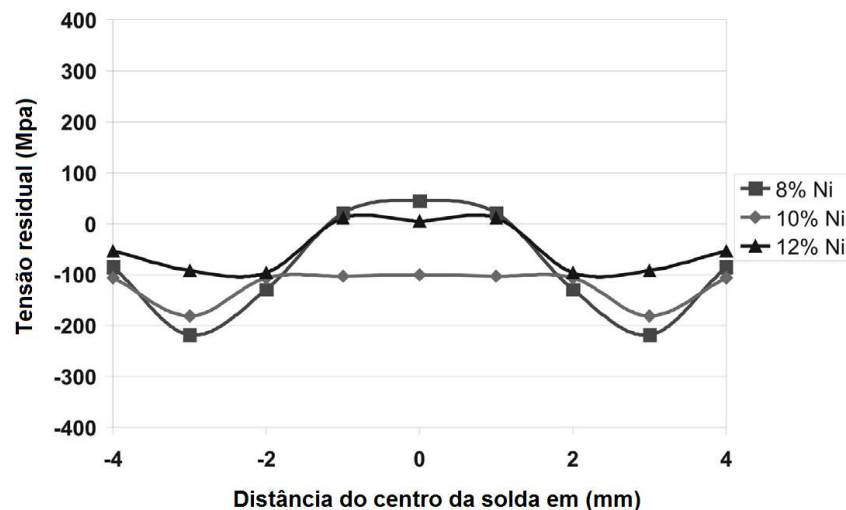
Figura 26 – Tensão axial durante o resfriamento de amostra com restrição uniaxial de aço martensítico (9Cr1Mo), bainítico (2½Cr1Mo) e austenítico (AISI 316). Também está plotado a tensão de escoamento da austenita.



Fonte: Shipway & Bhadeshia (1995).

Vários pesquisadores vêm estudando os efeitos nas tensões residuais de soldagem quando da aplicação de metais de solda que sofrem transformação martensítica a baixa temperatura como metal de solda. Kannengiesser e Kromm (2009) utilizaram três aços CrNi com baixa temperatura de transformação martensítica em soldagem, o primeiro com Ms de 184 °C (8% Ni), outro com Ms de 90 °C (10 %Ni) e finalmente um com Ms de 39°C (12 %Ni), e encontraram bons resultados nos níveis de tensões residuais na direção longitudinal (Figura 27). Aquele com 8% de níquel apresentou tensão residual trativa, enquanto o com 10% Ni se apresentou compressivo, isso no metal de solda, centro da figura.

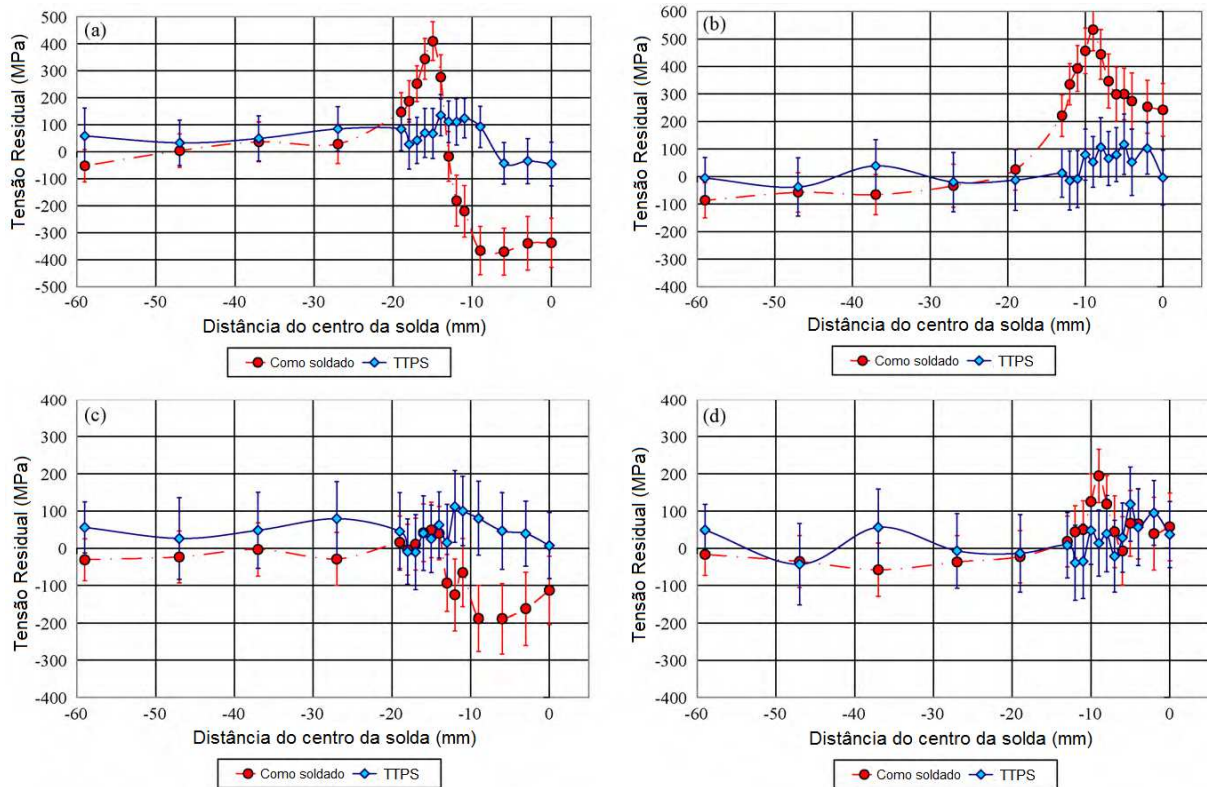
Figura 27 – Tensão residual longitudinal na fase martensítica.



Fonte: Kannengiesser e Kromm (2009).

Thibault *et al* (2010) caracterizaram as tensões residuais em uma soldagem com metal de adição de baixa temperatura de transformação martensítica 13%Cr-4%Ni, material similar ao usado neste trabalho. Um dos métodos de medição utilizado para medição das tensões foi a difração de nêutrons. As tensões residuais foram medidas no material nas condições como soldado e após um tratamento térmico pós soldagem (TTPS). Na Figura 28 é apresentado a comparação das tensões residuais nas duas condições, e nas direções longitudinal e transversal, na superfície e no meio da junta. É possível observar que os resultados na superfície foram melhores que no meio da junta, principalmente na direção transversal.

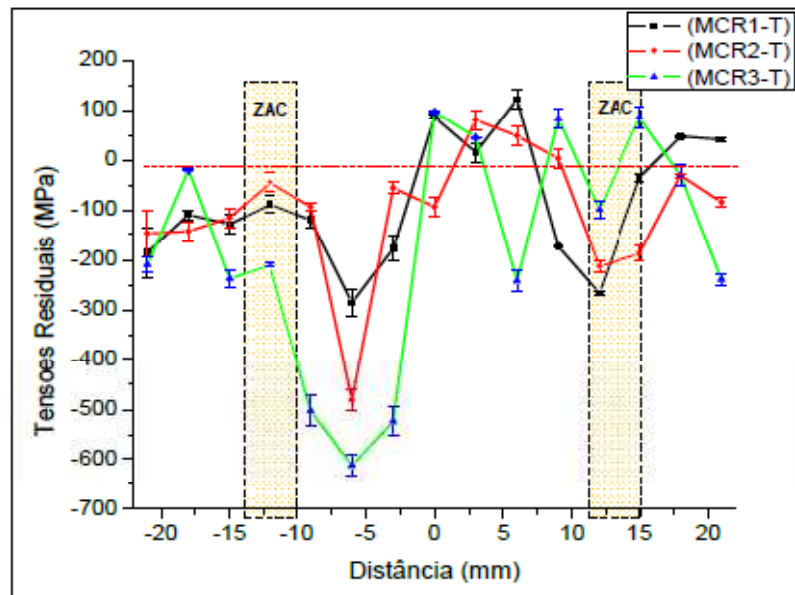
Figura 28 – Tensões residuais – material como soldado e após TTPS a) Longitudinal na superfície b) longitudinal meio c) transversal superfície d) transversal meio.



Fonte: Thibault *et al* (2010).

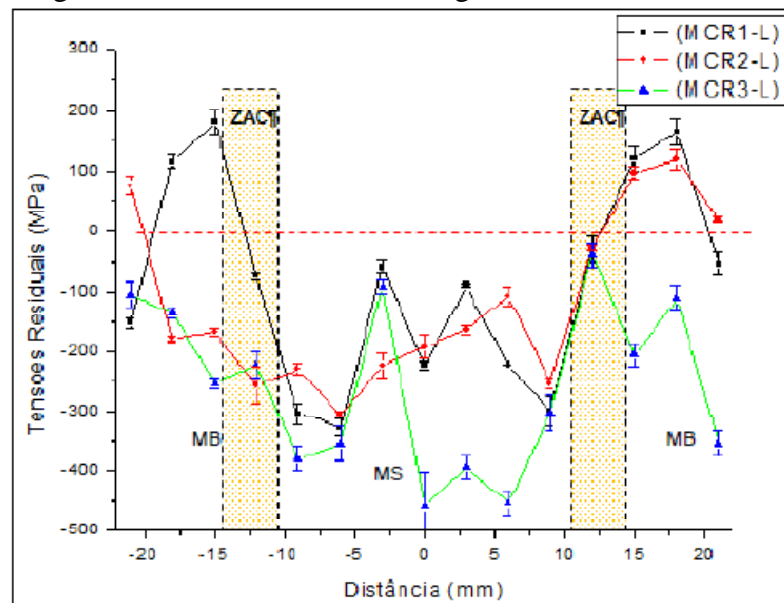
Tavares (2013) utilizando mesmo metal de adição usado neste trabalho mediu as tensões residuais longitudinais e transversais na superfície, através de difração de raios-X, e encontrou tensões de compressão e de tração na direção transversal e tensões de compressão na longitudinal. Nas Figuras 29 e 30 são apresentados os resultados, onde MCR é a abreviação de amostra Martensítica com Restrição.

Figura 29 – Tensões Residuais transversais.



Fonte: Tavares (2013).

Figura 30 – Tensões residuais longitudinais.



Fonte: Tavares (2013).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais e Equipamentos

Nesta seção são apresentados os materiais utilizados no trabalho, como metal de base e tratamento térmico realizado e os metais de adição utilizados na soldagem das juntas produzidas.

4.1.1 Metal de Base

O metal de base utilizado neste trabalho foi o Aço ABNT 4140, também conhecido como 42CrMo4 segundo a Norma DIN. Esse aço foi selecionado por causa da sua boa temperabilidade no óleo. A composição química do Aço ABNT 4140, medida por espectrometria de emissão óptica é apresentada na Tabela 6.

Tabela 6 – Composição química do aço ABNT 4140 medida por espectrometria (% peso).

| C | Mn | Si | Cr | Mo | S | P | Ni |
|------|------|------|------|------|-------|-------|------|
| 0,39 | 0,82 | 0,24 | 0,83 | 0,22 | 0,006 | 0,010 | 0,09 |

Fonte: Elaborada pelo autor.

Segundo Silva & Mei (2010) o sistema de classificação de aços empregado pela ABNT (NBR NM 87) é basicamente o mesmo usado pelo AISI (*American Iron and Steel Institute*) e pela SAE (*Society of Automotive Engineers*), portanto as classificações AISI 4140 e SAE 4140 são equivalentes à ABNT 4140.

4.1.2 Tratamento Térmico

O metal de base, o aço ABNT 4140 foi temperado e revenido, buscando atingir uma dureza de 40 HRC \pm 2. Esse tratamento térmico visa obter no metal de base propriedades mecânicas semelhantes às do metal de solda martensítico a baixa temperatura.

4.1.3 Metal de Adição

Como metais de adição foram utilizados os seguintes arames tubulares: aço inoxidável martensítico, aço inoxidável austenítico e um aço baixa liga. Logo abaixo na Tabela 7 é detalhado a designação conforme a norma e a composição química de cada um.

Tabela 7 – Composição química dos metais de adição (% peso).

| Arames Tubulares | C | N | Mn | Si | Cr | Ni | Mo | Co | P | S |
|----------------------------|------|------|------|-----|------|------|------|----|------|------|
| AWS A5.22 E410NiMo T0-3 | 0,04 | 0,12 | 1,2 | 0,7 | 12,5 | 4,0 | 0,40 | - | - | - |
| AWS A5.22 E308L T1-4 | 0,04 | - | 1,5 | 1,0 | 18,5 | 10,0 | 0,75 | - | 0,04 | 0,03 |
| AWS A5.29 E81T1 B2 | 0,08 | - | 1,25 | 0,8 | 1,25 | - | 0,5 | - | 0,03 | 0,03 |

Fonte: Fabricantes.

4.1.4 Equipamentos utilizados

4.1.4.1 Usinagem e tratamento térmico

Na usinagem e tratamento térmico para confecção das amostras a serem soldadas foram usados os equipamentos abaixo:

- Plaina limadora zocca 900;
- Fresadora Vertical NATAL;
- Forno mufla modelo EGH-2030 BRASIMET de 5,6 kW;
- Forno mufla modelo 5867 FORNITEC de 6,6 kW.

4.1.4.2 Soldagem dos corpos de prova

Na confecção das juntas soldadas foram utilizados os equipamentos listados abaixo:

- Bancada MIG/MAG automatizada composta de: robô industrial e mesa auxiliar para o posicionamento da tocha e deslocamento automático durante a

soldagem, fonte eletrônica multiprocesso com capacidade para 450 A equipada com interface de comunicação com o robô, tocha de soldagem MIG/MAG e alimentador de arame, sistema de aquisição de dados para a obtenção das características dinâmicas do arco (tensão e corrente de soldagem) operando em frequência de 9600 Hz (Figura 31);

- Grampos de fixação;
- Maçarico com cilindros de oxigênio e acetileno para realização de preaquecimento;
- Termômetro infravermelho ICEL TD-961;
- Esmerilhadeira e escova de aço para limpeza da escória.

Figura 31 – Robô KUKA utilizado na soldagem das juntas.



Fonte: própria.

4.1.4.3 Medição das Tensões Residuais

Para a medição das tensões residuais foram utilizados os equipamentos listados abaixo, todos pertencentes ao Laboratório de Análise de Tensões da Universidade Federal Fluminense (LAT/UFF):

- Sistema de polimento eletrolítico com solução saturada de cloreto de sódio;
- Analisador de tensões X-stress3000.

4.1.4.4 Preparação e Caracterização Microestrutural

Os seguintes equipamentos foram utilizados:

- Equipamento para corte metalográfico;
- Lixadeira e politriz rotativa;
- Soprador térmico;
- Máquina fotográfica digital;
- Estereomicroscópio;
- Microscópio ótico ZEISS Imager.M2m;
- Microscópio eletrônico de varredura (MEV) Phillips XL 30;
- Microscópio eletrônico de varredura (MEV) VEGA TESCAN.

4.1.4.5 Ensaios Mecânicos

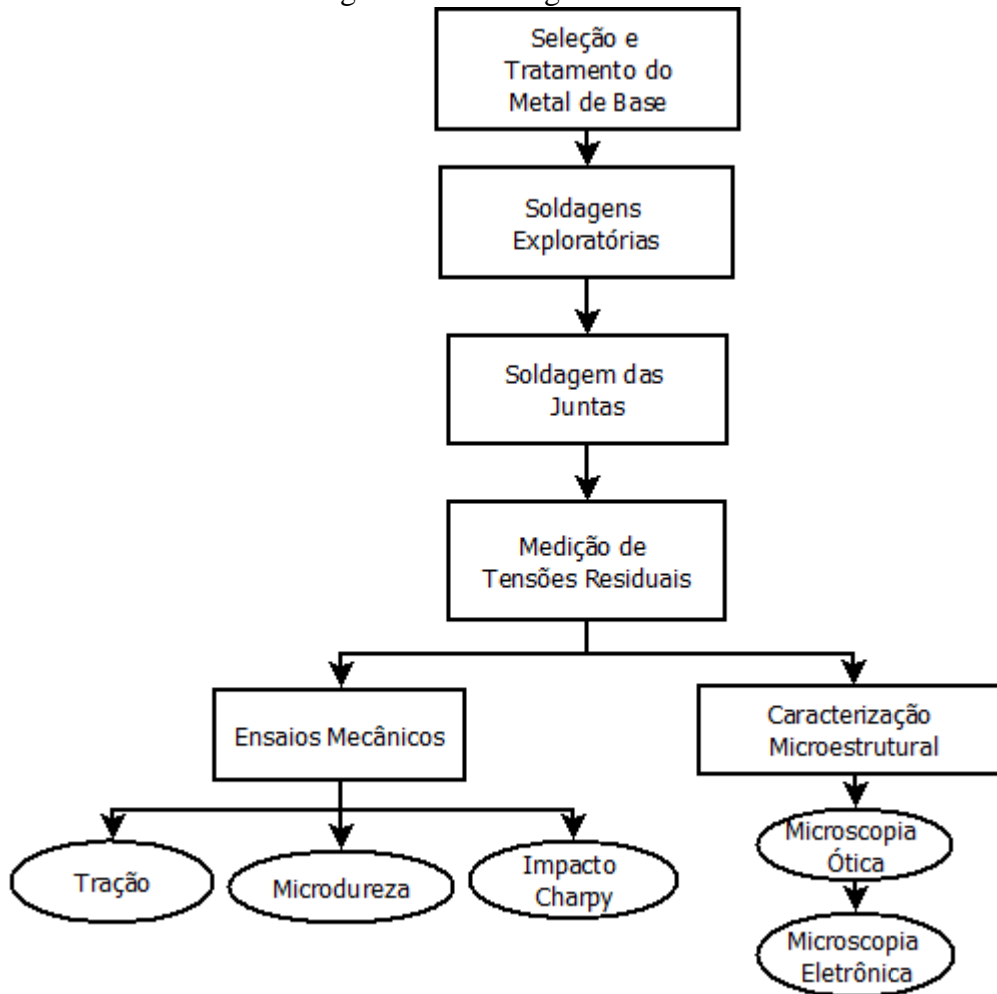
Os seguintes equipamentos foram utilizados:

- Máquina universal para ensaio Charpy;
- Máquina de ensaio de tração INSTRON;
- Máquina de ensaio de tração EMIC.
- Microdurômetro Shimadzu.

4.2 Metodologia

A metodologia seguida neste trabalho está apresentada na Figura 32. A primeira etapa consistiu em selecionar e beneficiar o metal de base. O aço selecionado foi o aço ABNT 4140 que tem vasta aplicação industrial, principalmente por ter uma boa temperabilidade em função dos elementos de liga Cr e Mo presentes na sua composição. Em seguida partiu-se para as soldagens exploratórias com simples deposição para o levantamento de parâmetros. Com a definição dos parâmetros, foram confeccionadas as juntas soldadas, que foram utilizadas para a realização de ensaios de tensões residuais, ensaios mecânicos e caracterização microestrutural.

Figura 32 – Fluxograma de atividades.



Fonte: Elaborado pelo autor.

4.2.1 Seleção e tratamento do metal de base

O metal de base selecionado foi o aço ABNT 4140, que é classificado como um aço baixa liga CrMo com aplicações em construção mecânica após beneficiamento por tratamento térmico. Para a obtenção de uma continuidade de propriedades na junta soldada deste aço com metal de adição de baixa temperatura de transformação martensítica, foram então realizados tratamentos térmicos de têmpera e revenimento.

Os parâmetros do tratamento térmico estão indicados na Tabela 8.

Tabela 8 – Parâmetros de Tratamento térmico.

| Tratamento | Temperatura (°C) | Tempo (h) | Meio de Resfriamento |
|-------------|------------------|-----------|----------------------|
| Têmpera | 860 | 1 | Óleo |
| Revenimento | 480 | 1 | Ao ar |

Fonte: Elaborado pelo autor.

Esse tratamento térmico visou atingir no metal de base uma dureza média aproximada de 380 a 420 HV.

Os fornos utilizados para realização dos tratamentos térmicos foram os seguintes:

- Forno Mufla modelo EGH-2030 BRASIMET de 5,6 kW (Figura 33);
- Forno mufla modelo 5867 FORNITEC de 6,6 kW;

Os fornos utilizados pertencem ao Laboratório de Tratamentos Térmicos da Universidade de Fortaleza (Unifor). Logo após a têmpera, com a peça a aproximadamente 70 °C seguiu-se com o revenimento.

Após os tratamentos de têmpera e revenimento, com a peça em temperatura ambiente foram realizadas medições de dureza, visando a verificação dos resultados.

Figura 33 – a) Forno BRASIMET utilizado na têmpera; b) Resfriamento em óleo.



Fonte: Laboratório de Tratamentos Térmicos da UNIFOR.

4.2.2 Soldagens exploratórias

Nesta etapa foram realizadas diversas soldagens de simples deposição buscando levantar parâmetros adequados de tensão, corrente elétrica, velocidade de soldagem, velocidade de alimentação e DBCP, capazes de propiciar boa estabilidade ao arco, alta taxa de deposição e bom acabamento superficial.

Na Tabela 9 são mostradas as faixas de parâmetros utilizados neste estudo.

Tabela 9 – Parâmetros testados para soldagem das juntas.

| | |
|---------------------------|------------------|
| Tensão de soldagem | 20 – 35 V |
| Corrente de Soldagem | 170 – 250 A |
| Velocidade de Soldagem | 0,25 – 0,5 m/min |
| Velocidade de alimentação | 4 – 9 m/min |
| DBCP | 20 – 35 mm |

Fonte: própria.

Foi utilizado a fonte de soldagem no modo tensão constante e realizando o ajuste automático da corrente de soldagem.

Após várias soldagens de simples deposição, chegou-se a cordões de solda com aspecto satisfatório. Estes foram cortados na sua seção transversal e lixados com as lixas de granulação nº 100, 200 e 400, para verificação de possíveis falhas como porosidades, falta de fusão e trincas. Não foram encontrados defeitos internos nas regiões analisadas.

A energia de soldagem foi calculada a partir dos parâmetros levantados e usando a Equação 19.

$$E = \eta \frac{U \cdot I \cdot 60}{v \cdot 1000} \quad \text{Equação (19)}$$

Onde:

E = energia de soldagem (kJ/mm);

η = rendimento térmico do processo;

U = tensão de soldagem (V);

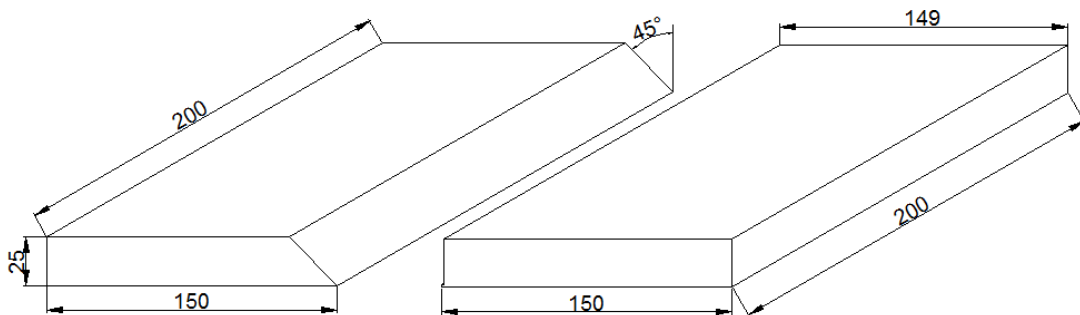
I = corrente de soldagem (A);

v = velocidade de soldagem (m/min);

4.2.3 Soldagem das Juntas

A soldagem das juntas foi realizada com base nos parâmetros levantados na etapa de soldagens exploratórias de simples deposição. Foi utilizado o processo Arame tubular de forma automática e a chapa de aço 4140 com espessura de 25 mm para produzir uma junta de topo com chanfro em meio V. Na Figura 34 são mostradas as dimensões e geometria utilizada.

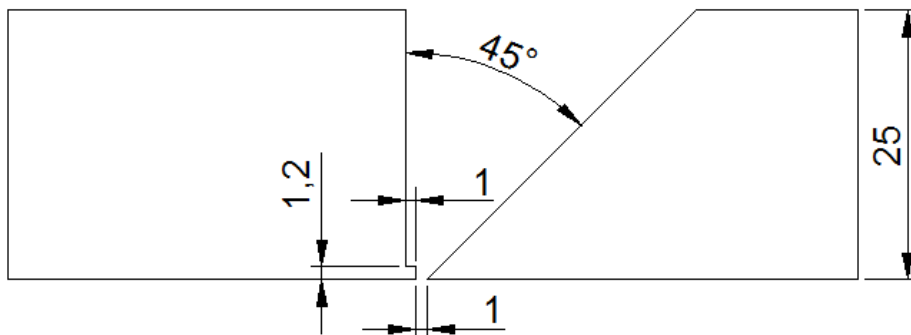
Figura 34 – Dimensões em milímetros e geometria da junta.



Fonte: própria.

Na Figura 35 é possível visualizar em destaque a geometria do chanfro, que foi definida meio “V” para possibilitar a realização de ensaio Charpy na ZTA do lado reto.

Figura 35 – Geometria do chanfro.



Fonte: própria.

Como se trata de uma chapa grossa, que para seu preenchimento é previsto um número considerável de passes, foi necessário realizar a soldagem com um bom sistema de restrição. Para isto foram utilizados grampos mecânicos posicionados conforme Figura 36. A restrição também tem a função de não permitir que o material deforme livremente e conseqüentemente relaxe as tensões residuais.

Figura 36 – Sistema de fixação na soldagem de juntas.



Fonte: própria.

Foram confeccionadas três juntas, utilizando o mesmo metal de base, o aço ABNT 4140 e três consumíveis diferentes. A junta confeccionada com metal de adição que sofre transformação martensítica a baixa temperatura foi denominada MBT, a junta confeccionada com metal de adição de aço inoxidável austenítico denominada A308 e a terceira junta produzida com metal de adição de aço baixa liga, denominada BL. Abaixo na Tabela 10 estão especificados as características dos consumíveis e os parâmetros de soldagem utilizados.

Tabela 10 – Características dos consumíveis e parâmetros de soldagem das juntas.

| Junta | Ø (mm) | Gás | U (V) | I (A) | v (mm/s) | Valim (m/min) | DBCP (mm) | Energia (kJ/mm) |
|-------|-----------|--------------------------|-------|-------|-------------|------------------|--------------|--------------------|
| MBT | 1,6 | Autoprottegido | 28,8 | 200 | 5 | 5,6 | 35 | 1,15 |
| BL | 1,2 | 75%Ar+25%CO ₂ | 27 | 180 | 4,7 | 7 | 20 | 1,04 |
| A308 | 1,2 | 75%Ar+25%CO ₂ | 30 | 190 | 5 | 10 | 20 | 1,14 |

Fonte: própria.

Baseado na norma PETROBRAS N-133N SOLDAGEM (2013), foram utilizadas temperaturas de preaquecimento e interpasse de 215 °C (±15). Para o aquecimento foi utilizado um maçarico com cilindros de oxigênio e acetileno conforme Figura 37.

Figura 37 – Preaquecimento na soldagem multipasse.



Fonte: própria.

Para a medição e controle das temperaturas de preaquecimento e interpasse foi utilizado um Termômetro infravermelho da marca ICCEL modelo TD-961.

Abaixo na Figura 38 é mostrado o posicionamento da tocha para o início do processo de soldagem.

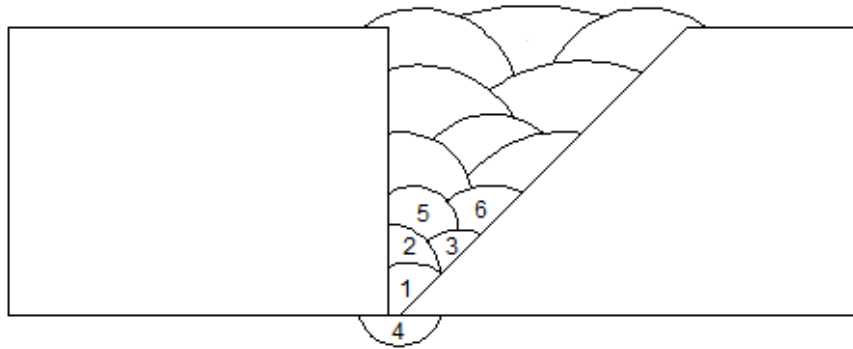
Figura 38 – Posicionamento no início da soldagem.



Fonte: própria.

Na soldagem das juntas não se conseguiu penetração total no passe de raiz, portanto a seqüência de deposição teve o quarto passe sendo realizado na parte inferior da junta para recomposição da raiz. Na Figura 39 é apresentada a seqüência de deposição, onde no quarto passe a peça foi virada, e após este, virada novamente para realização dos passes posteriores. A Figura 39 não mostra o número de passes realizados em cada junta, mas apenas a seqüência inicial destes.

Figura 39 – Seqüência inicial de deposição - Soldagem das juntas.



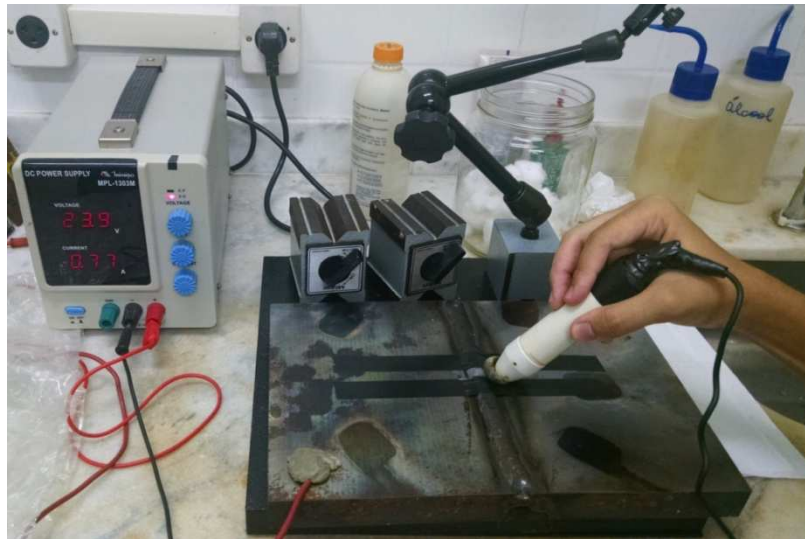
Fonte: própria.

4.2.4 Medição de Tensões Residuais

O método utilizado para a medição das tensões residuais nas três juntas soldadas foi a difração de raios-X. Para a realização das medições de forma correta foi preciso realizar um polimento localizado na superfície das amostras, promovendo a remoção de óxidos. Para a remoção da camada de óxidos foi utilizado um sistema de polimento eletrolítico com solução saturada de cloreto de sódio apresentado na Figura 40. Os valores de tensão e corrente utilizados foram aproximadamente 24 V e 0,8 A, respectivamente, e o tempo variável.

Para a medição das tensões residuais foi usado um equipamento analisador de tensões *X-stress3000* (Figura 41), no qual para determinar os valores de pico de difração em função do ângulo ψ , selecionam-se os ângulos ψ que se pretende medir. É recomendável selecionar no mínimo cinco ângulos. Após a determinação dos valores de pico de difração relativos a cada um dos ângulos ψ escolhidos, o programa determina o declive da curva que se ajusta a esses pontos (2θ vs. $\sin^2\psi$) e o valor da tensão, bem como a incerteza subjacente.

Figura 40 – Polimento Eletrolítico.



Fonte: LAT/UFF.

No presente trabalho foi utilizado um tubo de Cr, com os parâmetros apresentados na Tabela 11.

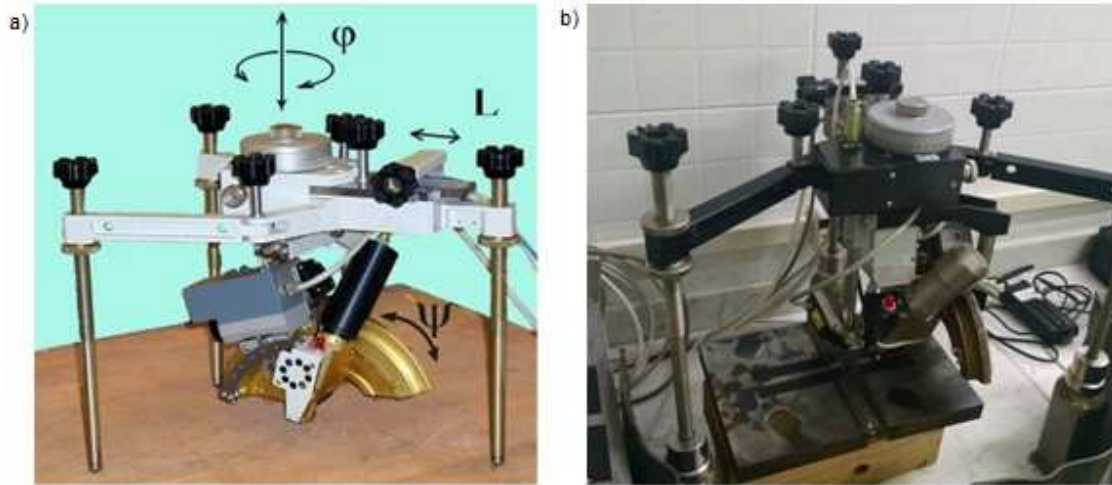
Nas juntas MBT (martensita a baixa temperatura) e BL (baixa liga), as tensões residuais foram analisadas por difração de raios-X, pelo método do $\text{sen}^2\psi$, usando radiação $\text{CrK}\alpha$ ($\lambda_{\text{CrK}\alpha} = 2,29092\text{\AA}$) difratando o plano $\{211\}$, na junta A308 (austenita), as tensões residuais foram analisadas pelo mesmo método, mas usando radiação $\text{CrK}\beta$ ($\lambda_{\text{CrK}\beta} = 2,0848\text{\AA}$) difratando o plano $\{311\}$.

Tabela 11 - Parâmetros utilizados no sistema de análise das tensões residuais.

| Parâmetros | MBT e BL | A308 |
|------------------------------------------------------|------------------------------------------------------|------------------------------------------------------|
| Ângulo de incidência (2θ) | $156,8^\circ$ | $148,52^\circ$ |
| Plano de difração $\{hkl\}$ | $\{211\}$ | $\{311\}$ |
| Radiação | $\text{CrK}\alpha$ | $\text{CrK}\beta$ |
| Comprimento de onda (λ) $\text{CrK}\alpha$ | $2,29092\text{\AA}$ | $2,0848\text{\AA}$ |
| Corrente (mA) | 6,7 | 6,7 |
| Tensão (kV) | 30 | 30 |
| Inclinação ψ | $0^\circ, 18^\circ, 27^\circ, 33^\circ$ e 45° | $0^\circ, 18^\circ, 27^\circ, 33^\circ$ e 45° |
| Tempo de exposição (s) | 10 | 10 |

Fonte: LAT/UFF.

Figura 41 – a) Analisador de tensões *X-stress3000* b) Posicionamento do equipamento sobre a amostra.

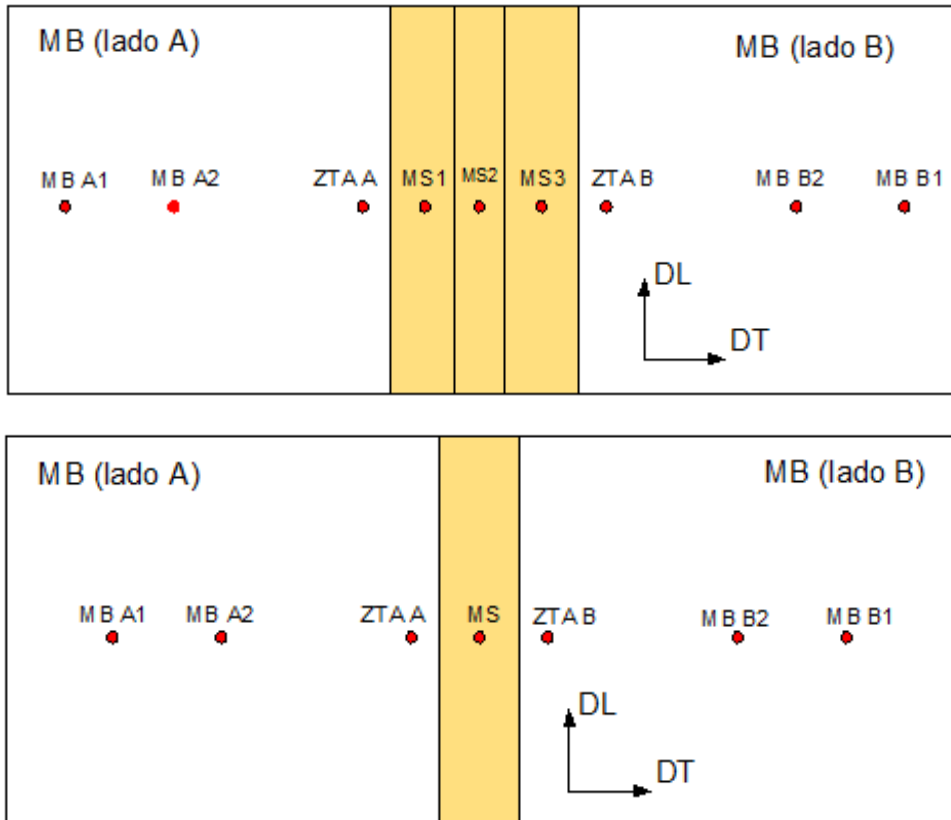


Fonte: LAT/UFF.

As tensões residuais foram medidas em duas direções em relação ao cordão de solda, transversal e longitudinal. A diferença da medida transversal para a longitudinal é uma rotação de 90° no ângulo ϕ .

Nas juntas MBT e A308 foram medidos nove pontos no seu topo: dois no metal de base de cada lado, um na ZTA de cada lado e um no centro de cada cordão. Na raiz das juntas MBT, A308 e BL foram medidos sete pontos: dois no metal de base de cada lado, um ponto na ZTA de cada lado e um ponto no centro do cordão. A posição desses pontos é apresentada na Figura 42. O lado “A” trata-se da chapa do metal de base com ângulo de chanfro 0° (lado reto) e o lado “B” com ângulo de chanfro 45° .

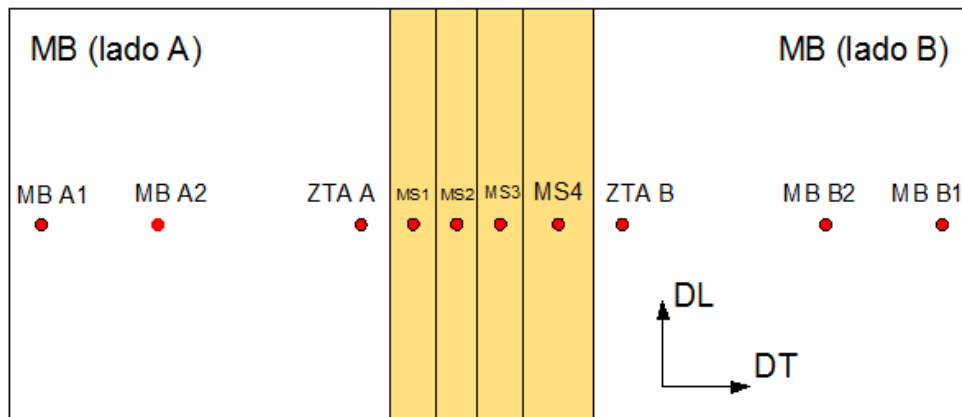
Figura 42 – Pontos de medições de Tensões a) topo das juntas MBT e A308, b) raiz das juntas MBT, A308 e BL.



Fonte: própria.

No topo da junta BL foram medidos dez pontos. Esse ponto de medição a mais que as outras juntas se deve ao acabamento dessa junta, que ficou com quatro cordões. Na Figura 43 é possível observar os pontos medidos.

Figura 43 – Pontos de medições de tensões no topo da junta BL.



Fonte: própria.

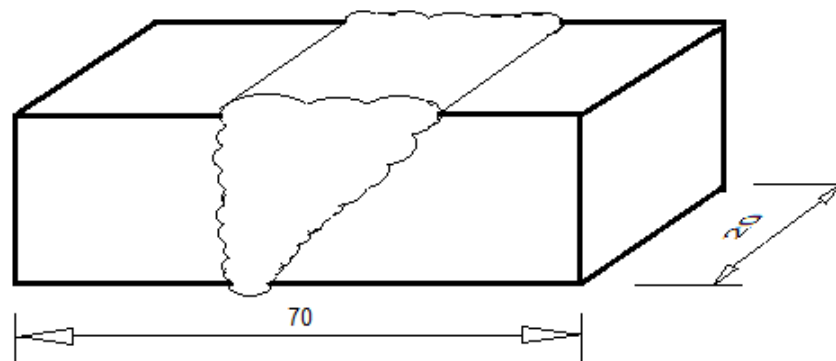
4.2.5 Caracterização Microestrutural

4.2.5.1 Microscopia ótica

Para a preparação de amostras, inicialmente foram retiradas seções completas das juntas soldadas com dimensões de 70x20 mm conforme Figura 44, em seguida, a etapa de preparação metalográfica consistiu de lixamento utilizando lixadeira rotativa e lixas com granulação de 100, 200, 400, 600 e 1200. Após o lixamento foi realizado um polimento com pasta de diamante de 6, 3 e 1 μm e ataque químico com os reagentes nital e ácido crômico eletrolítico.

Os exames metalográficos foram realizados no metal de base, na zona termicamente afetada (ZTA) e na zona fundida (ZF) através de um Microscópio ótico ZEISS Imager.M2m com câmera digital acoplada e sistema de aquisição de imagem.

Figura 44 – Amostra para microscopia ótica e MEV.



Fonte: própria.

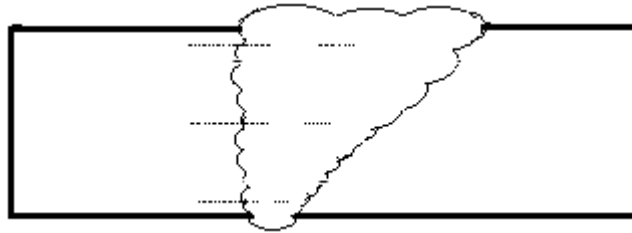
4.2.5.2 Microscopia Eletrônica de Varredura

Foram realizadas imagens da microestrutura das regiões da zona fundida, da zona termicamente afetada e do metal de base das três juntas soldadas. Para o levantamento das imagens nesta etapa, foram usadas as mesmas amostras da microscopia ótica, com os microscópios eletrônicos de varredura (MEVs) Phillips XL 30 e VEJA TESCAN operando com 20 kV e 25 kV, detector SE e acoplado com sistema de análise de energia dispersiva de raios-X.

4.2.5.3 Microdureza

Os perfis de microdureza vickers foram levantados através de um microdurômetro shimadzu compreendendo as regiões do metal de base, zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF). Na Figura 45 são mostradas as linhas de referência onde foram levantados os perfis de microdureza na seção das juntas, a primeira linha a 2 mm do topo da chapa (metal de base), a segunda linha no meio da chapa e finalmente a última a 2 mm da superfície inferior da chapa. Também foram realizadas medições nas mesmas alturas e no centro do metal de solda, a fim de levantar o valor médio de dureza. A carga utilizada foi de 100 g para as juntas A308 e BL e 200 g para a junta MBT. Todas com um espaçamento entre impressões de 0,2 mm e tempo de carga de 10 segundos.

Figura 45 – Regiões de levantamento dos perfis de microdureza das juntas.



Fonte: própria.

Além de microdureza também foram levantados os valores médios de dureza no metal de base, zona termicamente afetada e metal de solda de cada junta.

4.2.6 Ensaios Mecânicos

A seguir são especificados os procedimentos para a realização dos ensaios de resistência à tração e impacto charpy-V, bem como as normas utilizadas. Para cada situação ensaiada foram produzidos três corpos de prova.

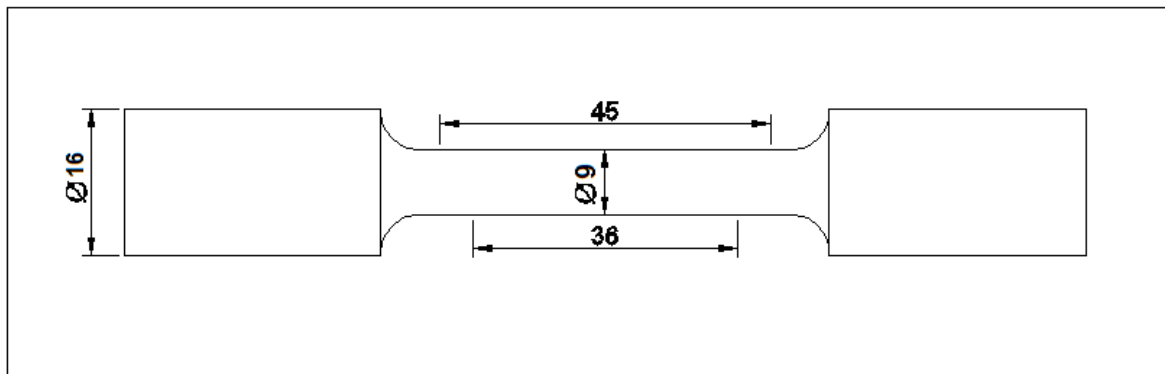
4.2.6.1 Ensaio de Tração

Para o levantamento dos valores de resistência à tração e limite de escoamento, foram realizados ensaios de tração em corpos de prova retirados das três juntas produzidas.

Para cada junta foram usinados três corpos de prova e conseqüentemente realizados três ensaios, repetidos nas mesmas condições. Nesta etapa foi utilizada uma máquina universal de ensaios da marca EMIC, pertencente ao laboratório de ensaios mecânicos da UFC.

Os procedimentos do ensaio, a geometria do corpo de prova e suas dimensões seguiram a Norma ASTM E8/E8M – 13a. Abaixo na Figura 46 está apresentado o desenho técnico do corpo de prova e suas dimensões.

Figura 46 – Corpo de prova para ensaio de tração

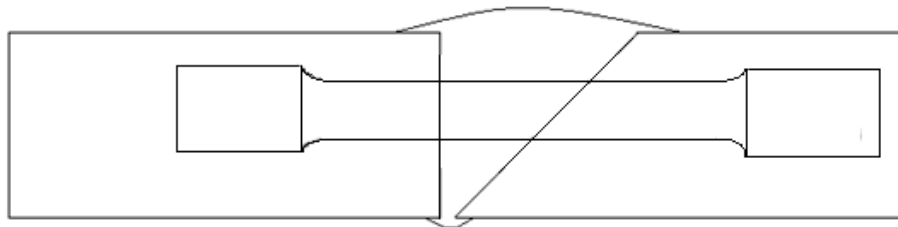


Fonte: própria.

Pela Figura 46 podemos observar que foi utilizado um corpo de prova com 9 mm de diâmetro no corpo central e comprimento útil de 36 mm, já o raio de concordância foi de 8 mm, estas medidas são para um corpo de prova reduzido.

A posição de retirada do corpo de prova em relação à junta soldada foi da região central da seção, contemplando o enchimento da solda. A Figura 47 destaca esta posição. A distância da face superior do metal de base para a o corpo central do corpo de prova foi de aproximadamente 7 mm.

Figura 47 – Posição do corpo de prova de tração em relação à junta soldada.

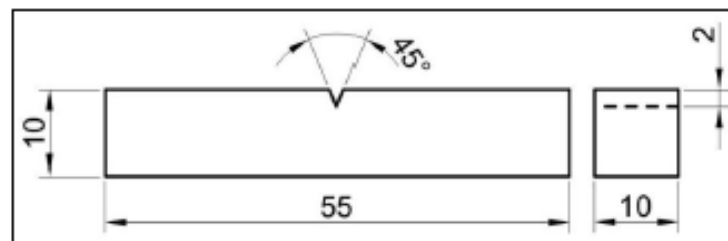


Fonte: própria.

4.2.6.2 Ensaio de Impacto Charpy-V

Os ensaios de impacto Charpy-V foram realizados de acordo com a norma ASTM E23. Três regiões das juntas foram avaliadas, o metal de base, a ZTA reta e o metal de solda. A Figura 48 mostra o desenho do corpo de prova e suas respectivas dimensões. Este foi usinado observando as tolerâncias especificadas na norma e seu entalhe produzido por uma brochadeira. A conferência das dimensões do raio e profundidade do entalhe foi feita através de um projetor de perfil.

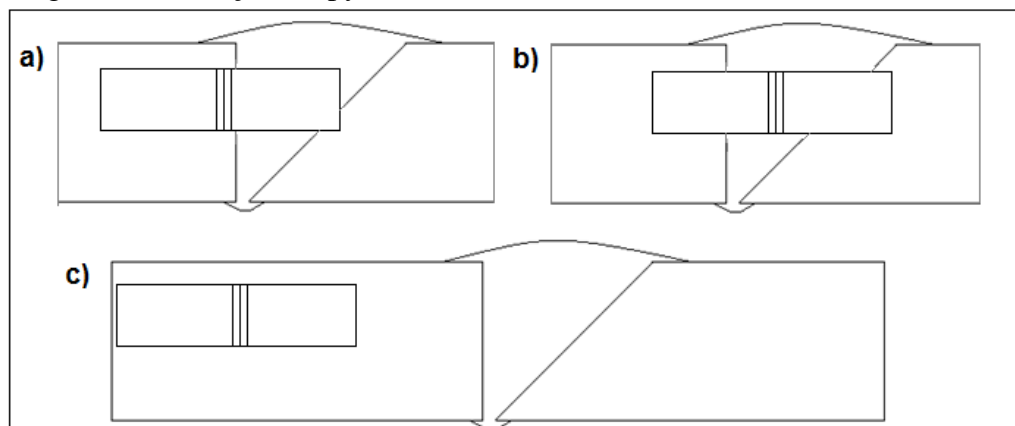
Figura 48 – Corpo de prova Charpy-V.



Fonte: Norma ASTM E23.

As posições de retirada do corpo de prova Charpy-V em relação à junta soldada, bem como a localização do entalhe são mostradas na Figura 49. Na ZTA o entalhe foi posicionado a aproximadamente 1 mm da linha de fusão, e no MS posicionado no centro. A altura da superfície superior da chapa (MB) para o corpo de prova Charpy foi de 2 mm.

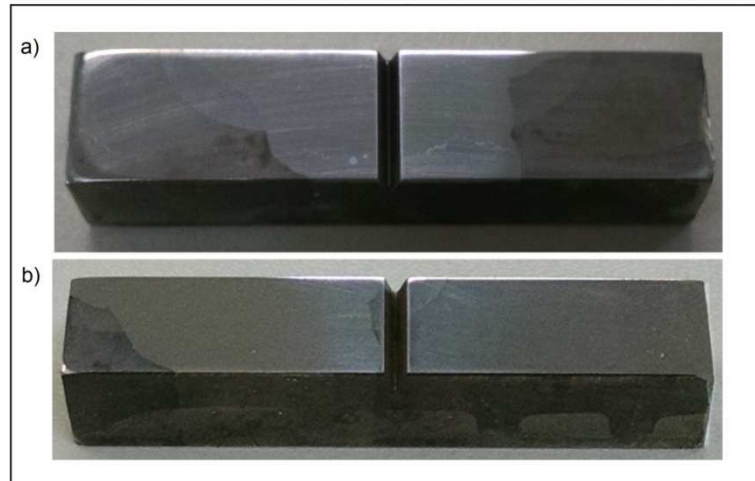
Figura 49 – Posição Charpy-V, a) entalhe na ZTA; b) entalhe na MS; c) no MB.



Fonte: própria.

Na Figura 50 são mostradas as fotos dos corpos de prova, no qual é possível visualizar as posições dos entalhes.

Figura 50 – Foto dos corpos de prova charpy-V a) entalhe na solda e b) na ZTA.



Fonte: própria.

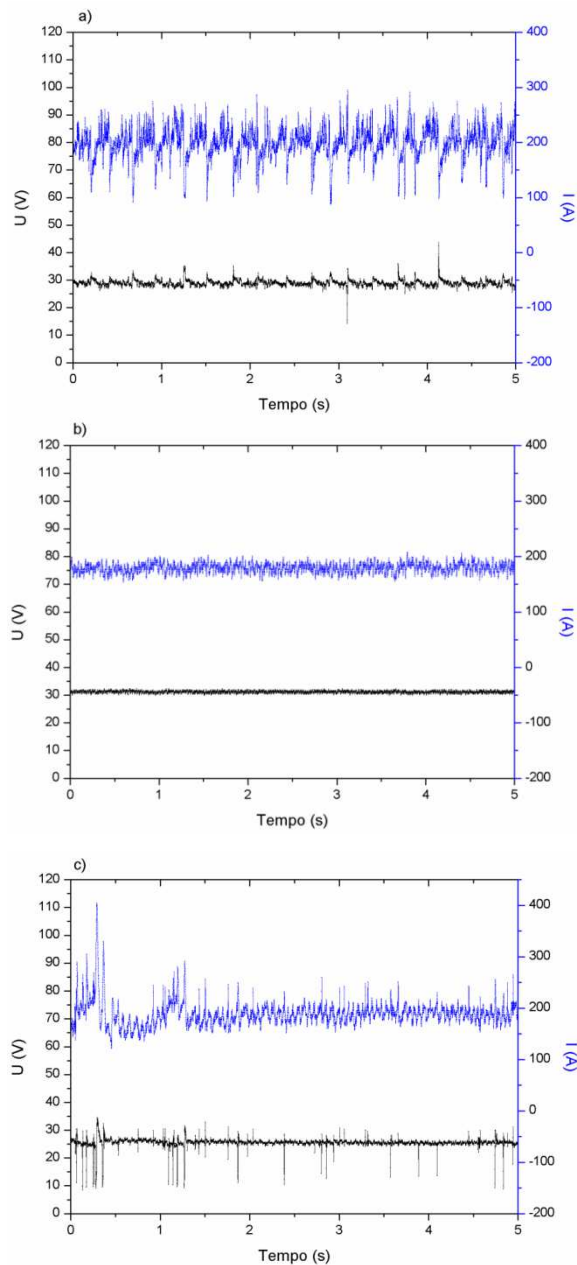
O aço ABNT 4140 tem baixa resistência ao impacto em temperaturas criogênicas (ASM, 1990). Neste trabalho, foi estabelecida a temperatura de 25 °C para todas as regiões ensaiadas.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Soldagem Exploratória

Através da aquisição dos valores de corrente e tensão elétricas levantados na soldagem exploratória das juntas, foram construídos os seus respectivos oscilogramas, mostrados na Figura 51.

Figura 51 – Oscilograma de tensão e corrente para a) junta MBT com tensão de referência de 28,8 V e Valim 5,6 m/min b) junta A308 27 V e 7 m/min c) junta BL 30 V e 10 m/min.



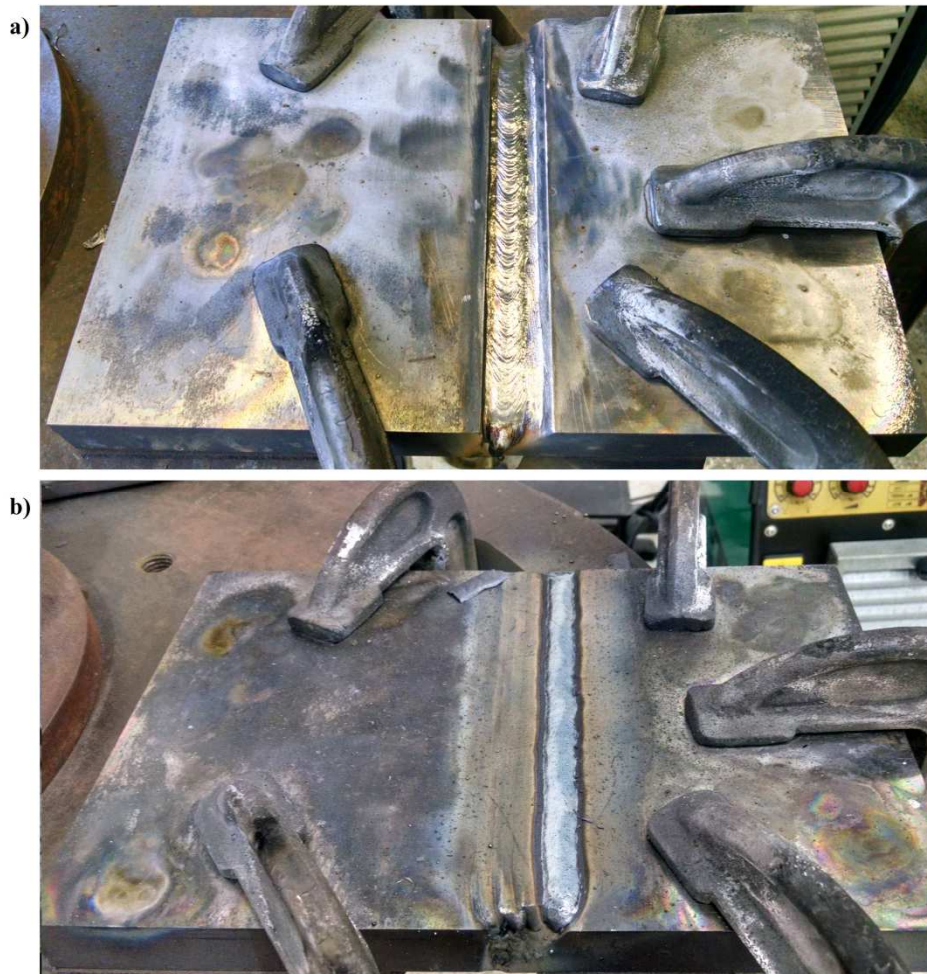
Fonte: própria.

Apesar da figura 51 mostrar o oscilograma para apenas um dos passes, é possível afirmar que para os outros passes o comportamento foi semelhante, pois os parâmetros de soldagem permaneceram inalterados. Os oscilogramas reforçam certa estabilidade do processo na prática, com baixo nível de respingos e boa estabilidade do arco. Estas características foram necessárias para a obtenção de juntas, na sua maioria isentas de defeitos e com um bom acabamento.

5.2 Soldagem das Juntas

As juntas soldadas apresentaram bom acabamento, baixo nível de respingos e ausência de defeitos superficiais, conforme pode ser observado na Figura 52.

Figura 52 – Acabamento das juntas a) MBT (passe enchimento) b) BL.

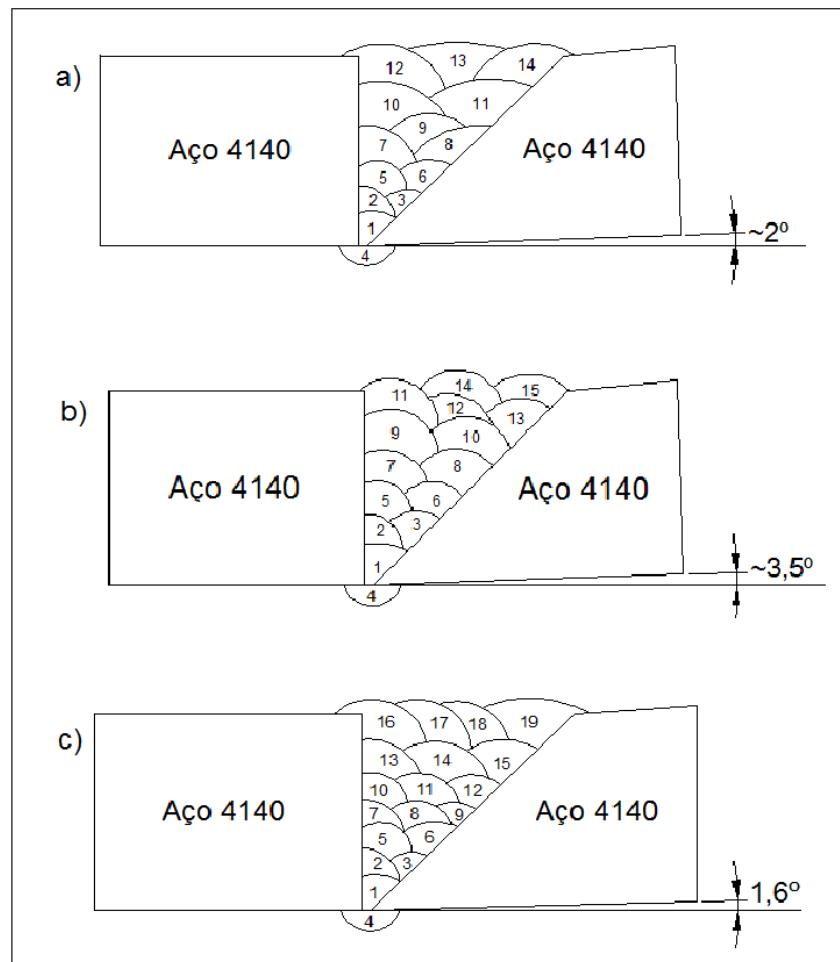


Fonte: própria.

Na junta de baixa temperatura de transformação martensítica (MBT) foram encontradas trincas em algumas regiões da raiz. Estas não foram estudadas neste trabalho, não sendo possível afirmar totalmente se prejudicaram os resultados de tensões residuais na raiz desta junta. Entretanto, consideramos que os resultados na superfície superior (topo) desta junta não foram prejudicados, visto que a trinca se deu distante do topo. Da mesma forma, os resultados dos ensaios mecânicos não foram prejudicados.

A Figura 53 mostra uma representação esquemática da seqüência e número de passes executados nas juntas. Também estão evidenciadas as pequenas distorções angulares.

Figura 53 - Configuração das juntas a) Junta MBT, b) A308 e c) BL.



Fonte: própria.

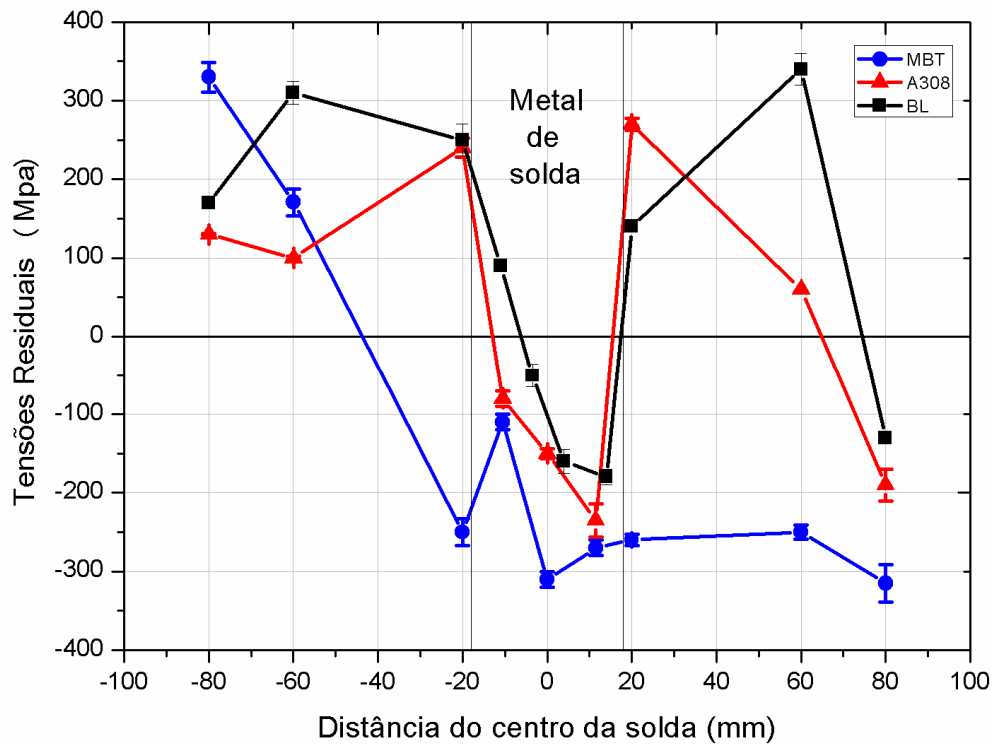
5.3 Tensões Residuais

A Figura 54 apresenta os resultados das tensões residuais no topo da peça, na direção transversal em relação aos cordões de solda. Podemos observar que no metal de solda e ZTA da junta MBT as tensões residuais foram totalmente compressivas e atingiram os valores mais elevados no campo compressivo, chegando a alcançar o valor de -310 MPa. A junta A308 também se apresentou com tensões residuais compressivas no metal de solda, porém, na ZTA apresentou tensão residual trativa da ordem de 250 MPa. A junta BL se mostrou parcialmente compressiva no metal de solda, tendo um dos cordões apresentado tensão residual trativa de 90 MPa, e na ZTA se apresentou trativa com valores entre 140 e 250 MPa. Os resultados mostram que no metal de solda das três juntas, as componentes de transformação de fase e resfriamento superficial foram mais efetivas que a contração. Em todas as juntas o metal de base se apresentou tensionado, isso é explicado pelo tratamento térmico ao qual este foi submetido previamente à soldagem, que foi a têmpera e revenimento. O revenimento aplicado não foi de alívio de tensões, mas apenas para redução de dureza, e isso resultou num material tensionado mesmo após esse tratamento.

Os resultados de tensões residuais na direção transversal da junta MBT se apresentaram compressivos, tanto no metal de solda quanto na ZTA, e demonstram a influência da transformação martensítica a baixa temperatura. Esses resultados são similares aos encontrados por outros pesquisadores (Thibault *et al* 2010 e Tavares 2013) que também encontraram tensões residuais compressivas na superfície da solda com metal de adição de baixa temperatura de transformação martensítica.

As outras juntas, A308 e BL, também apresentaram resultados semelhantes ao estudo de (Tavares 2013 e Oliveira 2009) que utilizando metal de adição comum (que não sofre transformação martensítica a baixa temperatura) encontraram na superfície tensões residuais compressivas no metal de solda e trativas na zona termicamente afetada, na direção transversal.

Figura 54 – Tensões residuais transversais no topo da peça.

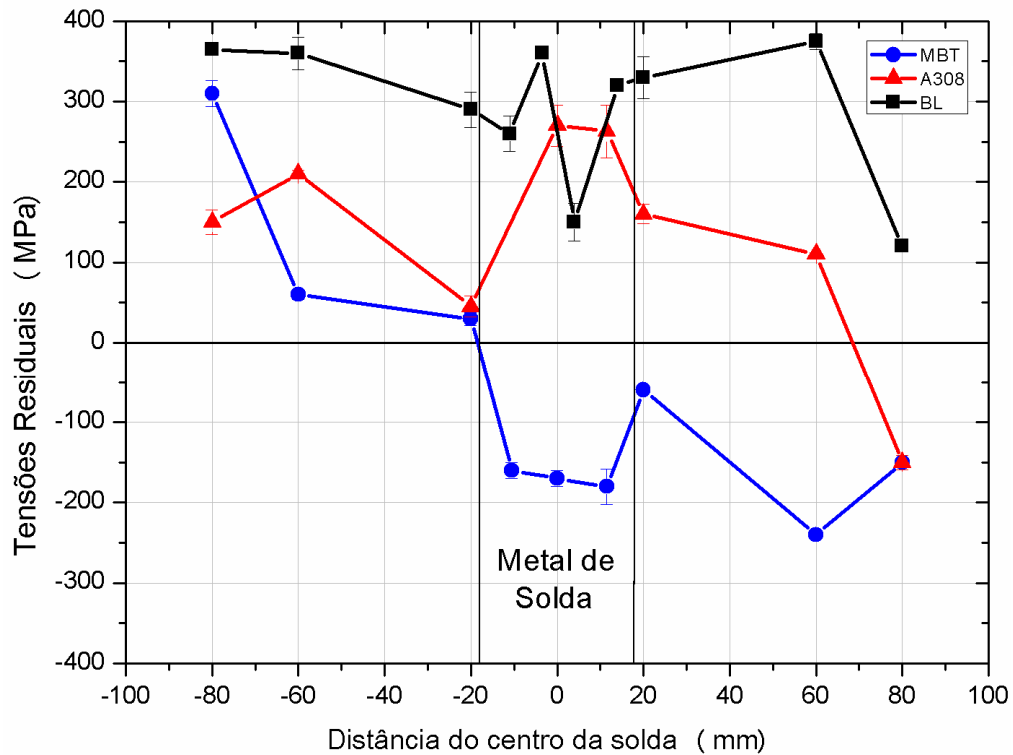


Fonte: própria.

Na Figura 55 são apresentados os resultados das tensões residuais no topo das juntas na direção longitudinal em relação aos cordões de solda. Na junta MBT as tensões residuais longitudinais se apresentaram compressivas tanto no metal de solda quanto na ZTA, com exceção da ZTA do lado esquerdo que apresentou tensão residual levemente trativa de 30 MPa. No metal de solda esta junta apresentou tensão residual de até -180 MPa. Nas juntas A308 e BL os perfis de tensões residuais longitudinais se apresentaram trativos tanto no metal de solda quanto na ZTA, atingindo até 270 MPa na junta A308 e 360 MPa na junta BL, ambos no metal de solda. Em um dos cordões de solda da junta A308 a tensão residual medida se apresentou com valor extremamente diferente dos demais, gerando um resultado distorcido, e por isso este foi descartado. Assim, somente dois pontos de tensão residual são apresentados no metal de solda da junta A308.

Esses resultados de tensões residuais na direção longitudinal (MS e ZTA) da junta MBT são novamente semelhantes aos encontrados por Thibault *et al* (2010) e Tavares (2013). Os resultados para as juntas A308 e BL podem também ser comparados ao estudo de Tavares (2013), apresentando tensões residuais trativas no metal de solda e ZTA.

Figura 55 – Tensões residuais longitudinais no topo da peça.

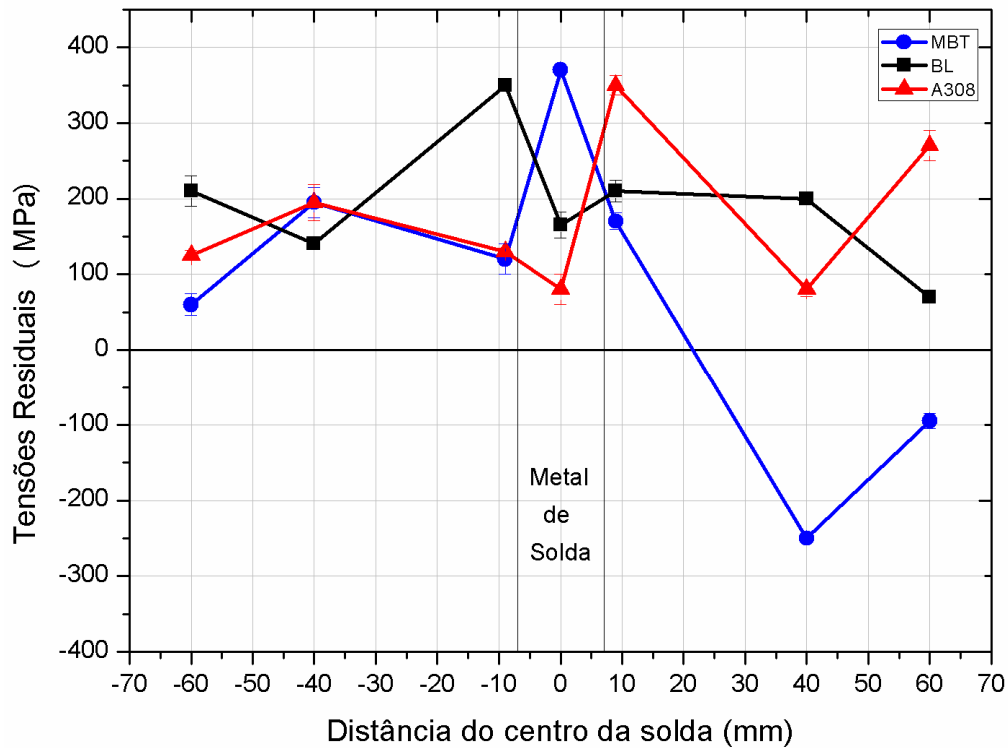


Fonte: própria.

No topo da junta, de uma forma geral, tanto no metal de solda quanto na ZTA a junta soldada com consumível martensítico de baixa temperatura de transformação se apresentou mais compressivo que as juntas A308 e BL, o que evidencia a grande influência deste tipo de transformação nos perfis de tensões residuais, principalmente na direção longitudinal aos cordões de solda.

Na Figura 56 são apresentados os resultados das tensões residuais transversais na raiz da solda das três juntas. No metal de solda e na ZTA das três juntas as tensões residuais se apresentaram totalmente trativas. Na junta MBT a tensão residual atingiu o mais alto valor, 370 MPa, enquanto a junta A308 apresentou o valor mais baixo, 80 MPa. É provável que a contração tenha contribuído fortemente nesta região, e que as juntas A308 e BL tenham sofrido deformação plástica, aliviando parte das tensões residuais, o que não ocorreu com a junta MBT que tem limite de escoamento elevado, esses valores de resistência mecânica são apresentados na seção 5.4.1.

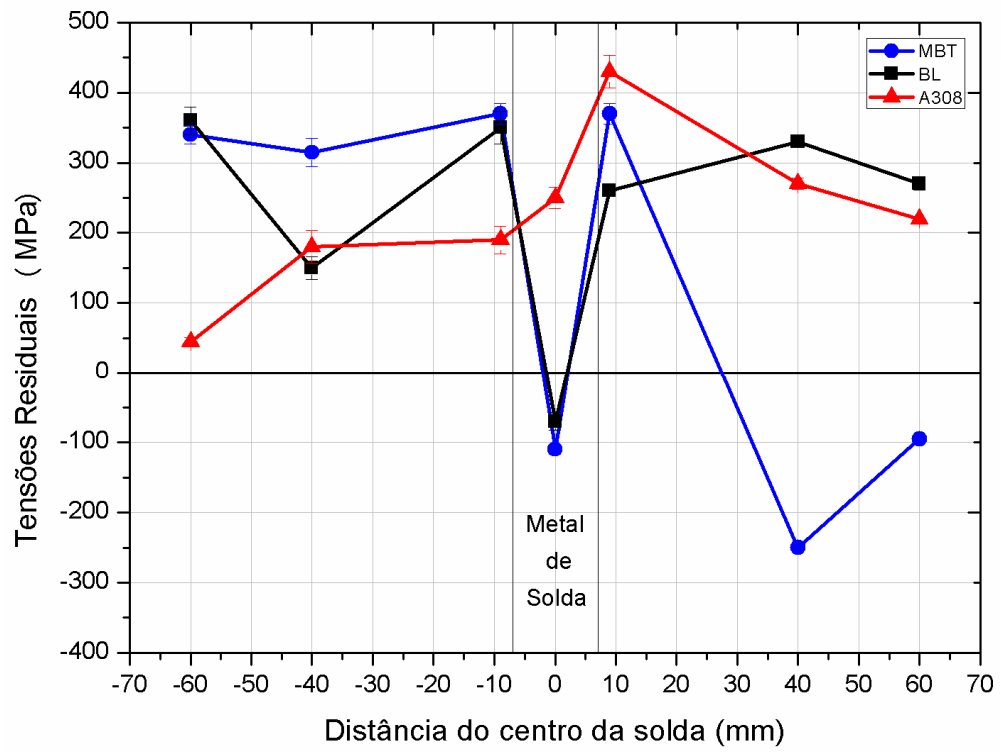
Figura 56 – Tensões residuais transversais na raiz das juntas soldadas.



Fonte: própria.

A Figura 57 apresenta os resultados dos perfis de tensões residuais na raiz da junta e na direção longitudinal aos cordões de solda. Semelhante ao que ocorreu na superfície superior (topo) da solda, na direção longitudinal a junta MBT também apresentou tensões residuais compressivas no metal de solda, alcançando o valor de -110 MPa. Na ZTA desta mesma junta as tensões medidas foram traçantes. A junta BL teve um comportamento similar ao da junta MBT. Já a junta A308 se apresentou totalmente compressivo, tanto no metal de solda quanto na ZAC. Em seu trabalho (Tavares, 2013) também encontrou resultados semelhantes na raiz de soldas com metal de adição martensítico a baixa temperatura comparado com metal de adição comum.

Figura 57 – Tensões residuais longitudinais na raiz das juntas soldadas.



Fonte: própria.

5.4 Caracterização Microestrutural

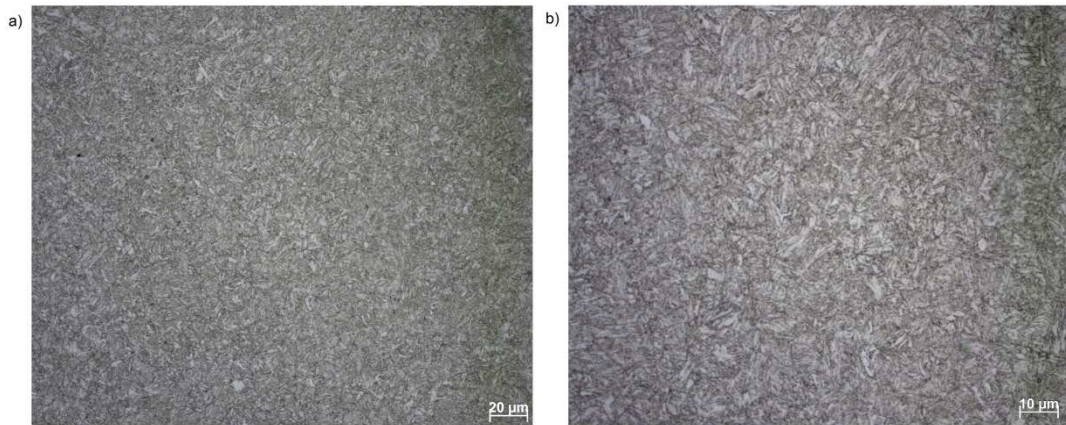
5.4.1 Microscopia Ótica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Nesta seção são apresentadas as imagens feitas por microscópio ótico e eletrônico de varredura das regiões do metal de base, da ZTA e do Metal de solda. Como visto na Figura 53, para o preenchimento das juntas foram necessários muitos passes, então para a caracterização metalográfica foram feitas imagens da região da raiz, do enchimento e do acabamento (região do topo da junta).

Para a classificação das microestruturas foi utilizado o sistema do Instituto Internacional de soldagem (IIW).

Na Figura 58 são apresentadas imagens do metal de base feitas em microscópio ótico. Os metais de base das três juntas se apresentaram com predominância de martensita revenida em sua microestrutura.

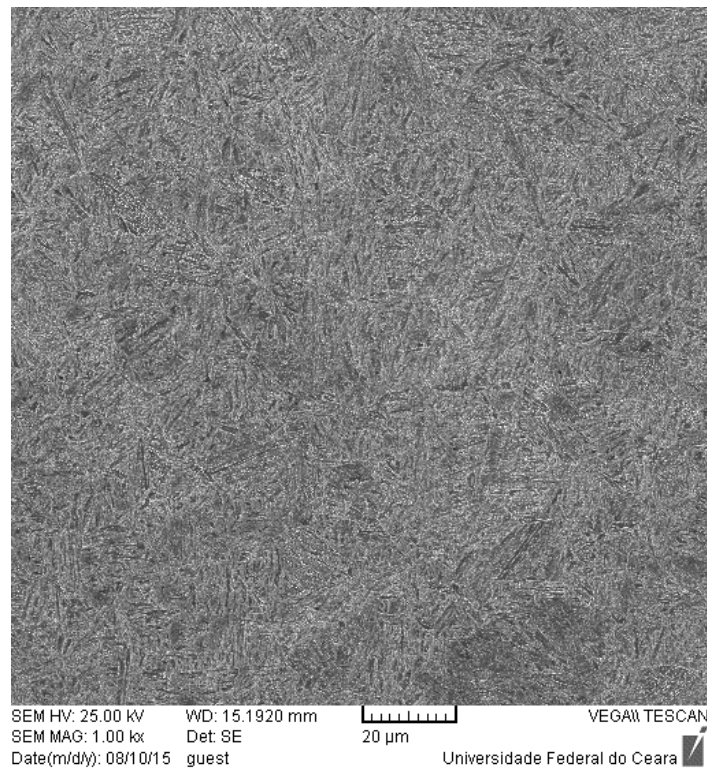
Figura 58 – Microestrutura do metal de base a) 500x b) 1000x. Ataque Nital 2%.



Fonte: própria.

Também é possível visualizar a microestrutura do metal de base na imagem feita em MEV na Figura 59.

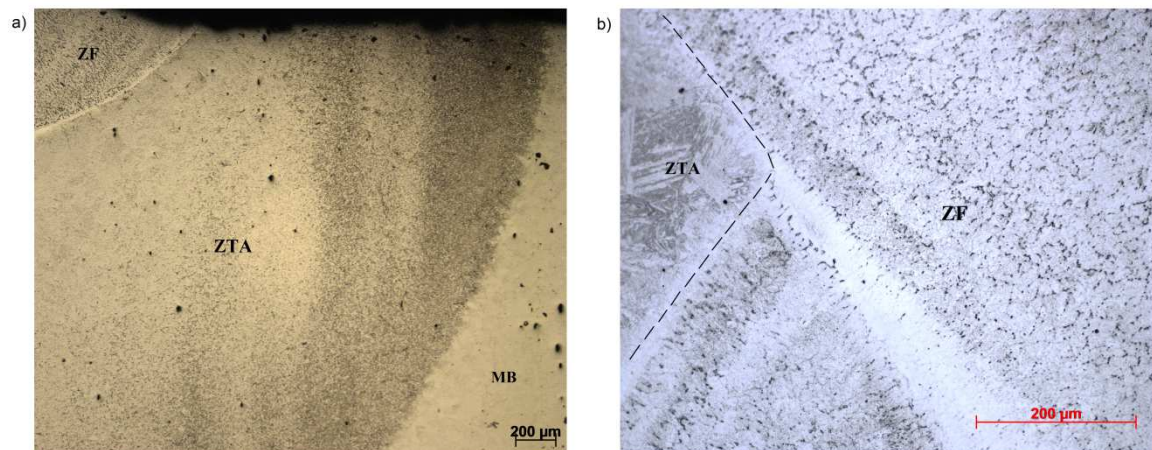
Figura 59 – Metal de base com ampliação de 1000x. Ataque Nital 2%.



Fonte: própria.

Na Figura 60 são apresentadas imagens feitas em MO, onde é possível visualizar a zona fundida (ZF), a zona termicamente afetada (ZTA) e o metal de base (MB) da junta MBT. Nesta imagem, Figura 60 a) é mostrada toda a extensão da ZTA no topo da peça e b) a interface metal de solda e ZTA na raiz.

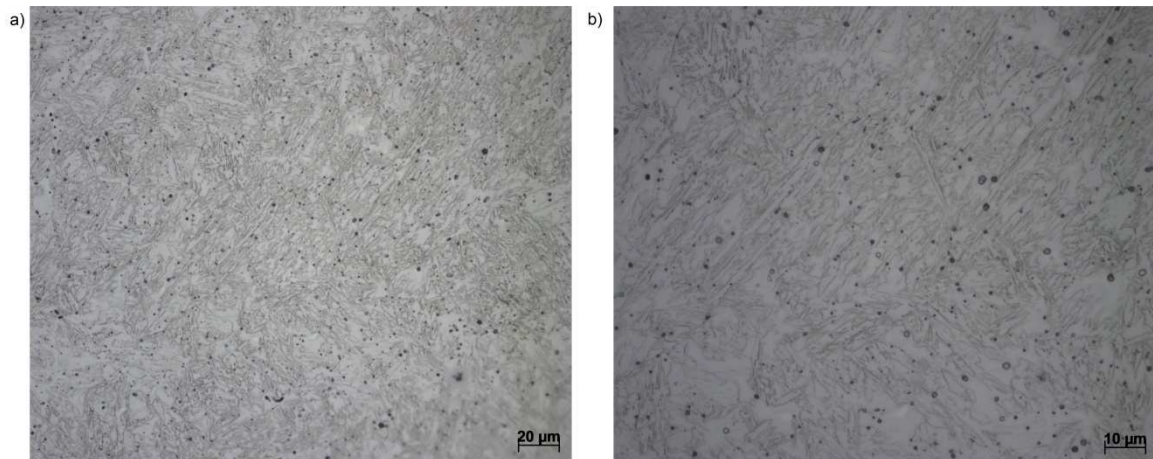
Figura 60 – Metalografia junta MBT. a) 50x Nital 2% e b) 200x. Ácido Crômico 10% eletrolítico.



Fonte: própria.

O metal de solda da junta MBT se apresentou predominantemente martensítico na forma de ripas, principalmente nos cordões de enchimento e acabamento, na Figura 61 são apresentadas imagens feitas em MO. Esses resultados coincidem com aqueles encontrados por Tavares (2013).

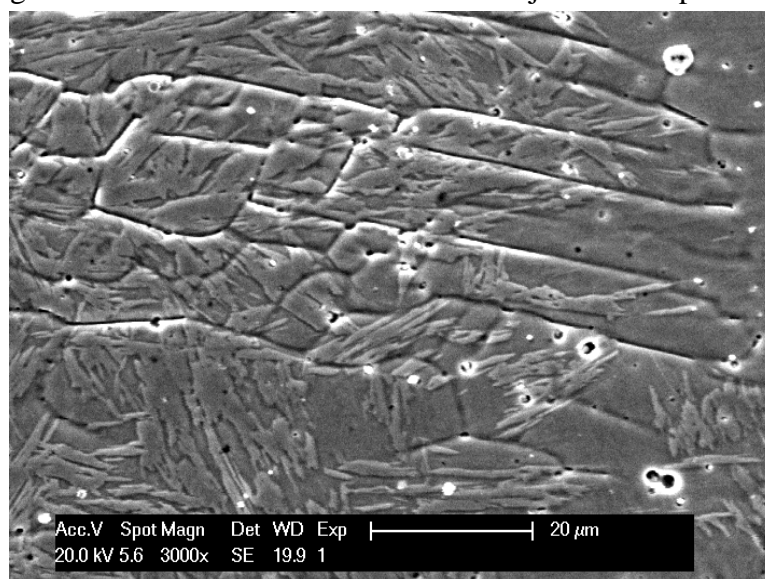
Figura 61 – Microestrutura da junta MBT no metal de solda. a) 500x e b) 1000x. Ataque: ácido crômico 10% eletrolítico.



Fonte: própria.

É possível uma melhor visualização do metal de solda martensítico em ripas a partir da Figura 62 que apresenta uma imagem de MEV, sendo o mesmo ataque utilizado na Microscopia ótica.

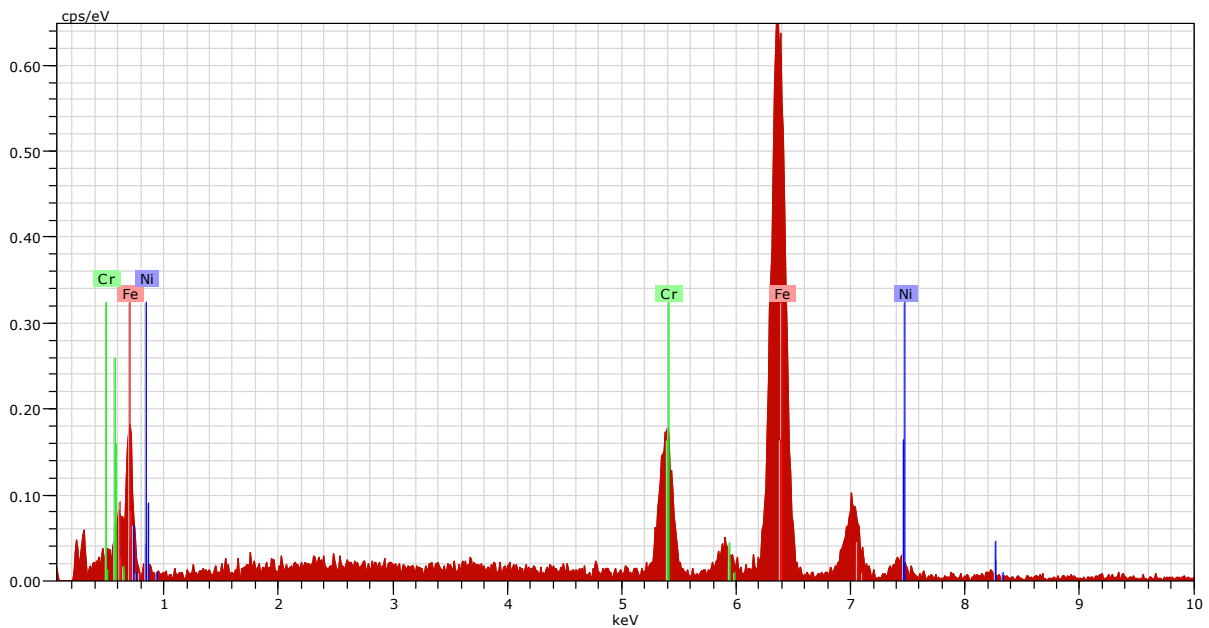
Figura 62 – Microestrutura metal de solda junta MBT por MEV.



Fonte: própria.

Também foram realizadas análises EDX nas ripas e na matriz da microestrutura do metal de solda da junta MBT a fim de determinar a composição química das regiões, e praticamente não houve diferença, ambas apresentaram 13,10 %Cr e 4,60 %Ni. A Figura 63 apresenta o resultado de EDX feito através de MEV.

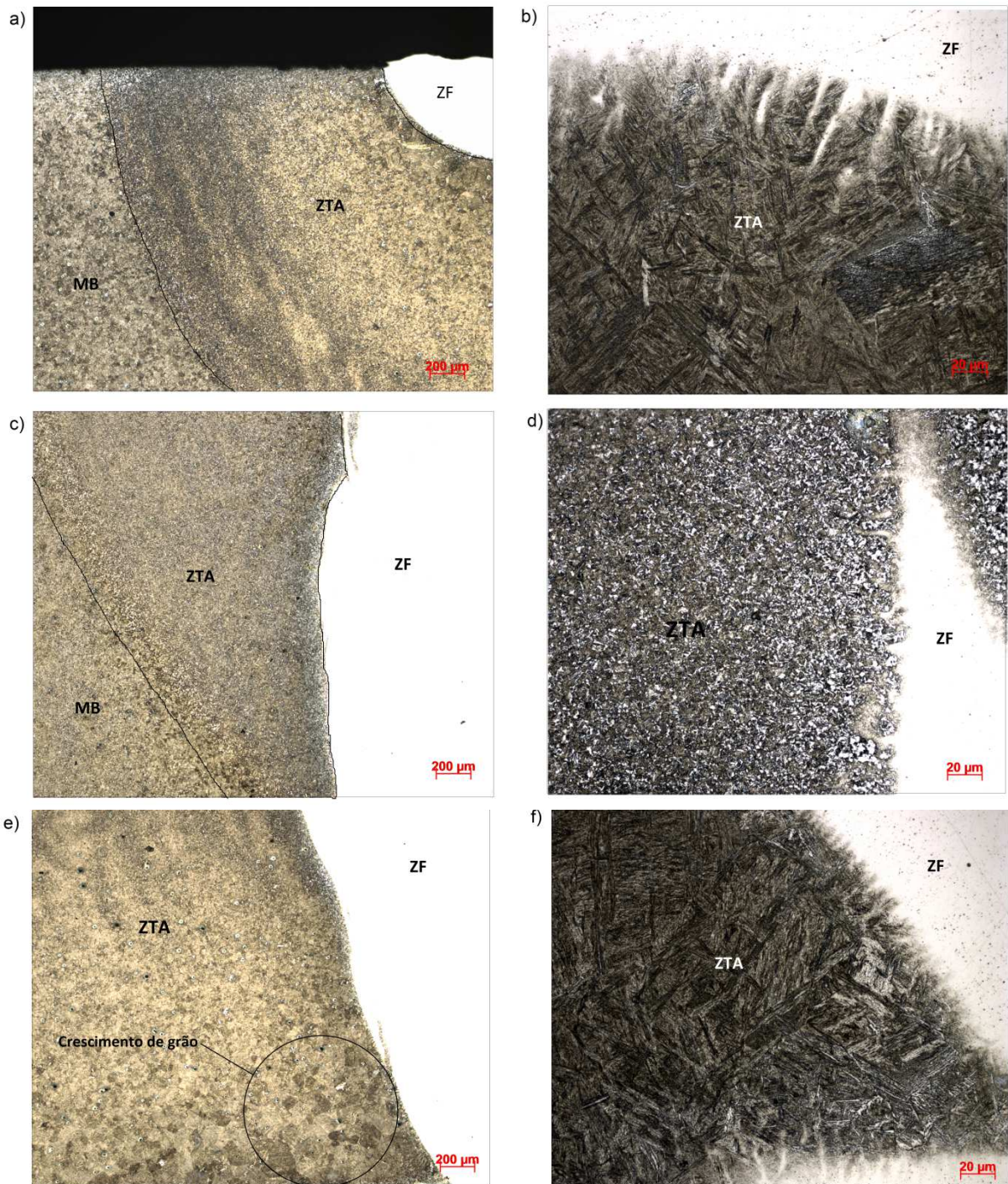
Figura 63 – EDX no metal de solda da junta MBT.



Fonte: própria.

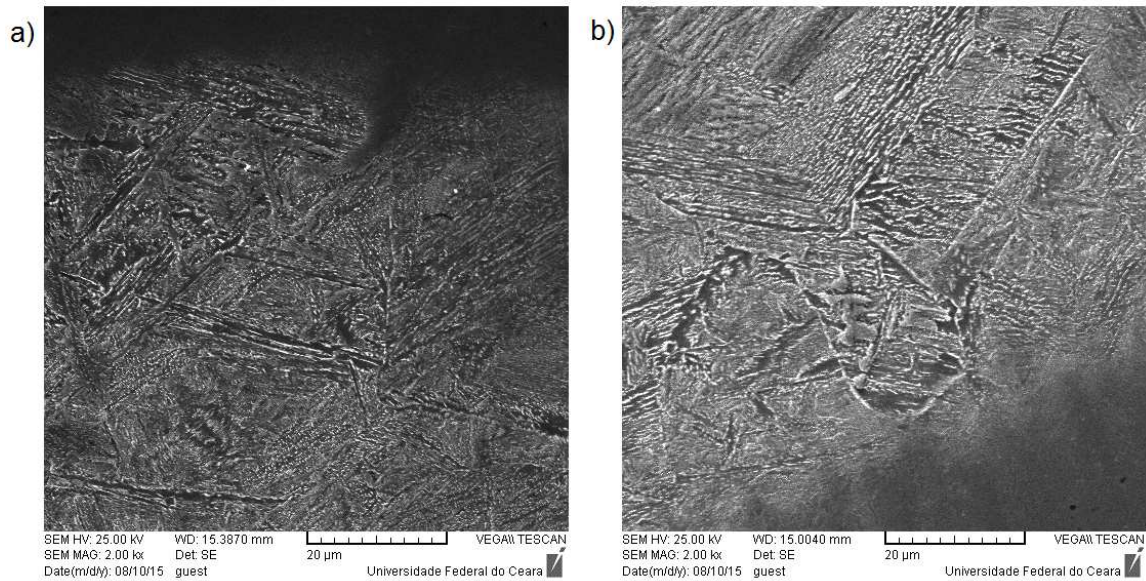
A ZTA foi caracterizada no topo, no meio e na raiz. Na Figura 64 é possível constatar que o topo e a raiz apresentaram crescimento de grão, fato que foi alterado no meio da junta em virtude dos passes posteriores da soldagem multipasse. A ZTA de soldas são regiões bastante complexas em virtude dos diferentes ciclos térmicos experimentados. Na Figura 64 b) e f) é mostrado a formação de martensita grosseira e martensita revenida respectivamente na ZTA de grão grosso, podendo também existir bainita superior, esta pode ser melhor visualizada numa imagem em MEV (Figura 65); em c) e d) são mostradas imagens da microestrutura da ZTA de grão grosso da região do meio da junta, ou seja, de um passe de enchimento. Esta região sofreu influência dos ciclos térmicos dos passes posteriores e é possível perceber que houve uma recristalização da microestrutura formando novos constituintes após a decomposição da martensita revenida.

Figura 64 – Microestrutura da ZTA da junta MBT a) topo 50x e b) topo 500x c) meio 50x e d) meio 500x e) raiz 50x e f) raiz 500x. Ataque Nital 2%.



Fonte: própria.

Figura 65 – Microestrutura ZTA GG junta MBT a) topo b) raiz. Ataque nital 2%.

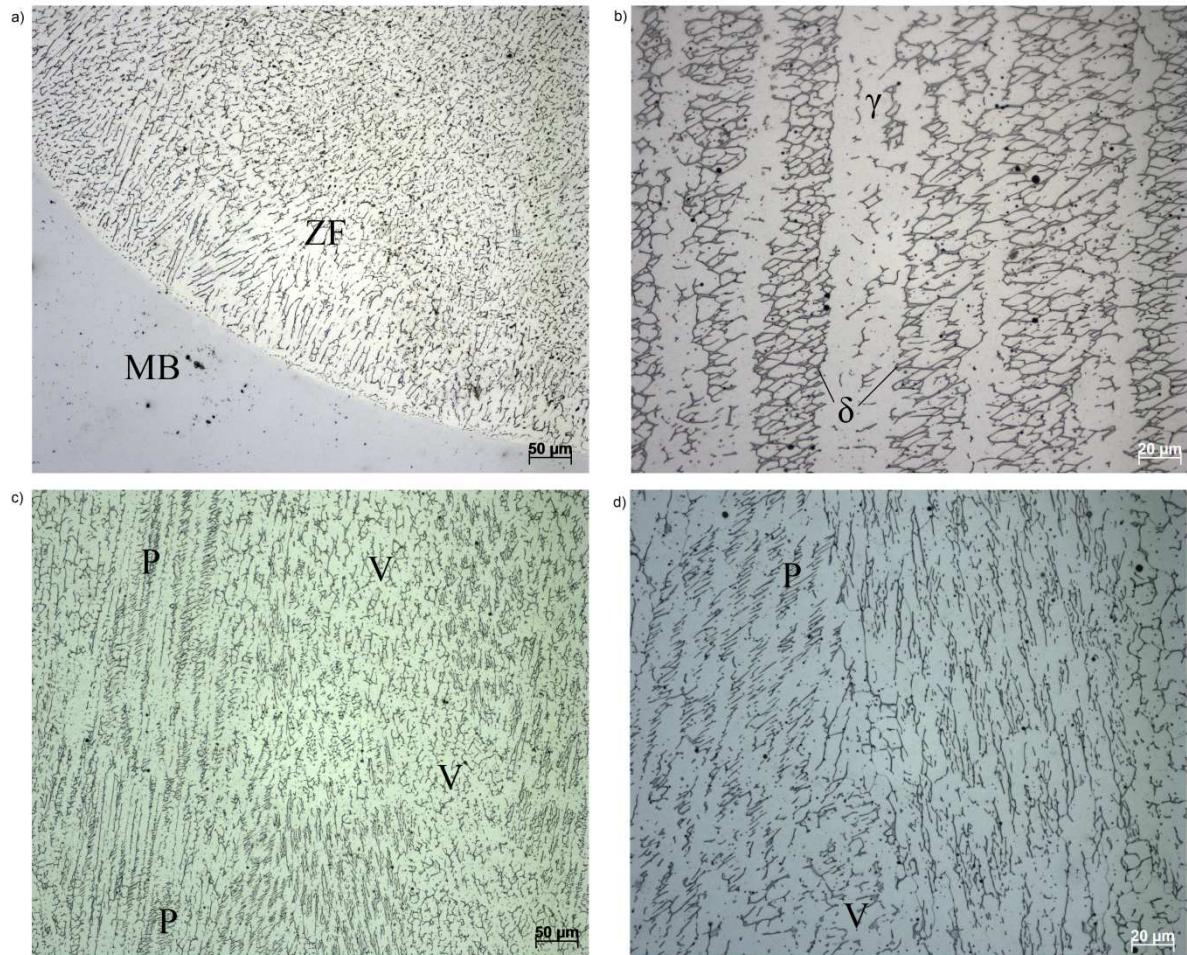


Fonte: própria.

A junta A308 na qual o metal de adição foi o aço inoxidável austenítico 308L apresentou sua ZTA muito semelhante à da junta MBT, ou seja, crescimento de grão no topo e na raiz e revenimento do meio da junta, além de formação de martensita. Na Figura 66 é apresentada a microestrutura do metal de solda. Esta resultou numa constituição predominantemente austenítica em sua matriz e ferrita δ em formas de placas e vermicular. Nas micrografias, a letra “P” significa placas e “V” vermicular. O modo de solidificação do metal de solda desta junta foi o FA (Ferrita- Austenita). Segundo Lippold & Kotecki (2005), o modo FA apresenta ferrita como fase primária e resulta em ferrita em placas e vermicular e posterior transformação da ferrita em austenita. De acordo com a literatura o modo de solidificação e a resultante microestrutura de metais de solda de aços inoxidáveis austeníticos é função principalmente da composição química. Vários pesquisadores tem realizado estudos sobre o modo de solidificação e a microestrutura deste metal de solda, Silva *et al* (2009) mostrou em seu estudo que a taxa de resfriamento é um outro fator capaz de alterar o percentual e a morfologia da ferrita δ , e que um aumento no percentual desta, resulta em aumento de dureza. Os resultados obtidos neste trabalho são semelhantes aos encontrados por outros autores que trabalharam com o metal de solda de aço inoxidável austenítico 308L, dentre eles Wang *et al* (2014) e Atapour *et al* (2014). Os resultados das análises de EDX e de difração de raios-X mostraram que neste metal de solda a matriz é austenítica, sendo mais rica em níquel que a ferrita δ , enquanto que esta última é mais rica em cromo que a matriz. A Tabela 12 apresenta os percentuais de cromo e níquel encontrados na análise de EDX. A

Figura 67 apresenta uma difração de raios-X realizada neste metal de solda, e indicam o maior percentual da fase austenítica, confirmando esta como matriz.

Figura 66 – Microestrutura do metal de solda na junta A308 a) 200x topo b) 500x topo c) 200x raiz e d) 500x raiz. Ataque: ácido crômico 10% eletrolítico.



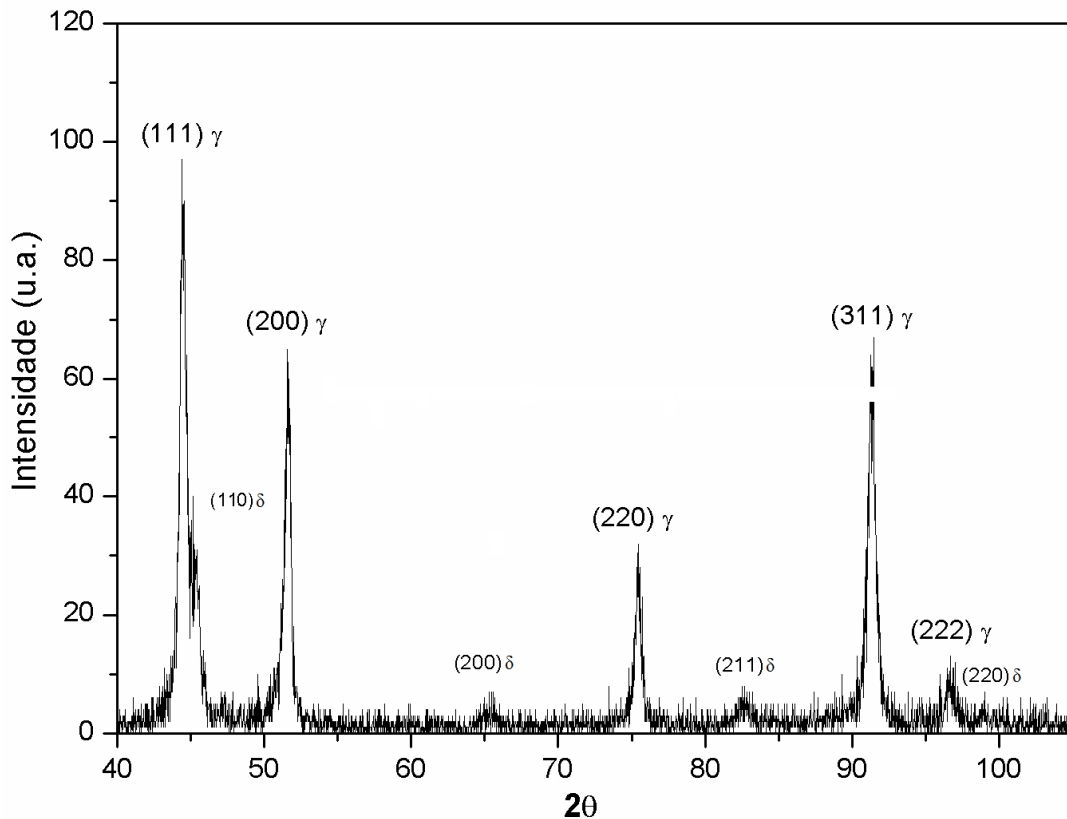
Fonte: própria.

Tabela 12 – Percentuais de Cromo e Níquel no metal de solda A308. (% peso)

| Fase | Cr | Ni |
|------------------|-------|-------|
| Austenita | 20,38 | 10,07 |
| Ferrita δ | 26,63 | 5,66 |

Fonte: própria.

Figura 67 – Padrões de difração de raios-X para o centro do metal de solda da junta A308.



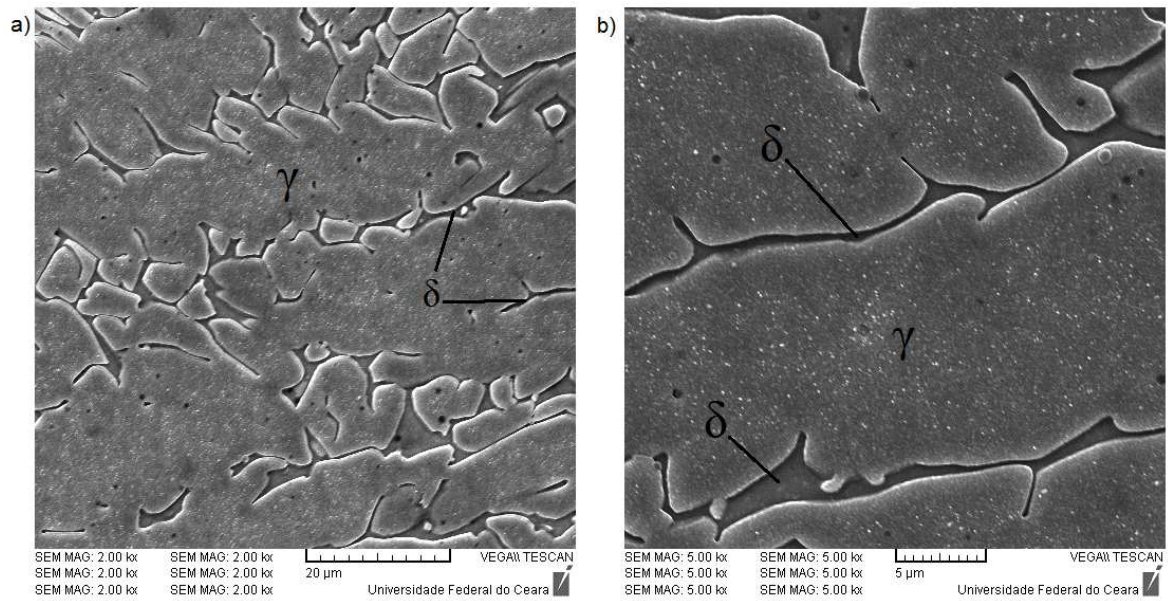
Fonte: própria.

Através dos resultados é possível concluir que a ferrita δ apresentou fração volumétrica bem menor que a matriz austenítica. Segundo Lippold & Kotecki (2005) a ferrita δ em pequena quantidade é benéfica para reduzir a suscetibilidade de trinca a quente durante a solidificação de metais de solda austeníticos.

A Figura 68 apresenta a microestrutura do metal de solda da junta A308 feito em MEV, e nesta imagem é possível visualizar a matriz austenítica pertencendo à fase dentrítica e a ferrita δ interdendrítica. O ataque foi o mesmo.

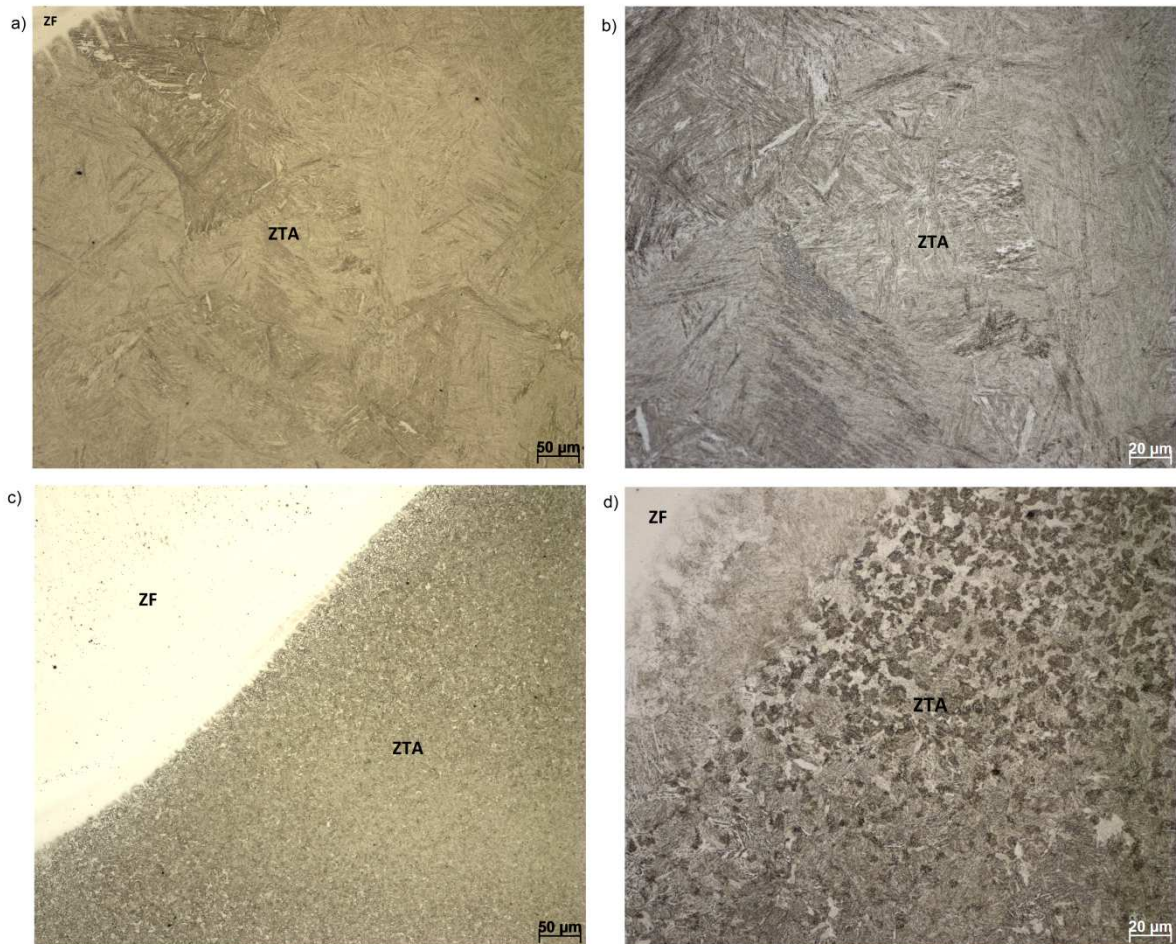
A ZTA na junta A308 apresentou martensita na região de grão grosso no topo e na raiz, enquanto no meio, sua microestrutura foi revenida por passes posteriores da soldagem multipasse. A Figura 69 apresenta esses resultados, em a) e b) temos martensita e bainita na ZTA do topo da junta; em c) e d) temos provável rede de bainita com martensita. Não foi apresentada a raiz, porque esta se apresentou semelhante à região do topo da junta.

Figura 68 – Microestrutura metal de solda A308. a) 1000x b) 2000x.



Fonte: própria.

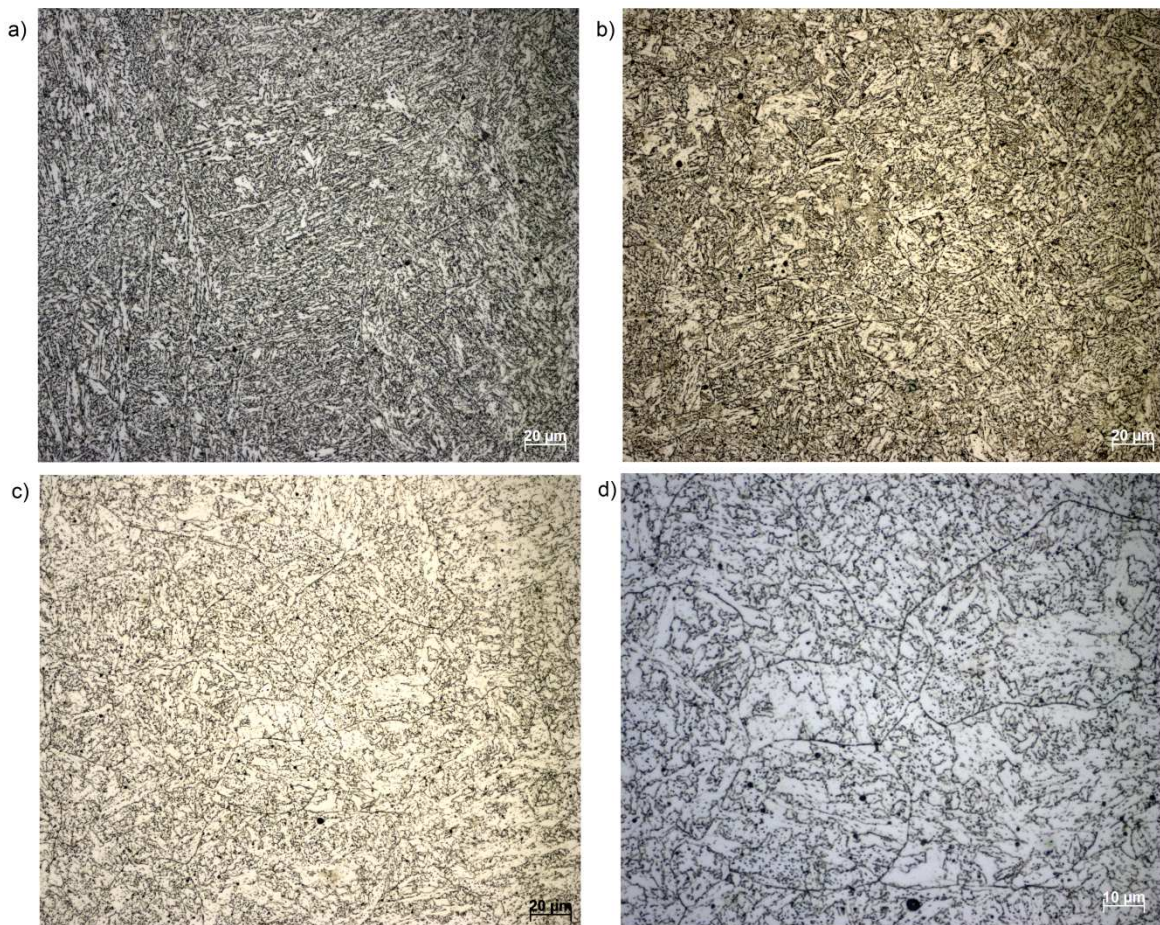
Figura 69 – Microestrutura da ZTA da junta A308 a) topo 200x b) topo 500x c) meio 200x d) meio 500x. Ataque Nital 2%.



Fonte: própria.

As microestruturas do metal de solda da junta BL são apresentadas na Figura 70. Foram identificadas ferrita primária e ferrita acicular na região do metal de solda. Na raiz as fases se apresentaram mais escuras, o que indica que provavelmente houve maior percentual de diluição com o metal de base, que tem médio teor de carbono. Na Figura 70 d) é possível visualizar o contorno dos grãos austeníticos prévios.

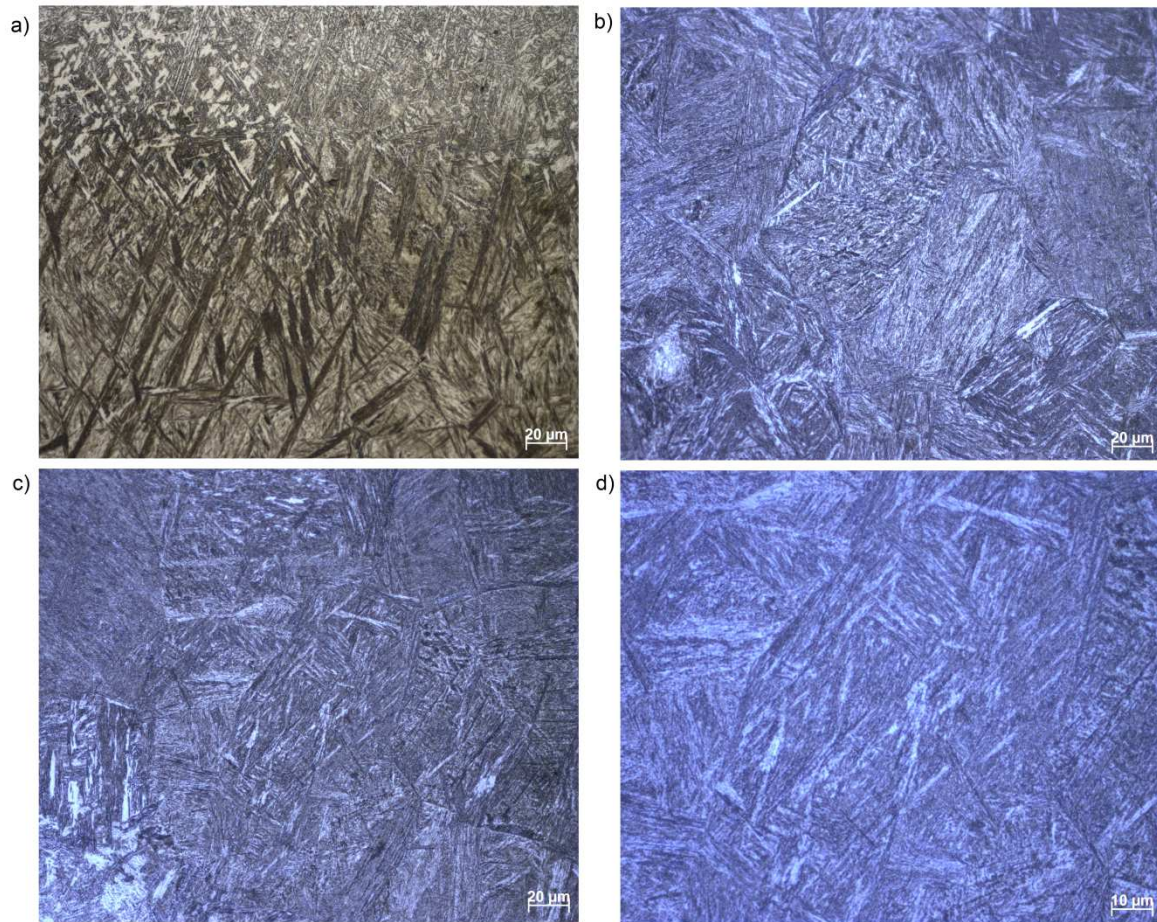
Figura 70 – Microestruturas metal de solda junta BL a) topo 500x b) raiz 500x c) meio 500x d) meio 1000x. Ataque Nital 2%.



Fonte: própria.

Na Figura 71 são apresentadas as imagens que mostram as microestruturas resultantes na ZTA da junta BL. A microestrutura predominante em todas as regiões foi a martensita, inclusive na região do meio da junta. Essa alteração com relação às demais juntas foi devido à diferença de número de passes desta junta, 19 contra 15 e 14 das demais, o que ocasionou mudança no ciclo térmico experimentado nesta região.

Figura 71 – Microestrutura da ZTA da junta BL a) topo 500x b) meio 500x c) raiz 500x d) raiz 1000x. Ataque Nital 2%.



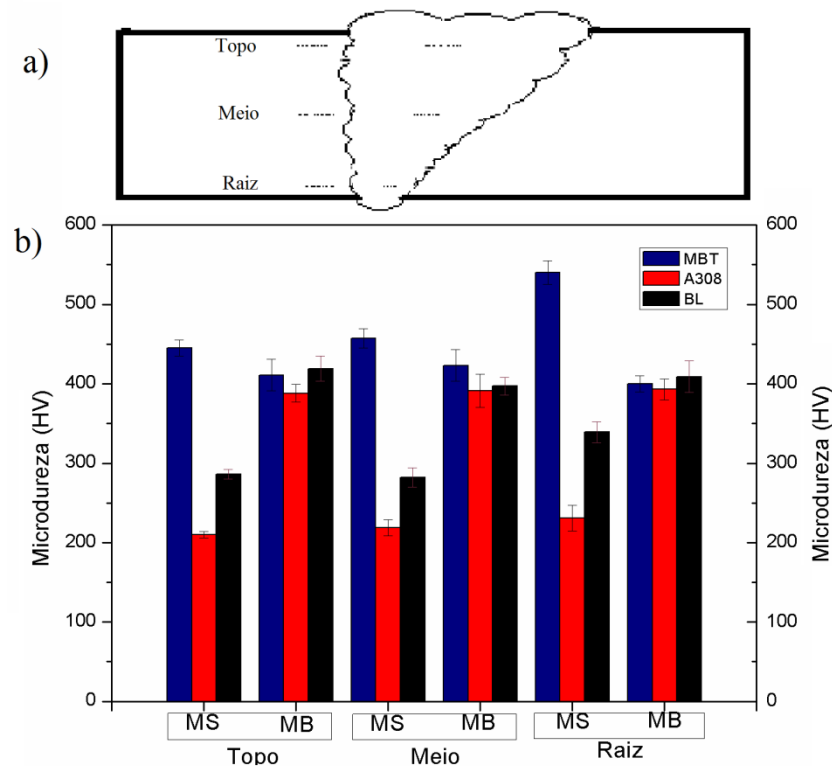
Fonte: própria.

Alguns aspectos devem ser considerados para explicar a formação de martensita na maior parte das zonas termicamente afetadas pelo calor das três juntas, um deles é a alta temperabilidade do aço 4140, a outra, é que a espessura relativa da chapa ficou em torno de 1,29 se comportando assim como chapa grossa, implicando em fluxo tridimensional de calor, e então maiores taxas de resfriamento.

5.4.2 Microdureza

Os perfis de microdureza foram levantados na seção transversal das juntas soldadas. Foram realizadas medições no centro do metal de solda e no metal de base logo vizinho à ZTA, sendo estas no topo, no meio e na raiz das juntas. Abaixo, na Figura 72 é apresentado um gráfico com os valores das medições de microdureza no metal de solda e no metal de base, nas regiões do topo, do meio e da raiz das juntas MBT, A308 e BL. Os valores apresentados são as médias de cinco medições realizadas nas respectivas regiões. A microdureza no metal de base de todas as juntas apresentou valor de 400 ± 25 HV. O metal de solda da junta MBT nas regiões do topo e do meio apresentou dureza de aproximadamente 450 HV, dentro da faixa especificada pelo fabricante, porém na região da raiz a microdureza atingiu 540 HV. O metal de solda da junta A308 nas regiões do topo e do meio apresentou dureza média de 215 HV, porém na raiz valor de 231 HV. O metal de solda da junta BL nas regiões do topo e do meio apresentou dureza média de 284 HV, porém na raiz valor de 339 HV. É provável que a região da raiz das três juntas tenha sofrido maior diluição em relação às demais regiões, implicando em maiores valores de dureza.

Figura 72 – Localização dos pontos de medição de microdureza em a) e gráfico de microdureza em b).

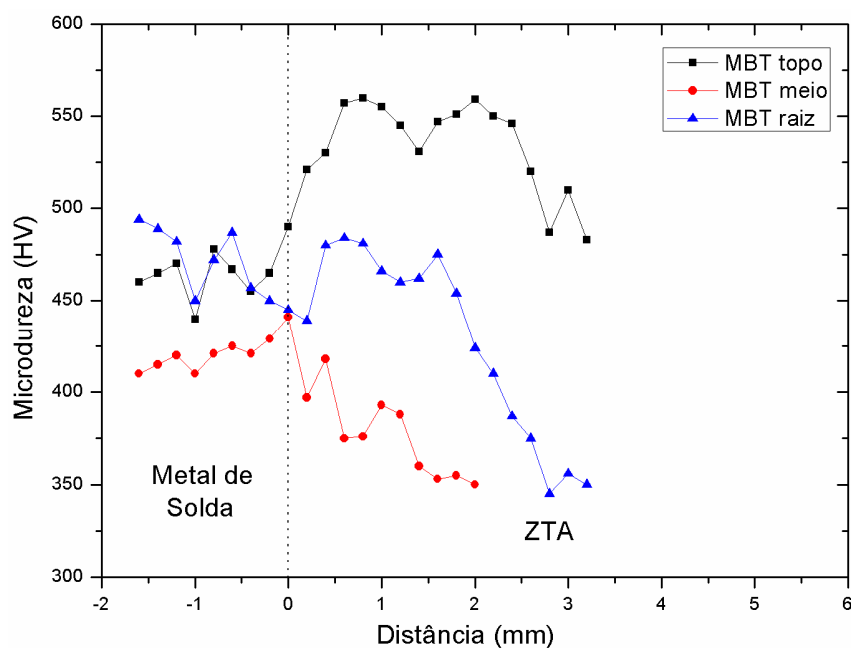


Fonte: própria.

Os perfis de microdureza do metal de solda e ZTA foram levantados também nas regiões do topo, do meio e da raiz, seus resultados são apresentados em seguida. Na Figura 73 são mostrados os resultados da junta MBT, e ressalta-se que o número de medições realizadas na ZTA da região do meio foi diferente do número de medições do topo e da raiz, em virtude da diferença de dimensões destas ZTAs. Os resultados mostram que a região do meio da junta que sofreu revenimento pelos passes posteriores da soldagem multipasse apresentou menores valores de microdureza principalmente na ZTA, atingindo 350 HV na região subcrítica. A região da raiz apresentou valores intermediários de dureza na ZTA, o que mostra que esta região não sofreu revenimento igual ao meio, e isto provavelmente se deve ao 4º passe ter sido realizado na parte inferior da peça, promovendo altas temperaturas e taxas de resfriamento consideráveis. E o topo da peça que não sofreu influência de passes posteriores atingiu os valores de microdureza mais elevados na ZTA, cerca de 550 HV. Esses valores mais elevados são explicados pela formação de martensita na ZTA dos cordões de acabamento, conforme apresentado na seção 5.3.1.

No metal de solda, apesar da região do meio apresentar valores mais baixos que a raiz e o topo, as diferenças foram menos significativas, ficando na faixa de 420 a 480 HV, contudo os maiores valores foram encontrados na raiz. Esses resultados de microdureza no metal de solda são similares aos encontrados por Tavares (2013) que utilizou o mesmo consumível deste trabalho.

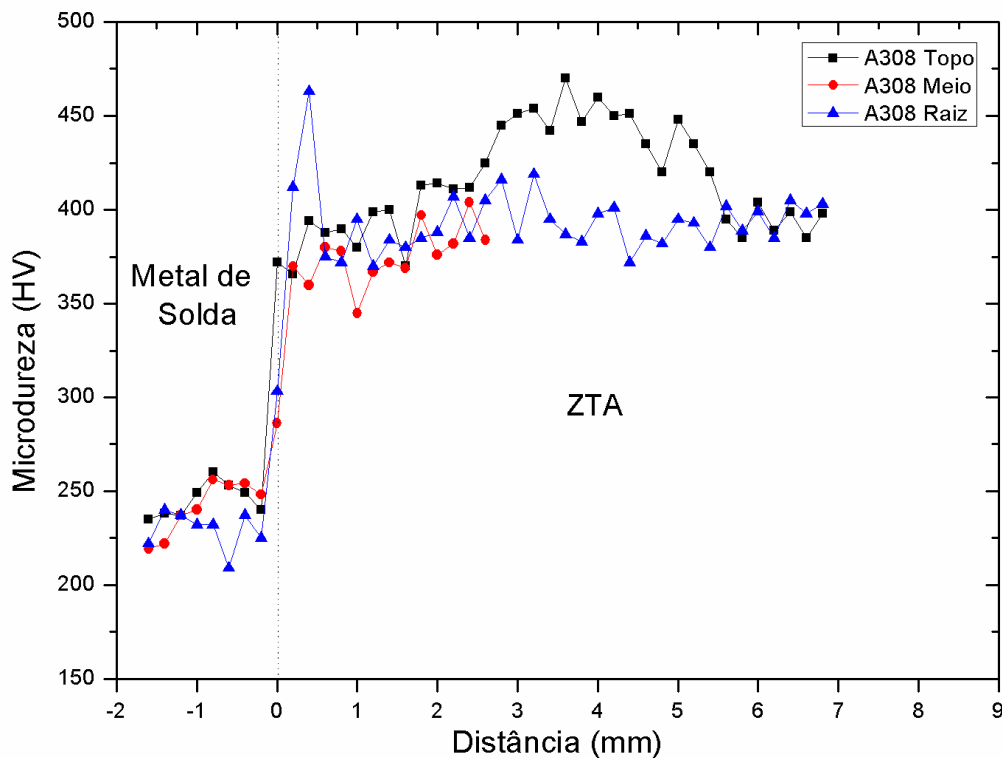
Figura 73 – Perfis de microdureza da junta MBT.



Fonte: própria.

A Figura 74 apresenta os perfis de microdureza para a junta A308 nas mesmas regiões já citadas para a junta MBT. Os resultados mostraram que no metal de solda desta junta a microdureza apresentou valor de 240 ± 20 HV, que está de acordo com a sua microestrutura predominantemente austenítica, conforme visto na seção 5.3.1. Na ZTA as regiões do topo, meio e raiz da junta não apresentaram grandes disparidades. Apenas no topo da junta, região não influenciada por passes posteriores, apresentou valores de microdureza um pouco mais elevados, atingindo cerca de 450 HV, e um ponto da raiz que atingiu valor de 463 HV.

Figura 74 – Perfis de Microdureza da junta A308.

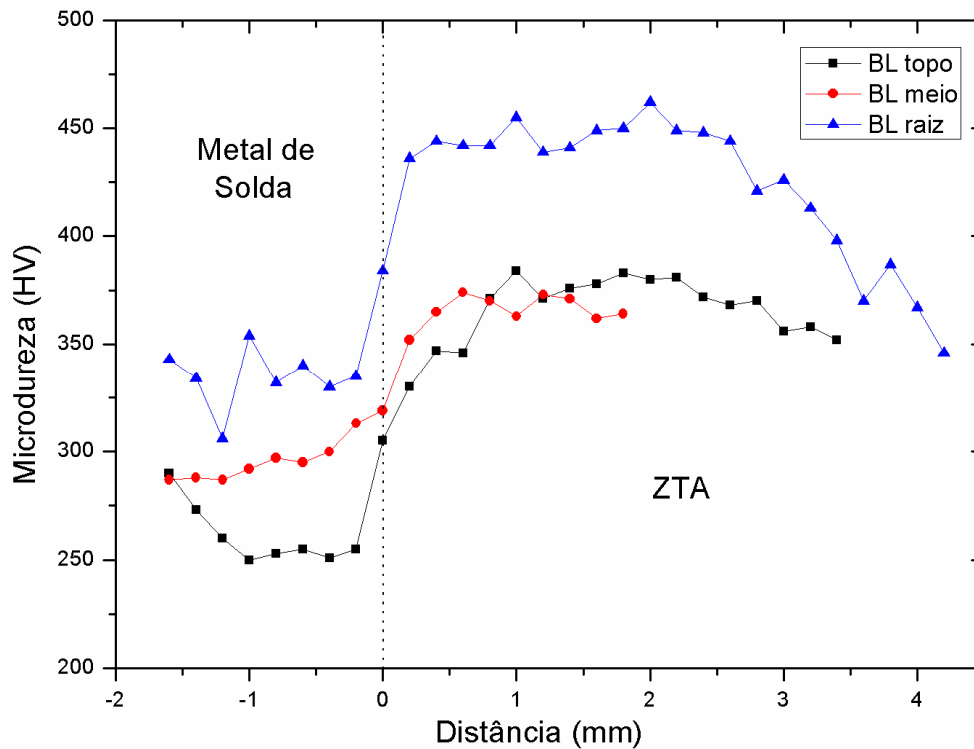


Fonte: própria.

A Figura 75 apresenta os perfis de microdureza para a junta BL nas mesmas regiões já citadas anteriormente. Os resultados mostram que a raiz apresentou os maiores valores de microdureza tanto no metal de solda quanto na ZTA. Na zona termicamente afetada da raiz os valores de microdureza atingiram 450 HV e decresceram à medida que se avançou nas regiões intercrítica e subcrítica da ZTA, o patamar mais elevado se deve à presença de martensita, como visto na seção 5.3.1. No metal de solda os maiores valores de microdureza encontrados na raiz quando comparados com a região central e do topo pode ser devido à diferença de composição química nesta região, em função da maior diluição, mas nenhum

ensaio foi realizado, não sendo possível confirmar esta suspeita. Nas regiões do meio e do topo da junta os valores de microdureza na zona termicamente afetada se apresentaram bem próximos, ficando na sua maioria dentro da faixa de 330 a 370 HV. Esses valores também se aproximaram da dureza do metal de base que foi em torno de 400 HV.

Figura 75 - Perfis de Microdureza da junta BL.



Fonte: própria.

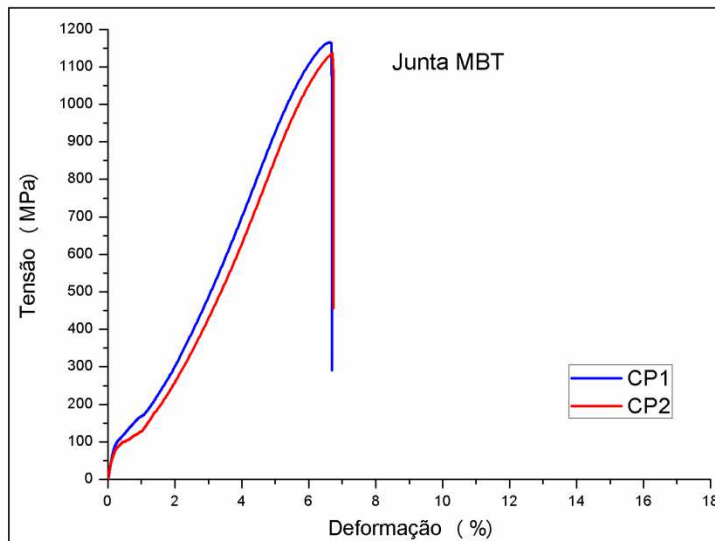
Os resultados de microdureza mostraram que não foi possível estabelecer uma relação entre a dureza em que o material se encontra e o seu nível de tensões residuais, pois, em algumas regiões tivemos tensões compressivas e dureza alta, enquanto em outras tivemos dureza baixa e tensões também compressivas.

5.5 Ensaios Mecânicos

5.5.1 Ensaio de Tração

Para cada junta foram realizados três ensaios. Na Figura 76 é apresentado o diagrama Tensão x deformação para a junta MBT. Esta junta apresentou o maior limite de resistência à tração e o menor alongamento percentual. A sua ruptura ocorreu na zona termicamente afetada. No gráfico da Figura 76 são mostrados resultados de apenas dois corpos de prova, pois um deles apresentou resistência bem mais baixa, explicado pela presença de porosidade no metal de solda. Este CP rompeu no defeito, em virtude da concentração de tensão, sendo então descartado. Neste ensaio (junta MBT), houve possível escorregamento entre o corpo de prova e as “garras” do equipamento no início do ensaio, portanto o resultado da deformação no gráfico ficou prejudicado. Entretanto foram realizadas marcações no corpo de prova antes dos ensaios, e então calculada a deformação com base na norma ABNT 6892-1.

Figura 76 – Diagrama Tensão x Deformação – junta MBT.

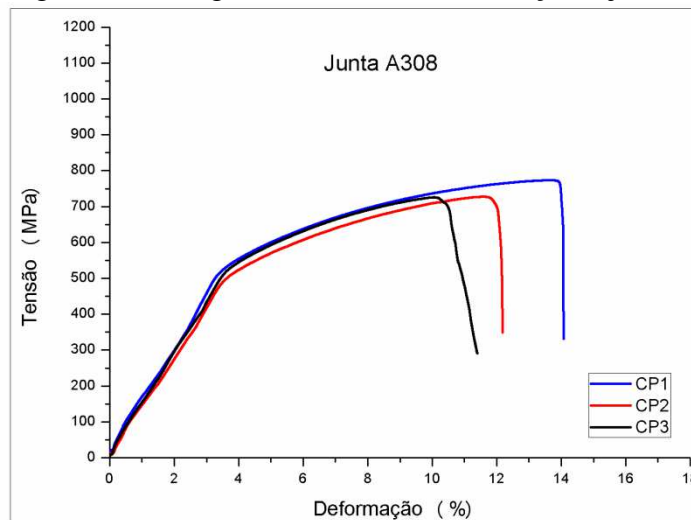


Fonte: própria.

A Figura 77 apresenta o diagrama tensão x deformação para a junta A308. Esta apresentou menor limite de resistência à tração (740 MPa) que a junta MBT (1150 MPa), porém, se mostrou muito mais dúctil. Também é possível observar neste diagrama o efeito do encruamento aumentando sua resistência até a ruptura, mesmo com a estrição do corpo de prova. Este fenômeno é comum em aços com microestrutura austenítica em virtude da sua

grande capacidade de deformação plástica. A ruptura do corpo de prova da junta A308 ocorreu na solda, o que já era esperado, pois mesmo com o encruamento, o metal de base, o aço 4140 temperado e revenido apresenta elevado limite de resistência à tração, conforme visto na seção 3.1.2.

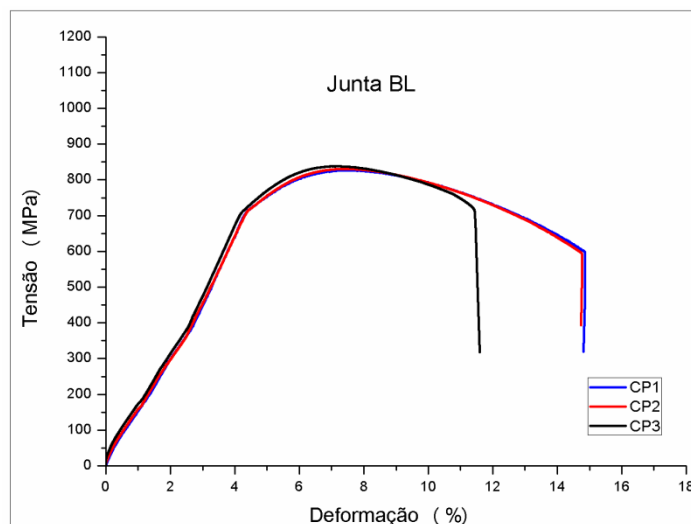
Figura 77 – Diagrama Tensão x Deformação – junta A308.



Fonte: própria.

Na Figura 78 são apresentados os resultados do ensaio de resistência à tração da junta BL. Esta junta apresentou valor de limite de resistência à tração de 830 MPa, sendo menor que a junta MBT e maior que a junta A308. Sua ruptura ocorreu no metal de solda, também justificada pelo elevado limite de resistência do metal de base temperado e revenido.

Figura 78 – Diagrama Tensão x Deformação – junta BL.



Fonte: própria.

Na Tabela 13 são apresentados os valores médios de Limite de escoamento (LE), Limite de resistência à tração (LRT), alongamento percentual (AL) e redução de área (RA) percentual, além dos seus respectivos desvios padrão (DP). Os limites de resistência à tração e de escoamento foram fornecidos pelo programa de computador da máquina de ensaios, já os percentuais de alongamento e redução de área foram calculados através de medições nas próprias peças, com base na norma.

Tabela 13 – Propriedades mecânicas das juntas soldadas – valores médios.

| Junta | Valor Médio LRT (MPa) | ±DP LRT | Valor Médio LE (MPa) | ±DP LE | Valor Médio AL (%) | ±DP AL | Valor Médio RA (%) | ±DP RA |
|--------------|------------------------------|----------------|-----------------------------|---------------|---------------------------|---------------|---------------------------|---------------|
| MBT | 1150 | 15 | 1023 | 11 | 1 | 0,2 | 2 | 0,5 |
| A308 | 741 | 22,17 | 611 | 71,75 | 12 | 0,82 | 27 | 1,25 |
| BL | 831 | 4,64 | 748 | 56,94 | 14 | 1,25 | 53 | 2,05 |

Fonte: própria.

Nas Figuras 79 e 80 são mostrados os corpos de prova de tração das juntas soldadas, após a ruptura. É possível visualizar e que enquanto o CP da junta MBT praticamente não sofre estricção, os CPs das demais juntas sofreram razoável espescoçamento até a ruptura.

Figura 79 – Corpo de prova de tração da junta MBT.



Fonte: própria.

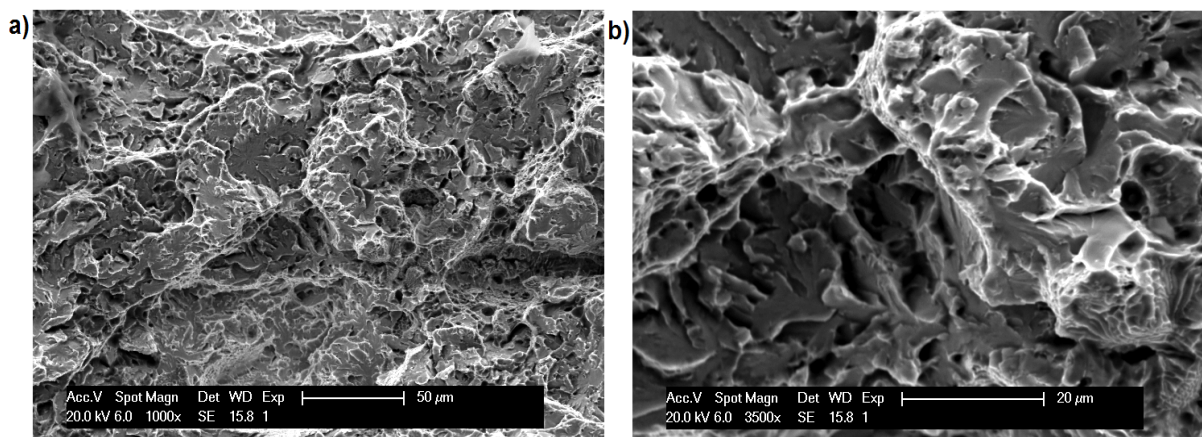
Figura 80 – Corpos de prova de tração a) junta A308 e b) BL.



Fonte: própria.

Na Figura 81 é mostrada a superfície de fratura do corpo de prova de tração retirado da junta MBT em dois aumentos distintos. As imagens foram feitas através de MEV e mostram a forte presença de facetas de clivagem, indicando predominância de processo de fratura frágil.

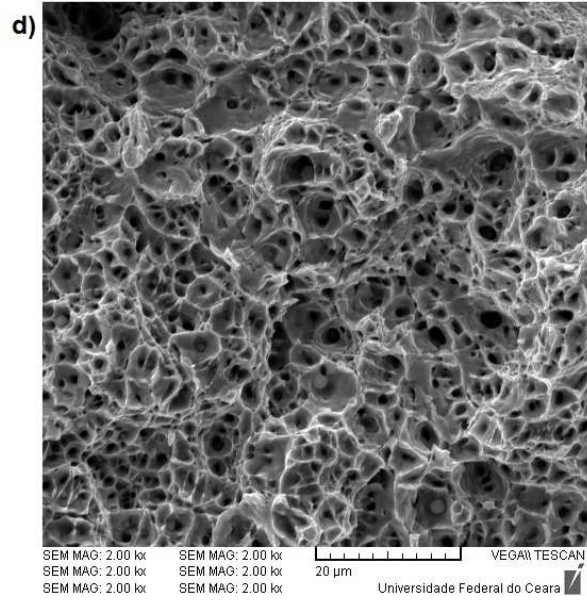
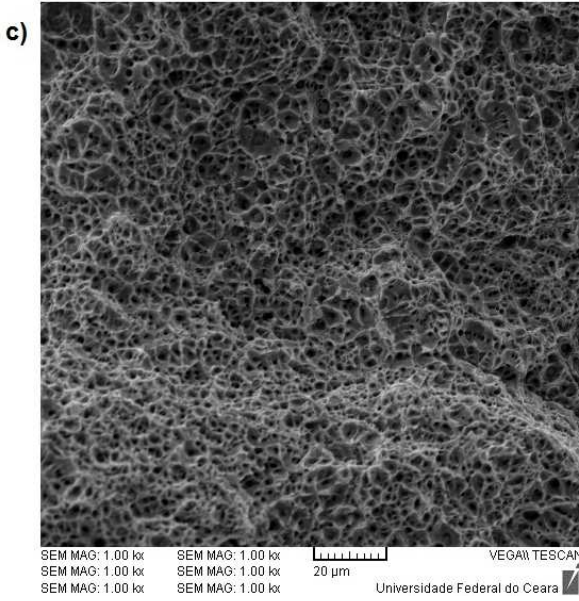
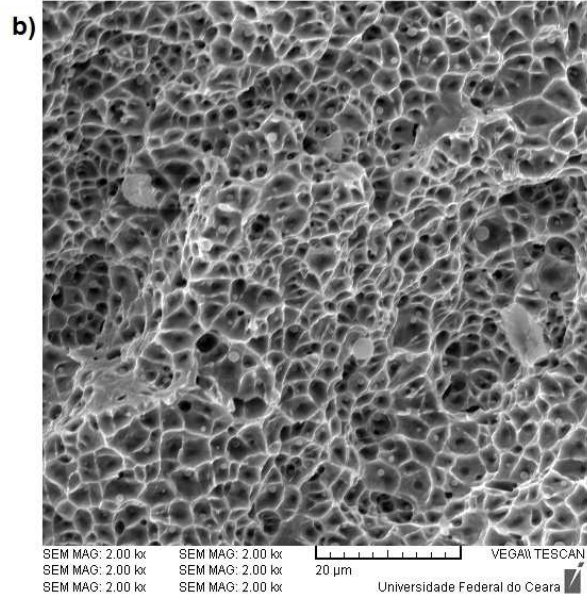
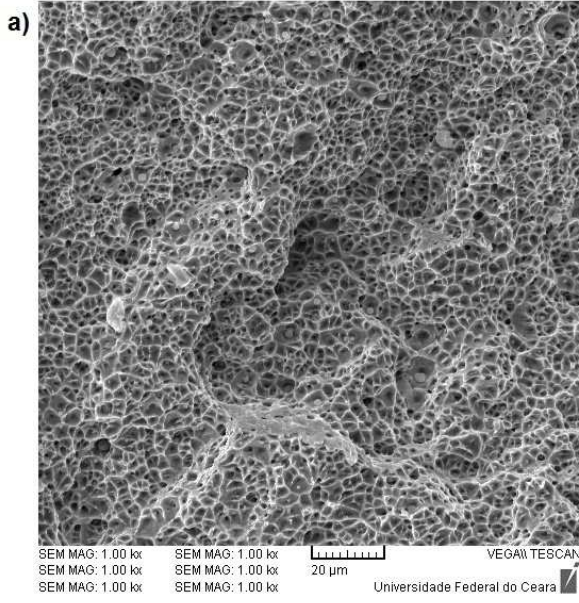
Figura 81 – Superfícies de fratura por MEV junta MBT a) 1000X e b) 3500X.



Fonte: própria.

As superfícies de fratura das juntas soldadas A308 e BL são apresentadas na Figura 82. Nas imagens também feitas em MEV, com aumentos de 1000X e 2000X é possível visualizar a presença de muitos *dimples* e vazios nas superfícies de fratura em ambas as juntas, indicando um processo de fratura dúctil e, portanto reforçando os resultados dos percentuais significativos de alongamento percentual e redução de área.

Figura 82 - Superfícies de fratura por MEV junta a) A308 1000X e b) A308 2000X c) BL 1000X e d) 2000X.



Fonte: própria.

5.5.2 Ensaio de Impacto Charpy

Os ensaios de impacto Charpy mostraram que a energia absorvida pela junta MBT se apresentaram relativamente baixos se comparados com as outras juntas, A308 e BL. Na Tabela 14 são apresentados os valores médios de energia absorvida obtidos pela média da triplicata em cada região. Como esperado a junta A308, com predominância de microestrutura austenítica, apresentou o melhor desempenho no ensaio de impacto, alcançando valores de 64 J no metal de solda e 60 J na ZTA. Este valor (60 J) mais elevado na ZTA da junta A308 é justificado pelo fato da trinca ter se propagado pelo metal de solda, mesmo com o entalhe posicionado na ZTA. A junta BL apresentou valores intermediários, atingindo 30 J na ZTA e 36 J no metal de solda. Em seu trabalho (Tavares, 2013) realizou ensaio Charpy no metal de solda de junta soldada com mesma composição química da junta MBT deste trabalho e encontrou valores da ordem de 30 J, um pouco superior aos 22 J aqui registrados. Vale ressaltar que no seu trabalho Tavares (2013) utiliza processo e energia de soldagem semelhantes, mas metal de base totalmente diferente e corpo de prova Charpy-V reduzido. A comparação entre as três juntas pode ser melhor visualizada na Figura 83.

Tabela 14 – Energia absorvida média nas juntas.

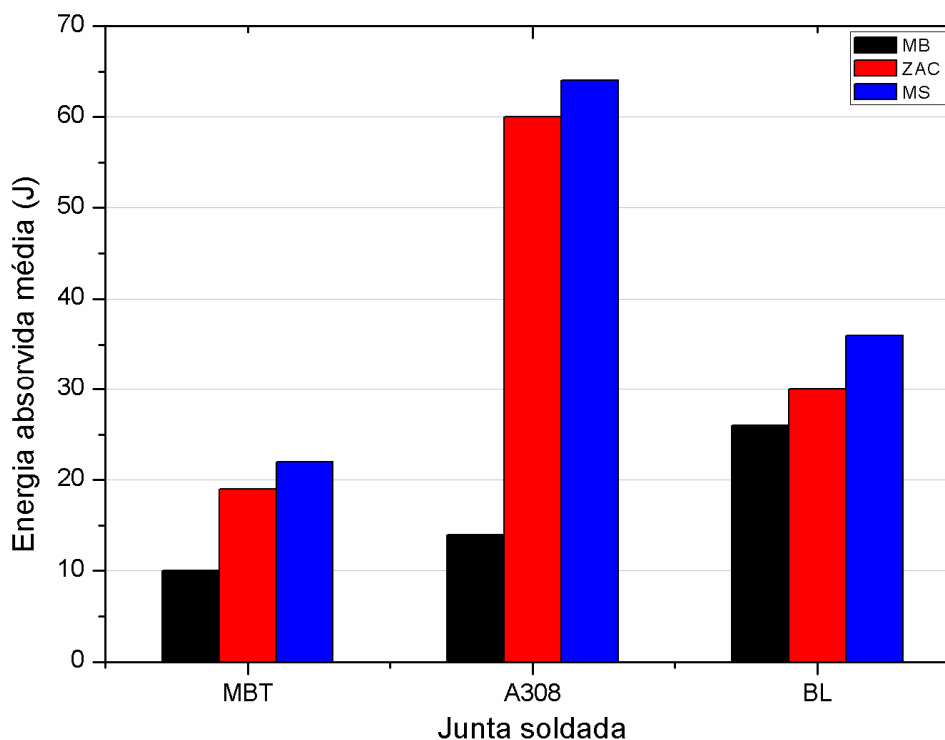
| Junta | Região | Valor Médio | |
|-------|--------|-----------------------|----------------|
| | | Energia absorvida (J) | ±Desvio Padrão |
| MBT | MB | 10 | 1,47 |
| | ZTA | 19 | 0,41 |
| | MS | 22 | 0,62 |
| A308 | MB | 14 | 1,65 |
| | ZTA | 60 | 1,70 |
| | MS | 64 | 7,13 |
| BL | MB | 26 | 6,34 |
| | ZTA | 30 | 1,63 |
| | MS | 36 | 0,81 |

Fonte: própria.

A baixa energia absorvida no metal de base das três juntas se deve ao tratamento térmico do aço 4140, o qual formou uma microestrutura de martensita revenida, como foi visto na seção 5.3.1. A maior diferença entre a energia absorvida pelo metal de base da junta BL e pelo metal de base da junta MBT se deve a possíveis variações nos resultados dos tratamentos térmicos realizados nas chapas do aço 4140, pois, apesar de ter sido usado

mesmos parâmetros e equipamentos, as dimensões grandes das chapas, o aumento na temperatura do óleo de resfriamento e provável variação na velocidade de agitação das peças dificultaram a repetição das taxas de resfriamento.

Figura 83 – Energia absorvida nas regiões das juntas.



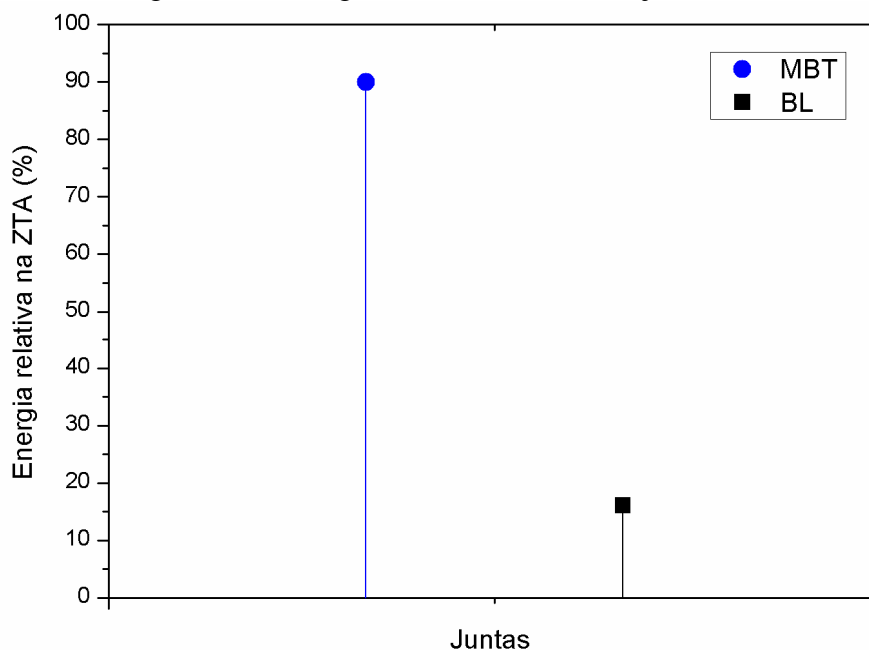
Fonte: própria.

É notado que os resultados diferentes no metal de base, principalmente das juntas MBT e BL influenciaram na energia absorvida pela ZTA destas juntas, por isso apresentamos um gráfico comparativo entre os resultados de energia absorvida da ZTA e metal de base para estas duas juntas. Este resultado mostra para cada junta (MBT e BL) o quanto a energia absorvida pela ZTA é maior que a energia absorvida pelo metal de base, em representação percentual. A equação 20 foi utilizada para o cálculo da energia relativa.

O gráfico da Figura 84 mostra que a energia relativa entre ZTA e metal de base da junta MBT foi muito superior à da junta BL.

$$Energia\ relativa = \frac{E_{ZTA} - E_{MB}}{E_{MB}} \times 100 (\%) \quad \text{Equação (20)}$$

Figura 84 – Energia relativa na ZTA das juntas MBT e BL.

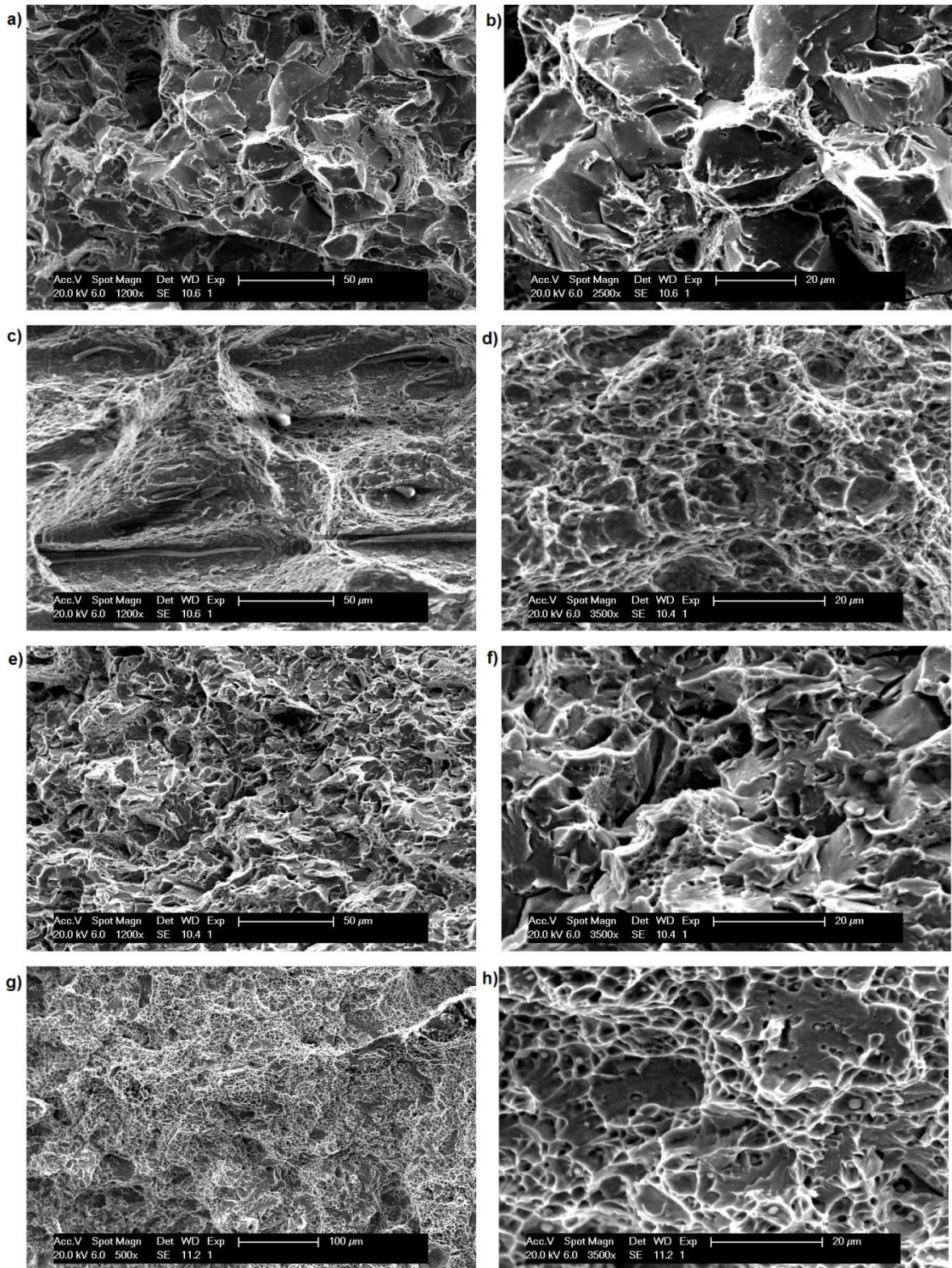


Fonte: própria.

A seguir são apresentadas e analisadas as superfícies de fratura dos corpos de prova do ensaio Charpy para as junta MBT, A308 e BL.

Na Figura 85 é mostrada a superfície de fratura dos corpos de prova Charpy da junta MBT. Figura 85 a) e b) são referentes ao metal de base e apresentam facetas de clivagem indicando fratura frágil. A ZTA desta junta apresentou um misto de fratura dúctil e frágil. Na figura 85 c) há a presença de inclusões de MnS e d) *dimples* mostrando que nesta região da ZTA ocorreu fratura dúctil. A figura 85 e) e f) mostram a presença de facetas indicando processo de fratura frágil nesta região da ZTA. E finalmente a figura 83 g) e h) mostram a predominância de *dimples* indicando processo de fratura dúctil no metal de solda.

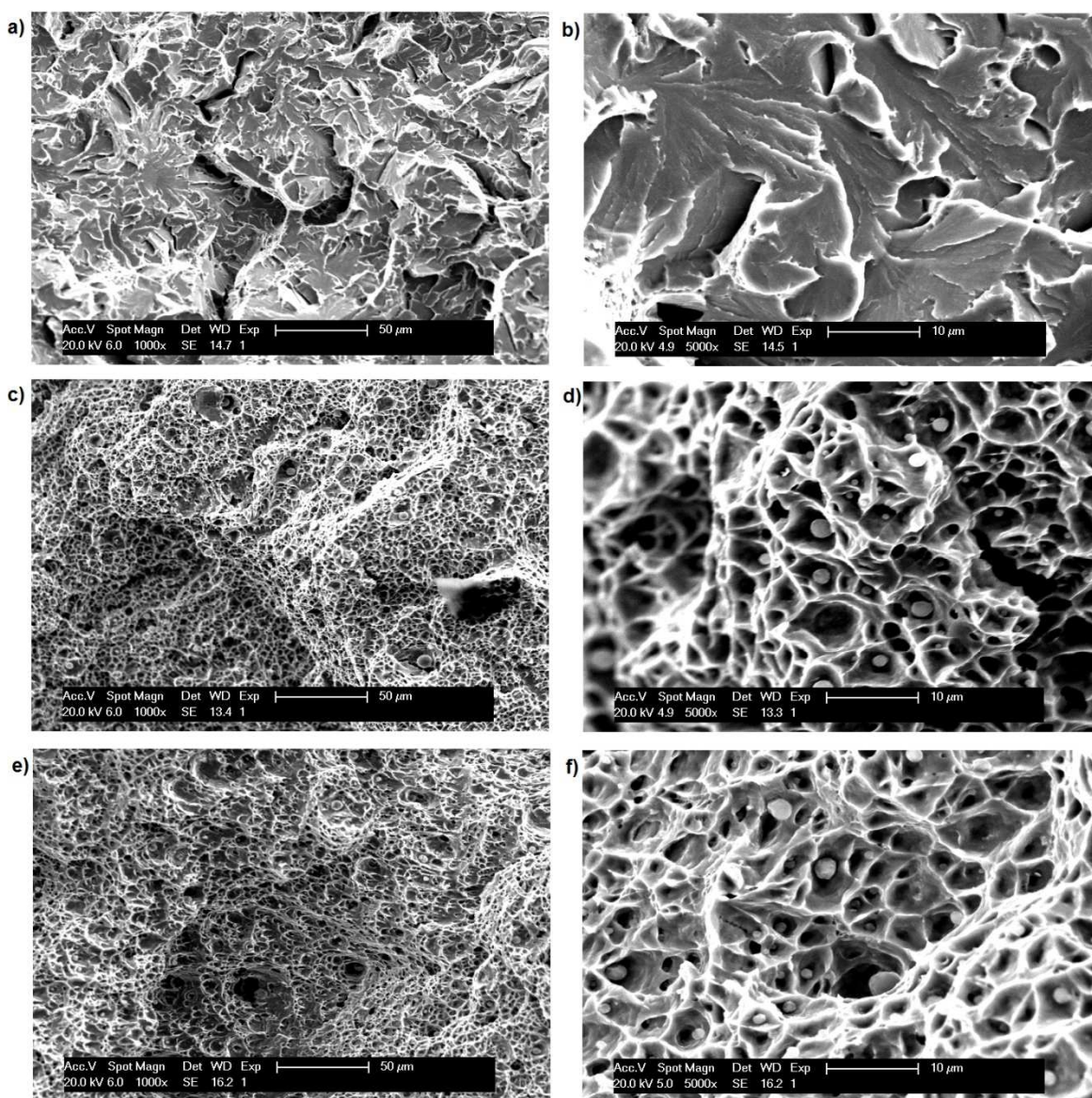
Figura 85 – Superfícies de fratura Charpy junta MBT a) e b) Metal de base c) e d) ZTA dúctil e) e f) ZTA frágil e g) e h) metal de solda.



Fonte: própria.

A Figura 86 apresenta as superfícies de fratura dos corpos de prova Charpy da junta A308. O metal de base apresentou fratura frágil com presença de facetas de clivagem e pode ser visualizado na Figura 86 a) e b). A Figura 86 c) e d) confirma a informação anterior, de que a trinca deste ensaio, na ZTA desta junta, propagou-se pelo metal de solda, visto que há bastante semelhança do tipo, distribuição e morfologia das inclusões desta superfície com a superfície de fratura do metal de solda desta mesma junta. Apresentada na Figura 86 e) e f), a superfície de fratura do metal de solda se apresentou com forte presença de *dimples*, indicando processo de fratura dúctil.

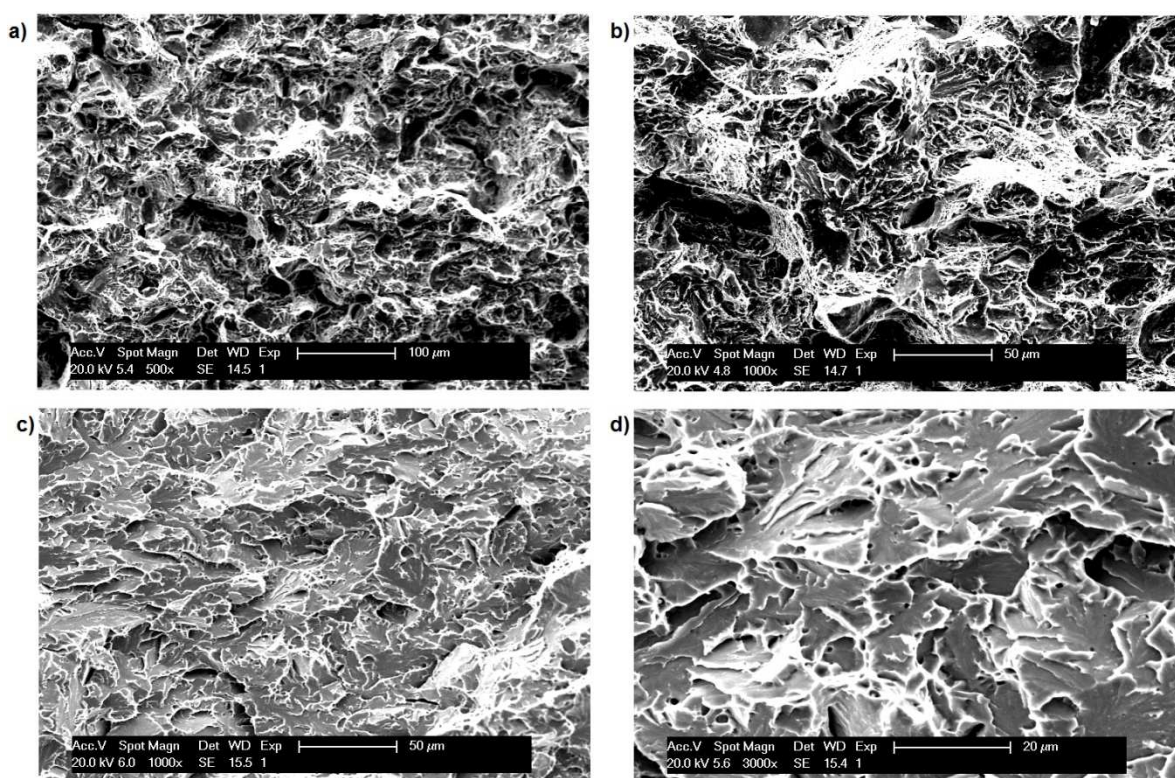
Figura 86 - Superfícies de fratura Charpy junta A308 a) e b) Metal de base c) e d) ZTA e) e f) metal de solda.



Fonte: própria.

As superfícies de fratura dos corpos de prova Charpy do metal de base e da ZTA da junta BL são mostradas na Figura 87 a) e b), e Figura 87 c) e d), respectivamente. O metal de base apresentou *dimples* e vazios, com fratura parcialmente dúctil. A ZTA apresentou facetas de clivagem, mesmo absorvendo maior energia de impacto Charpy que o metal de base. Esta absorveu energia média de 30 J e se mostrou semelhante à obtida no trabalho de Silva *et al.*, (2009), que utilizou mesmo metal de base e metal de adição similar ao desta junta.

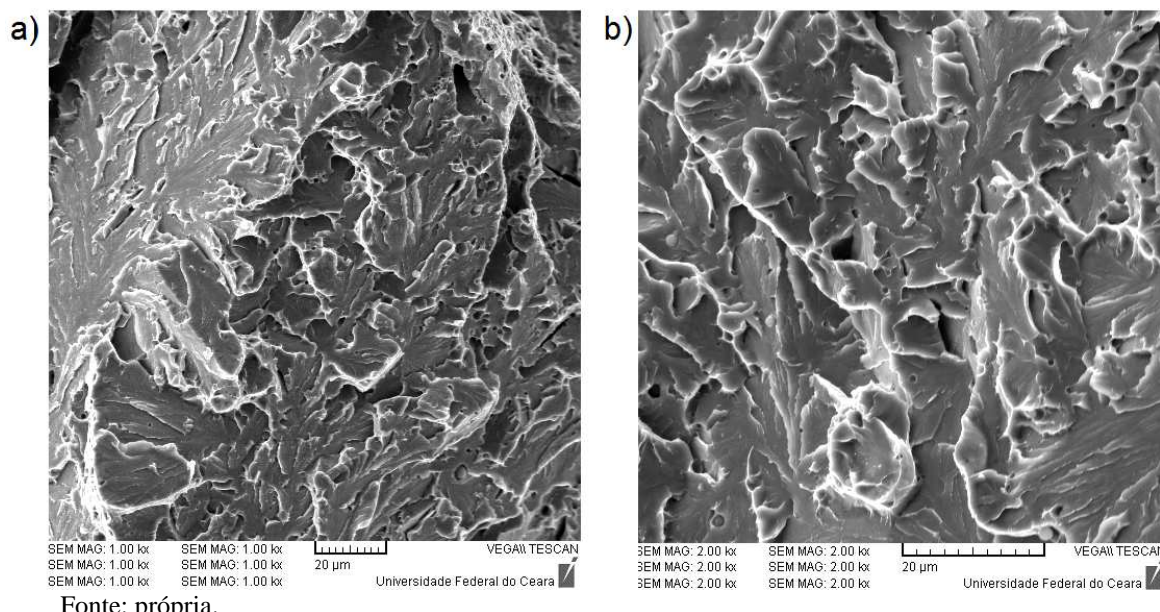
Figura 87 - Superfícies de fratura Charpy junta BL a) e b) Metal de base c) e d) ZTA



Fonte: própria.

Na Figura 88 são apresentadas as superfícies de fratura do corpo de prova Charpy no metal de solda da junta BL. A imagem mostra forte presença de facetas de clivagem, indicando processo de fratura frágil, e absorveu 36 J de energia. Esta região desta junta se apresentou com valor intermediário de energia absorvida com relação às juntas MBT e A308.

Figura 88 – Superfície de fratura – Charpy junta BL MS a) MEV 1000x e b) 2000X.



Ficou evidente a diferença de resultados do tratamento térmico do aço ABNT 4140, uma vez que, as energias absorvidas dos ensaios de impacto no metal de base das três juntas se apresentaram diferentes. Estes influenciaram diretamente nos resultados dos ensaios de impacto na ZTA das correspondentes juntas. Além disto, deve ser levado em consideração que, a ZTA é uma região de crescimento de grão, pois está sujeita a altas temperaturas, e com formação de microestruturas mais frágeis, isso acarreta em menores tenacidades.

Os resultados dos ensaios de impacto Charpy mostraram que a junta MBT em todas as regiões, metal de base, ZTA e metal de solda apresentaram valores de energia absorvida relativamente baixos, quando comparados com as demais juntas, necessitando cautela quando do seu uso nestas condições.

6 CONCLUSÃO

Baseado nos resultados experimentais obtidos neste trabalho foi possível concluir que:

1. As tensões residuais longitudinais no topo e raiz da junta MBT sofreram forte influência da transformação martensítica a baixa temperatura e se apresentaram compressivas no metal de solda.
2. As juntas A308 e BL que não apresentam transformação martensítica a baixa temperatura no metal de solda, apresentaram tensões residuais trativas no topo da junta na direção longitudinal e na raiz na direção transversal.
3. Não houve uma relação definida entre microdureza e as tensões residuais nas juntas soldadas.
4. O ciclo térmico da soldagem multipasse proporcionou redução de dureza na zona termicamente afetada em regiões do meio e da raiz das juntas MBT e A308, sendo esta redução mais intensa na primeira junta.
5. A junta MBT apresentou elevado limite de resistência à tração quando comparada com as juntas A308 e BL.
6. A junta MBT absorveu energia relativamente baixa na ZTA e MS quando comparada com a junta BL que teve uma razoável absorção de energia na ZTA.
7. A energia relativa absorvida na ZTA da junta MBT se apresentou mais elevada que a energia relativa na ZTA da junta BL, levando em consideração os resultados diferentes nos seus respectivos metais de base.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Estudar o efeito de soldagens com metal de adição de transformação martensítica a baixa temperatura e com diferentes energias no perfil de tensões residuais;
2. Estudar a resistência à corrosão na soldagem com aço de transformação martensítica a baixa temperatura;
3. Fazer a aquisição de temperaturas em várias regiões durante soldagem com metal de adição de baixa temperatura de transformação martensítica, fazer modelagem das tensões residuais e comparar com medições experimentais.

REFERÊNCIAS

AGUIAR, W. M. **Soldagem do aço ABNT 4140 sem tratamento térmico posterior**. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará - CE, Fortaleza, 2001.

ALBUQUERQUE, V. H.C., SILVA, C.C., MOURA, C.R.O., AGUIAR, W.M., FARIAS, J.P., **Effect of nonmetallic inclusion and banding on the success of the two-layer temper bead welding technique**. *Materials and Design* 30, 1068–1074, 2009.

ALORAIER, A. IBRAHIM, R. THOMSON, P. **FCAW process to avoid the use of post weld heat treatment**. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 83, 394–398. 2006.

ASM HANDBOOK. **Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. 10ed. United States of America: American Society for Metals, v.1, 1990.

ASM HANDBOOK. **Welding, Brazing, and Soldering**. 2ed. United States of America: American Society for Metals, v.6, 1993.

ASM. **Mechanical Testing and Evaluation**. Ohio: ASM International, v.8. 2000.

ASM. **Welding, Brazing and Solderi**. Ohio: ASM International, v.6. 2000.

ASM HANDBOOK. **Heat Treating**. 9ed. United States of America: American Society for Metals, v.4, 1991.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR NM 87/2000; Aços Carbono e Ligados para Construção Mecânica-Designação e Composição Química**. Rio de Janeiro, 19p. 2000.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR NM 172/2000; Critérios de Classificação dos Aços**. Rio de Janeiro, 8p. 2000.

ATAPOUR, M. MIRSHEKARI, G.R..SADEGUIAN, B. **Microstructure and corrosion behavior of multipass gas tungsten arc welded 304L stainless steel.** International Journal of Pressure Vessels and Piping 83, 394–398, 2006.

BAILEY, N. **Weldability of ferritic steels.** England: Abington Hall. 1994.

BHADESHIA, H. K. D. H., “**Developments in Martensitic and Bainitic Steels: Role of the Shape Deformation**”, Mat. Sci. Eng. A, 378, 34-39, 2004.

BHADESHIA, H. K. D. H., **Worked examples in the Geometry of Crystals**, London: Carlton House Terrace: University of Cambridge, 2001.

BEREZHNITS'KA, M. P. **Methods for Determining residual Welding Stress and their Relief (a review).** Materials Science. V.37.n.6.pp.933-939. 2001

CALLISTER, W.D. **Fundamentals of Materials Science and Engineering.** 5ed. Utah: John Wiley & Sons, 900p. 2001.

SILVA, A. L. C., MEI, P. R. **Aços e ligas Especiais.** 3ª ed., Edgar Blucher, São Paulo, 2010.

EIGENMANN, B. & MACHERAUCH, E., Röntgenographische Untersuchung von Spannungszuständen in Werkstoffen. **Materialwissenschaft und Werkstofftechnik**, v. 27 pp. 426-437. 1996.

HOSFORD, W. F. **Mechanical Behavior of Materials.** New York: Cambridge, 425p. 2005.

KANNENGIESSE, T, Kromm, A. **Formation of welding residual stresses in low transformation temperature (LTT) materials.** São Paulo: Soldagem Inspeção, Vol. 14, No. 1, p.074-081, 2009.

Lippold, J.C., Kotecki, D.J., **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**, John Wiley and Sons Inc, Hoboken, 2005.

LU, Jian. **Handbook of Measurement of Residual Stress.** U.S.: Society for Experimental Mechanics, 1996.

METALS HANDBOOK. **Atlas of Microstructures of industrial Alloys**. 8ed. Ohio: American Society for Metals, v.7, 1972.

METALS HANDBOOK. **Embrittlement of Steel**. 10ed. Ohio: American Society for Metals, v.1, 1990.

METALS HANDBOOK. **Structure/Property Relationships in Irons and Steels**. 2ed. J.R. Davis, Editor, p 153-173, 1998.

MODENESI, P. M., MARQUES, P. V., BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. 3ed. Belo Horizonte: Editora UFMG, 363p. 2009.

NOYAN, I.C., COHEN, J. B. **Residual Stress: Measurement by Diffraction and Interpretation**. New York: Springer-Verlag, 276p. 1987.

NUNES, C.S., **Juntas dissimilares: utilização do Mar 350 e 250 como material de adição em soldas**. (Tese). Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2015.

OKUMURA, T., TANIGUCHI, C. **Engenharia de Soldagem e Aplicações**. Rio de Janeiro: LTC editora. 1982.

OLABI, A. G., Rossini, N.S, Dassisti, M. Benyounis, K.Y. **Methods of measuring residual stresses in components**. Materials and Design 35, 572–588. 2012.

OLABI, A. G., HASHMI, M.S.J. **Stress Relief Procedures for Low Carbon Steel (1020) Welded Components**. Journal of Materials Processing Technology, v.56, p.552-562.1996.

OLIVEIRA, G.L.G. **Avaliação de Tensões Residuais de Soldagem em Chapas Planas do Aço Estrutural ASTM A516 G70**. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará - CE, Fortaleza, 2009.

PETROBRAS. **N-0133: Soldagem**. Brasil, 2013.

PHILIPPOV, S., Modelagem computacional para a interpretação de dados de medição de tensões. **Tese de Doutorado**. Universidade Estadual do Rio de Janeiro. Nova Friburgo, RJ, Brasil, 2006.

RAMKUMAR, K.D., REDDY, M. P., WILLIAN A. A. S., PRASHANT, M. M., KUMAR, S.N.S., ARIVAZHAGAN N., NARAYANAN, S., **Assessment of Mechanical Properties of AISI 4140 and AISI 316 Dissimilar Weldments**. Procedia Engineering 75, p. 29 – 33. 2014.

SEM – Society for Experimental Mechanics. **Handbook of Measurement of Residual Stress**. Edited by Jian Lu. Lilburn: Fairmont Press, 238p. 1996.

SHIPWAY, P.H. BHADSHIA, H.K.D.H. **Materials Science and Engineering**. A A201. 143–149. 1995.

SILVA, A. L. C. e MEI, P. R., **Aços e ligas especiais**, 3ª ed, São Paulo: Edgard Blucher. 2010.

SILVA, C. C. **Avaliação das Tensões Residuais de Soldagem em Tubulações de Pequeno Diâmetro Usadas em Refinaria de Petróleo**. Dissertação de mestrado. Universidade Federal do Ceará - CE, 2007.

SILVA, C.C., MIRANDA, H.C., SANT'ANA, H.B., FARIAS, J.P., **Microstructure, hardness and petroleum corrosion evaluation of 316L/AWS E309MoL-16 weld metal**. Materials Characterization 60, 346-352, 2009.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. New Jersey: John Wiley & Sons. 466 p. 2003.

TAVARES, W. S. **Influência de Transformação Martensítica a baixa Temperatura no Nível de Tensões Residuais e Textura Cristalográfica de Juntas Soldadas de Aços Usados na Indústria do Petróleo**. (Tese). Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2013.

THIBAUT, D., BOCHER, P., THOMAS, M. **Residual stress and microstructure in welds of 13%Cr-4%Ni martensitic stainless steel.** Journal of Materials Processing Technology 209, p.2195-2202. 2009.

THIBAUT, D., BOCHER, P., THOMAS, M., GHARGHOURI, M., CÔTÉ, M. **Residual stress characterization in low transformation temperature 13%Cr-4%Ni stainless steel weld by neutron diffraction and contour method.** Materials Science and Engineering A 527, p.6205-6210. 2010.

WANG, J. MING, H. ZHANG, Z. WEI KE, E. **Microstructural characterization of an SA508-309L/308L-316L domestic dissimilar metal welded safe-end joint.** Materials Characterization 97, 101-115, 2014.

WITHERS, P. J., BHADSHIA, H. K. D. H., **Residual stress. Part 1 – Measurement techniques.** Materials Science and Technology. v. 17, pp. 355- 365. 2001.

WITHERS, P. J. BHADSHIA, H. K. D. H. **Residual stress. Part 2 – Nature and origins.** Materials Science and Technology. V. 17, pp. 366-375. 2001.