



ANÁLISE POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X DO ESTADO DAS TENSÕES  
RESIDUAIS EM CHAPAS DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX APÓS SOLDAGEM

Sergio Nolêto Turibus

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Nuclear, COPPE, da Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Doutor em Engenharia Nuclear.

Orientadores: Ricardo Tadeu Lopes

Vladimir Ivanovitch Monine

Rio de Janeiro

Maio de 2014

ANÁLISE POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X DO ESTADO DAS TENSÕES RESIDUAIS  
EM CHAPAS DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX APÓS SOLDAGEM

Sergio Nolêto Turibus

TESE SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO INSTITUTO ALBERTO LUIZ  
COIMBRA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA DE ENGENHARIA (COPPE) DA  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS  
REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE DOUTOR EM  
CIÊNCIAS EM ENGENHARIA NUCLEAR.

Examinada por:

---

Prof. Ricardo Tadeus Lopes, D.Sc.

---

Prof. Vladimir Ivanovitch Monine, Ph.D.

---

Prof. Joaquim Teixeira de Assis, D.Sc.

---

Prof. João da Cruz Payão Filho, Dr.-Ing.

---

Prof. Edgar Francisco Oliveira de Jesus D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL.

MAIO DE 2014

Turibus, Sergio Nolêto

Análise por difração de raios x do estado das tensões residuais em chapas de Aço Inoxidável Duplex após soldagem / Sergio Nolêto Turibus. – Rio de Janeiro: UFRJ / COPPE, 2014.

XX, 89 p.: il.; 29,7 cm.

Orientador: Ricardo Tadeu Lopes

Vladimir Ivanovitch Monine

Tese (doutorado) – UFRJ/ COPPE/ Programa de Engenharia Nuclear, 2014.

Referências Bibliográficas: p. 83-89.

1. Análise de tensão. 2. Difração de raios X. 3. Aço Inoxidável Duplex. I. Lopes, Ricardo Tadeu *et al.* II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Programa de Engenharia Nuclear. III. Título.

## **Dedicatória**

Dedico esse trabalho a Jesus Cristo que sempre esteve e está ao meu lado me ajudando e guiando meus passos.

A minha Esposa Sanna e aos meus filhos Mateus, Rebeca, Raquel e minha família pelo apoio e ajuda nas horas difíceis da caminhada.

## **Agradecimentos**

Ao Senhor Deus, por tudo de bom que ele está fazendo em minha vida.

Ao Professor Vladimir Ivanovitch Monine, por ter me ajudado com seus ensinamentos paciência e dedicação. Um grande pai que me ajudou muito...

Ao Professor Ricardo Tadeu Lopes pela dedicação, paciência e ensinamentos transmitidos ao longo deste trabalho.

Ao amigo e Professor Joaquim Teixeira de Assis por sua ajuda e ensinamentos no decorrer do trabalho.

Ao amigo e Professor João da Cruz Payão Filho pela sua grande ajuda na elaboração desse trabalho.

Ao Técnico mecânico e amigo José Marques Soares por ter me ajudado nas fases de preparação das peças e desenvolvimento de equipamentos.

Ao engenheiro eletrônico Osmar Fernandes Carpintier e ao Técnico em Eletrônica Carlos Augusto, por ter solucionado o problema da fonte de raios X.

Aos amigos que trabalham no LIN (Achilles, José Lopes, Josué, Otácilio e Sandro).

Ao LIN (Laboratório de Instrumentação Nuclear) por sua estrutura de funcionamento, que proporcionou o desenvolvimento deste trabalho.

Ao Laboratório LIETA/UERJ pela ajuda e suporte nas medidas de difração de raios X.

Ao Professor e amigo Marcelino José dos Anjos por sua ajuda no Laboratório LIETA.

Ao Pessoal da secretaria do PEN (Liliane, Washington, Reginaldo e Josevalda).

Ao Programa de Engenharia Nuclear (PEN/COPPE/UFRJ) por sua estrutura e organização.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pelo apoio financeiro.

A todos que direta e indiretamente contribuíram para a realização desse trabalho.

O Senhor é a minha rocha, minha  
fortaleza e o meu libertador; o meu  
Deus é o meu rochedo, em quem me  
refugio. Salmos 18:2

Resumo da Tese apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Doutor em Ciências (D.Sc.)

ANÁLISE POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X DO ESTADO DAS TENSÕES  
RESIDUAIS EM CHAPAS DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX APÓS SOLDAGEM

Sergio Nolêto Turibus

Maio/2014

Orientadores: Ricardo Tadeu Lopes

Vladimir Ivanovitch Monine

Programa: Engenharia Nuclear

O Aço Inoxidável Duplex 2205 é um material que atrai grande interesse das indústrias de óleo e gás, químicas, petroquímicas e produção de energia nuclear por causa de sua combinação estrutural, boas características mecânicas e alta resistência à corrosão. Nos processos de soldagem essas características podem ser alteradas devido ao gradiente de temperatura e outros ciclos da soldagem. Foi realizado neste trabalho uma laminação de 0,16 mm para os ensaios de tração *in-situ*. Nesses ensaios foram obtidas as principais características das propriedades mecânicas da ferrita e austenita. No processo de soldagem GTAW (Gas Tungsten Arc Welding), as amostras de Aço Inoxidáveis Duplex 2205 foram analisadas quanto à distribuição do estado da tensão longitudinal e transversal nas fases ferrita e austenita no cordão de solda, na ZTA (Zona Térmica Afetada) e metal base. O software desenvolvido para a análise dos resultados do mine difratômetro obteve resultados precisos. A análise dos dados, mostram um aumento de tensões nas fases ferrita e austenita em áreas do cordão de solda, com sinais diferentes e uma variação da tensão em relação a distância ao centro do cordão de solda.

Abstract of Thesis presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Doctor of Science (D.Sc.)

ANALYSIS BY X-RAY DIFFRACTION TECHNIQUE OF RESIDUAL STRESS  
STATE IN DUPLEX STAINLESS STEEL AFTER WELDING

Sergio Nolêto Turibus

May/2014

Advisors: Ricardo Tadeu Lopes

Vladimir Ivanovitch Monine

Department: Nuclear Engineering

The 2205 Duplex Stainless Steel is a material that attracts great interest from oil and gas, chemical, petrochemical and nuclear power industries because of its structural combination, good mechanical properties and high corrosion resistance. Welding processes in these characteristics may change due to the temperature gradient and cycles of welding. Lamination of 0.16 mm for tensile tests in situ was performed in this work. In these trials the main features of the mechanical properties of ferrite and austenite were obtained. In the process of welding GTAW (Gas Tungsten Arc Welding), samples of Duplex Stainless Steel 2205 were analyzed for the distribution of state of the longitudinal and transverse strain in ferrite and austenite phases in the weld, the HAZ (Heat Affected Zone) and metal basis. The software developed for the analysis of the results of the diffractometer mine got accurate results. The analysis of data show an increase of stresses in the ferrite and austenite phases in the weld areas with different signals and a tension variation with respect to distance from the center of the weld bead.



# SUMÁRIO

<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>1</b>
<b>1.1 Justificativa do trabalho .....</b>	<b>2</b>
<b>1.2 Objetivo da Tese .....</b>	<b>3</b>
<b>CAPÍTULO II.....</b>	<b>4</b>
<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>4</b>
<b>2.1 Tensões residuais em chapas soldadas.....</b>	<b>4</b>
<b>2.2 Medidas por Difração de raios X .....</b>	<b>7</b>
<b>CAPÍTULO III .....</b>	<b>9</b>
<b>FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....</b>	<b>9</b>
<b>3.1 Aço Inoxidável Duplex .....</b>	<b>9</b>
<b>3.2 Soldagem GTAW.....</b>	<b>10</b>
<b>3.3 Soldagem dos Aços Inoxidáveis Duplex.....</b>	<b>11</b>
<b>3.4 Tensões Residuais .....</b>	<b>13</b>
<b>3.5 Classificação das Tensões.....</b>	<b>14</b>
<b>3.6 Tensões Residuais de Soldagens .....</b>	<b>16</b>
<b>3.7 Princípios da tensometria por difração de raios X.....</b>	<b>19</b>
3.7.1 Método do $\text{sen}^2\psi$ para medir tensões .....	24
<b>CAPÍTULO IV.....</b>	<b>28</b>
<b>METODOLOGIA.....</b>	<b>28</b>

<b>4.1</b>	<b>Aparelho portátil para medir tensões</b> .....	<b>28</b>
<b>4.2</b>	<b>Determinação dos parâmetros do aparelho</b> .....	<b>29</b>
<b>4.3</b>	<b>Processamento dos perfis das linhas de difração</b> .....	<b>30</b>
4.3.1	Função de Aproximação do Perfil.....	33
<b>CAPÍTULO V</b> .....		<b>38</b>
<b>RESULTADOS E ANÁLISES</b> .....		<b>38</b>
<b>5.1</b>	<b>“Software”: Tensometria por difração de raios X</b> .....	<b>38</b>
<b>5.2</b>	<b>Desenvolvimento do método de caracterização tridimensional das tensões residuais em chapas de AID 2205</b> .....	<b>42</b>
<b>5.3</b>	<b>Estudo do comportamento mecânico das componentes de tensão do Aço Inoxidável Duplex 2205</b> .....	<b>45</b>
5.3.1	Resultados dos ensaios de tração – Aço Inoxidável Duplex 2205 .....	48
<b>5.4</b>	<b>Preparação dos corpos de prova</b> .....	<b>49</b>
<b>5.5</b>	<b>Soldagem GTAW das chapas de Aço Inoxidável Duplex 2205</b> .....	<b>51</b>
<b>5.6</b>	<b>Resultados da análise das tensões</b> .....	<b>55</b>
5.6.1	Medidas de tensões – Corpo de prova 1 .....	55
5.6.2	Surgimento das tensões residuais no corpo de prova do Aço Inoxidável Duplex após soldagem.....	59
5.6.3	Medidas de tensões – Corpo de prova 2.....	66
5.6.4	Medidas de tensões – Corpo de prova 3.....	71
<b>5.7</b>	<b>Ensaio de Metalografia e Microdureza</b> .....	<b>76</b>
5.7.1	Resultados dos ensaios de Microdureza .....	76

5.7.2 Resultados dos ensaios de Metalografia.....	76
<b>CAPÍTULO VI.....</b>	<b>80</b>
<b>DISCUSSÃO E CONCLUSÕES .....</b>	<b>80</b>
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>83</b>

## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1: Digrama das mudanças ocorridas na junta soldada dos Aços Inoxidáveis Duplex (Conforme figura em [39]).	12
Figura 3.2: Alargamento do perfil difratado [1].	15
Figura 3.3: Intensidade do perfil difratado [1].	16
Figura 3.4: Variação das tensões residuais transversais (a = contração, b = resfriamento superficial rápido, c = transformação de fase [17].)	18
Figura 3.5: Variação das tensões residuais transversais (a = contração + resfriamento superficial rápido, b = contração + transformação de fase, c = contração + resfriamento superficial rápido + transformação de fase [17].)	18
Figura 3.6: Condições para a Lei de Bragg	20
Figura 3.7: Deformação $\varepsilon_{\phi,\phi}$ na direção arbitrária em sistema de coordenadas esféricas.	23
Figura 3.8: Relação entre o ângulo de difração e a função $\theta_{\psi} = f(\sin^2\psi)$ [1].	26
Figura 3.9: Deslocamento do pico de difração para a tensão trativa – compressiva (caso $\psi = 0$ ) [1].	27
Figura 4.1: Difrátômetro de raios X (1 – Fonte de raios X, 2 – Detector, 3 – Colimador).	28
Figura 4.2: Perfil do Aço Mola, com distinção dos Picos $K\alpha_1$ e $K\alpha_2$ (Calibração do aparelho) [1].	29
Figura 4.3: Perfil Inicial do difratômetro de raios X – Austenita.	31
Figura 4.4: Perfil inicial do difratômetro de raios X – Ferrita.	31

Figura 4.5: Influência do coeficiente $a$ na forma dos perfis. Para picos 1, 2 e 3 os valores de $a$ são iguais: 1 – $a = 0,00008$ ; 2 – $a = 0,00004$ ; 3 – $a = 0,00002$ . Para todos os perfis $n = 2$ . .....	34
Figura 4.6: Influência de parâmetro $n$ na forma dos perfis. Para picos 1,2,3 os valores de $n$ são iguais: 1 – $n = 4$ ; 2 – $n = 2$ ; 3 – $n = 1$ . Para todos os perfis. ....	35
Figura 4.7: Ajuste de curvas - Perfil normalizado e otimizado da ferrita .....	36
Figura 4.8: Perfil normalizado, otimizado com os picos $K\alpha_2$ e $K\alpha_1$ – Ferrita.....	36
Figura 5.1: “Software: Tensometry by X-ray Diffraction” – Cálculo da tensão residual. ....	39
Figura 5.2: “Software: Tensometry by X-ray Diffraction” – Perfil inicial. ....	40
Figura 5.3: “Software:Tensometry by X-ray Diffraction” – Perfil otimizado .....	40
Figura 5.4: “Software: Tensometry by X-ray Diffraction” – Perfis: Otimizado, Picos $K\alpha_1$ e $K\alpha_2$ . ....	41
Figura 5.5: “Software: Tensometry by X-ray Diffraction” – Reta da tendência.....	41
Figura 5.6: “Software: Tensometry by X-ray Diffraction” – Edição dos valores do ponto de corte e calibração. ....	42
Figura 5.7: Tensões residuais no cordão de solda e seções de corte por planos paralelos e perpendiculares ao cordão (a – vista geral das chapas soldadas com planos de corte; b – tensão residual na seção transversal B – B; c – seção transversal C – C; d, d* – alta) .....	43
Figura 5.8: Corpo de prova do Aço Inoxidável Duplex 2205 – Ensaio de tração [45]. ....	45
Figura 5.9: Dispositivo de carregamento do corpo de prova: 1 – corpo de prova; 2 – molas; 3 – fixador móvel do corpo de prova; 4 – fixador imóvel do corpo de prova; 5 – parafuso para regular a carga inicial; 6 – parafuso para aumentar a carga inicial [45]. ....	46

Figura 5.10: Geometria da medida de tensão: 1 – corpo de prova tracionado; 2 – fonte de raios X; 3 – detector de raios X [45]. .....	47
Figura 5.11: Aparelho portátil de raios X com dispositivo de tração: 1 – dispositivo; 2 – colimador; 3 – fonte de raios X; 4 – detector de raios X; 5 – tela do notebook [45].....	47
Figura 5.12: : Diagrama tensão versus deformação: carga aplicada, fase ferrita e fase austenita.....	48
Figura 5.13: Característica das chapas do Aço Inoxidável Duplex 2205 para o processo de soldagem GTAW.....	49
Figura 5.14: Corpos de prova do Aço Inoxidável Duplex 2205 fixadas na chapa de aço carbono para o processo de soldagem GTAW.....	50
Figura 5.15: Corpo de prova 1 sem restrição – Diagrama dos passe de soldagem GTAW.....	52
Figura 5.16: Corpo de prova 2 com restrição – Diagrama dos passe de soldagem GTAW.....	52
Figura 5.17: Corpo de prova 3 com restrição – Diagrama dos passe de soldagem GTAW.....	52
Figura 5.18: Preparação das chapas para a soldagem – Soldagem GTAW.....	53
Figura 5.19: Soldagem GTAW, Corpo de prova 1 com um passe de solda.....	54
Figura 5.20: Corpo de prova a com alguns passe de solda e deformação angular da corpo de prova 1 .....	54
Figura 5.21: Medição da temperatura como o pirômetro ótico no cordão de solda e ZTA .....	54
Figura 5.22: Corpo de prova 1 – Chapas de Aço Inoxidável Duplex 2205 após o processo de soldagem GTAW.....	55

Figura 5.23: Distribuição da tensão transversal – Ferrita e austenita do AID 2205 .....	56
Figura 5.24: Distribuição da tensão longitudinal – Ferrita e austenita do AID 2205 .....	57
Figura 5.25: Pontos $P_1$ , $P_2$ e $P_3$ da análise da distribuição da tensão transversal em relação a espessura (Cota) do cordão de solda – Corpo de prova 1 .....	58
Figura 5.26: Distribuição da tensão transversal na espessura do cordão de solda (Cota) – Ferrita e austenita do AID 2205 – Corpo de prova 1 .....	58
Figura 5.27: Seções transversais das chapas soldadas para análise das tensões residuais [47]. .....	59
Figura 5.28: Deformações das chapas soldadas causadas pela contração do metal do cordão de solda: a – estado hipotético; b – estado real deformado; Tfr. – Temperatura do metal frio após primeiro passe de solda; Tqu. – Temperatura do metal quente no momento do segundo [47].....	60
Figura 5.29: Surgimento de forças e momentos internos nas camadas do metal após passes de soldagem [47].....	61
Figura 5.30: Tensões residuais nas camadas do metal após 2 passes de solda: a – seção transversal do cordão com 2 passes; b,c,d –Distribuição das tensões residuais [47]. .....	64
Figura 5.31: Formação das tensões residuais nas camadas de metal após 10 passes de solda: a – seção transversal do cordão com 10 passes; b,c,d – Distribuição das tensões residuais [47]. .....	65
Figura 5.32: Corpo de prova 2 – Chapas de Aço Inoxidável Duplex 2205 após o processo de soldagem GTAW .....	66
Figura 5.33: Corpo de prova 2 – Chapas de AID 2205 após a remoção eletrolítica.....	67

Figura 5.34: Corpo de prova 2 – Chapas de AID 2205 com os pontos de medidas (8 mm, 14mm, 19mm e 24 mm). .....	67
Figura 5.35: Distribuição das tensões transversal nas fases ferrita e austenita do AID 2205 – Corpo de prova 2 .....	68
Figura 5.36: Distribuição das tensões longitudinal nas fases ferrita e austenita do AID 2205 – Corpo de prova 2 .....	69
Figura 5.37: Pontos P <sub>1</sub> , P <sub>2</sub> e P <sub>3</sub> da análise da distribuição da tensão transversal em relação a espessura (Cota) do cordão de solda – Corpo de prova 2 .....	70
Figura 5.38: Distribuição da tensão transversal na espessura do cordão de solda (Cota) – Ferrita e austenita do AID 2205 – Corpo de prova 2.....	70
Figura 5.39: Distribuição das tensões longitudinal nas fases ferrita e austenita do AID 2205 – Corpo de prova 3 .....	71
Figura 5.40: Corpo de prova 3 – Chapas de AID 2205 após a remoção eletrolítica.....	72
Figura 5.41: Corpo de prova 3 – Chapas de AID 2205 com os pontos de medidas (8 mm, 14mm, 19mm e 24 mm) .....	72
Figura 5.42: Distribuição das tensões transversal nas fases ferrita e austenita do AID 2205 – Corpo de prova 3 .....	73
Figura 5.43: Distribuição das tensões longitudinal nas fases ferrita e austenita do AID 2205 – Corpo de prova 3 .....	74
Figura 5.44: Pontos P <sub>1</sub> , P <sub>2</sub> e P <sub>3</sub> da análise da distribuição da tensão transversal em relação a espessura (Cota) do cordão de solda – Corpo de prova 3 .....	74
Figura 5.45: Distribuição da tensão transversal na espessura do cordão de solda (Cota) – Ferrita e austenita do Aço Inoxidável Duplex 2205 – Corpo de prova 3 .....	75



Figura 5.46: Cordão de solda 1: a – Imagem Original ; b – Imagem Classificada, Azul– Austenita, Laranja – Ferrita (Aumento de 200x) .....	77
Figura 5.47: Cordão de solda 2: a – Imagem Original ; b – Imagem Classificada, Azul– Austenita, Laranja – Ferrita (Aumento de 200x) .....	78
Figura 5.48: Cordão de solda 3: a – Imagem Original ; b – Imagem Classificada, Azul– Austenita, Laranja – Ferrita (Aumento de 200x) .....	78
Figura 5.49: Cordão de solda 3: a – Imagem Original ; b – Imagem Classificada, Azul– Austenita, Laranja – Ferrita (Aumento de 500x) .....	78
Figura 5.50: Metal base: a – Imagem Original ; b – Imagem Classificada, Azul– Austenita, Laranja – Ferrita (Aumento de 500x).....	79

## LISTA DE TABELAS

Tabela 5.1: Ensaio de tração – Aço Inoxidável Duplex 2205 .....	48
Tabela 5.2: Composição química do Aço Inoxidável Duplex 2205 – (Sandmeyer Steel Company).....	50
Tabela 5.3: Parâmetros de soldagem GTAW usados no Aço Inoxidável Duplex 2205 .....	51
Tabela 5.4: Parâmetros de soldagem usados nos corpos de prova do Aço Inoxidável Duplex 2205 .....	53
Tabela 5.5: Distribuição da tensão transversal – Corpo de prova 1 do AID 2205 .....	56
Tabela 5.6: Distribuição da tensão longitudinal – Corpo de prova 1 do AID 2205 .....	57
Tabela 5.7: Distribuição da tensão transversal em relação a espessura (Cota) do cordão de solda – Corpo de prova 1 .....	58
Tabela 5.8: Distribuição da tensão transversal – Corpo de prova 2 do AID 2205 .....	68
Tabela 5.9: Distribuição da tensão longitudinal – Corpo de prova 2 do AID 2205 .....	69
Tabela 5.10: Distribuição da tensão transversal em relação a espessura (Cota) do cordão de solda – Corpo de prova 2 .....	70
Tabela 5.11: Distribuição da tensão transversal – Corpo de prova 3 do AID 2205 .....	73
Tabela 5.12: Distribuição da tensão longitudinal – Corpo de prova 3 do AID 2205 .....	73

Tabela 5.13: Distribuição da tensão transversal em relação a espessura (Cota) do cordão de solda – Corpo de prova 3 .....	75
Tabela 5.14: Ensaios de microdureza nos corpos de prova do Aço Inoxidável Duplex 2205. ....	76
Tabela 5.15: Fração de área – Aço Inoxidável Duplex 2205. ....	77

## LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

B	Largura integral do perfil da linha de difração
GTAW	Gas tungsten arc welding
AID	Aço Inoxidável Duplex
PSD	Position Sensitive Detector
d	Distância interplanar
E	Módulo de Elasticidade (Young)
I	Intensidade da radiação difratada
$I_0$	Intensidade inicial da radiação incidente
K	Coefficiente do Equipamento (Calibração)
n	Ordem de difração
$\alpha$	Ângulo de inclinação da dependência linear entre o ângulo de difração e o $\text{sen}^2\psi$
$\delta$	Distância entre os picos $K\alpha_1$ e $K\alpha_2$
$\lambda$	Comprimento de onda dos raios X
T	Temperatura
$\nu$	Coefficiente de contração transversal (Poisson)
$\psi$	Ângulo que caracteriza a inclinação de feixe de raios X
L	Comprimento da camada
$\tau$	Tensão de cisalhamento
$\theta$	Ângulo de Difração
$\varepsilon$	Deformação
$\varphi$	Ângulo azimutal
$N_{\text{ref}}$	Valor do Canal de referência (Calibração)
$\sigma$	Tensão
Å	Angström

# CAPÍTULO I

## INTRODUÇÃO

Um dos grandes desafios em ciências dos materiais é o desenvolvimento de componentes que se utilizem das novas tecnologias. Após vários processos de fabricação, conformação ou tratamentos de peças de materiais metálicos, geralmente surgem tensões residuais. Essas tensões podem contribuir muito para o comportamento mecânico dos materiais e na formação de microtrincas nos processos de fratura. Com isso, um dos objetivos na fabricação de materiais e peças é que esse processo ocorra de modo que as tensões introduzidas sejam mínimas. Contudo, não podemos reduzir por completo as tensões residuais em um material metálico, sendo que os mesmos passam por várias transformações até chegar ao resultado final que se deseja [1]. Muitas vezes o aparecimento de tensões em material é consequência de procedimentos que envolvem a união de peças que fraturaram ou que precisam de correção. Uma das técnicas usadas para esse fim, na união de ligas metálicas é a soldagem. Nessa técnica ocorrem efeitos físico-químicos.

De acordo com a Associação Americana de soldagem – AWS. “Soldagem é o processo de junção de materiais, que produzem a coalescência dos mesmos mediante o aquecimento deles a temperatura apropriada com ou sem a aplicação de pressão ou com aplicação apenas de pressão e com ou sem o uso de materiais de enchimento”.

Na soldagem surgem os gradientes de temperatura em torno das partes soldadas devido ao aquecimento e resfriamento heterogêneo, gerando deformação plástica no material que resultará na introdução de tensões residuais. Em várias regiões em torno do cordão de solda vão existir influências do gradiente de temperatura como na ZTA (Zona termicamente afetada), que terá um crescimento de grão em decorrência do aumento da temperatura e uma modificação da estrutura cristalina do material. Os AID (Aços Inoxidáveis Duplex) apresentam uma microestrutura bifásica austenita e ferrita, sendo esse material utilizado em vários campos industriais por apresentarem boas propriedades mecânicas em relação aos meios adversos a que eles são submetidos. Assim, precisamos de uma técnica tridimensional, capaz de medir as tensões presente

tanto na ferrita como na austenita dos AID. Uma das técnicas que possibilita essa análise, e que tem confiabilidade nos resultados, é a difração de raios X [2,3].

Os métodos de análises de materiais por difração de raios X iniciaram após a descoberta do físico Von Laue em 1912 que observou a difração de raios X nas estruturas cristalinas dos materiais. A descoberta dele proporcionou uma gama de observações antes desconhecidas. Sendo que após as suas descobertas, Bragg evidenciou a equação geral que fundamenta o conceito de difração construtiva. Com a teoria em torno da difração, podemos assim, calcular as tensões presentes nos materiais medindo a deformação em relação ao deslocamento do pico de difração.

## **1.1 Justificativa do trabalho**

Sabemos que hoje, devido ao avanço da tecnologia e às descobertas de novos pontos de extração de petróleo, a indústria como um todo deve desenvolver tecnologias capazes de suprir as necessidades para os novos desafios a serem alcançados. Entendemos que um dos grandes problemas no processo de soldagem, são as falhas ocasionadas nesses processos.

Hoje existem muitas técnicas eficazes para detectar essas falhas. Porém muitas vezes, devido ao processo de soldagem, a estrutura cristalina do material fica comprometida ocasionando tensões residuais que reduzirá sua vida útil. Essas tensões provenientes das microdeformações elásticas heterogêneas da rede cristalina não podem ser detectadas por análise de gamagrafia.

Como os AID são constituídos de uma microestrutura bifásica, com quantidades aproximadamente iguais de ferrita e austenita, torna-se muito mais complicado caracterizar essas tensões residuais nesse material do que em metais e ligas com estrutura homogênea.

Na soldagem, ocorre um aquecimento das partes, gerando um gradiente de temperatura em diversas áreas da peça. Esse gradiente de temperatura introduz tensões residuais devido ao aquecimento e resfriamento heterogêneo das partes.

Como há uma diferença das propriedades físico-mecânica das componentes dos AID (ferrita e austenita), ocorre uma dificuldade na análise e interpretação dos dados, podendo provocar o surgimento das microtrincas em uma das componentes.

Os AID são utilizados na indústria petrolífera por apresentarem alta eficiência mecânica e grande resistência à corrosão. A caracterização dessas tensões residuais em soldas fornecerá informações sobre as deformações individuais das componentes dos AID, necessárias a engenheiro ou fabricante, para gerenciar os processos, aperfeiçoar a qualidade do produto, minimizar os efeitos da fadiga e os custos, melhorando o desempenho das componentes [4].

Assim, o nosso trabalho consiste em analisar as tensões nas fases ferrita e austenita dos AID após o processo de soldagem GTAW e determinar as principais causas do surgimento destas tensões usando o “*software*” desenvolvido para o cálculo e manipulação dos dados do mine difratômetro.

## **1.2 Objetivo da Tese**

Desenvolver uma metodologia experimental e teórica de análise das tensões residuais por difração de raios X e adaptar ao estudo das tensões em chapas de AID soldadas, para determinar os principais fatores responsáveis pelo surgimento das tensões e determinar as relações com as condições de soldagem mais influentes no nível de tensões residuais.

## CAPÍTULO II

### REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 2.1 Tensões residuais em chapas soldadas

As tensões residuais podem ser produzidas durante a aplicação e processos de tratamento de superfície e deformação, do resultado de trocas térmicas ou transformações de fase [5]. Como sabemos, as propriedades dos materiais dependem da distribuição destas tensões residuais, fundamentalmente nas camadas superficiais. Então, é crucial o conhecimento do estado das tensões nessas camadas. Podemos usar numerosos métodos para caracterizar essas tensões, entre eles, citamos o método não destrutivo que avalia as tensões residuais por difração de raios X (XRD), sendo o mais usado pelos pesquisadores [6].

Os trabalhos publicados na área de análise de tensões residuais, usando vários procedimentos são listados a seguir.

Johansson [7]. Estuda a evolução do estado de tensões residuais em Aço Inoxidável Duplex durante o carregamento. Suas conclusões estabelecem que devido a diferença no coeficiente de expansão térmica entre as duas fases, microtensões residuais de compressão foram encontrados na fase ferrita e em equilíbrio de microtensões de tração na fase austenita.

Mcirdi, et al. [8]. Fazem a caracterização das propriedades mecânicas do Aço Inoxidável Duplex contendo 30% de ferrita e 70 % austenita. Nesse trabalho o método do  $\sin^2\psi$  para determinar as tensões não é usado por causa do tamanho do grão, sendo usado um método resultante de uma adaptação da medição do cristal único de materiais de grãos grandes. A análise da evolução do estado da tensão em cada fase foi realizada usando o ensaio de tração in-situ. O tensor de tensões foi determinado nas duas fases sob carregamento macroscópico diferente em domínios elásticos e plásticos. Observou-se o estado de tensões na fase ferrita maior do que a tensão macroscópica aplicada na



fase austenita. Uma das conclusões para esse resultado foi a fragilização e envelhecimento da ferrita ser mais rápido do que a austenita. Foram também realizadas nesse trabalho ensaios de micrografia para relacionar o estado mecânico determinado por difração de raios X com a microestrutura, sendo observadas trincas causadas pelo estado da tensão.

Dakhlaoui, et al. [9]. Faz a caracterização do comportamento mecânico elastoplástico das fases ferrita e austenita dos Aços Inoxidável Duplex usando a difração de raios X durante os ensaios de tração uniaxial. O estudo se baseou na interpretação dos dados experimentais por difração da constante elásticas calculadas pelo modelo de auto-consistente levando em conta a anisotropia dos materiais estudados. O modelo elastoplástico é usado para prever a evolução das tensões internas durante o carregamento, e para identificar as tensões de corte crítica. Nesse trabalho eles fazem uma comparação dos resultados obtidos por difração de raios X e pela difração de nêutrons.

Fargas, et al. [10]. Nesse trabalho eles fazem um estudo sobre os processo de fabricação do Aço Inoxidável Duplex relacionados aos tratamentos de recozimento. Foram usadas Microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microscopia eletrônica de transmissão (MET) e a técnica de difração de raios X (XRD) para investigar as modificações microestruturais do aço. Eles observaram que a única transformação ocorrida foi a precipitação de fase sigma para todas as condições de recozimento. Verificaram também, que a diminuição da temperatura no tratamento térmico, aumenta a porcentagem da fase sigma, gerando um aumento da resistência à tração e ao impacto.

Baczmanski, et al. [11]. Faz uma caracterização do comportamento mecânico elastoplástico das fases do Aço Inoxidável Duplex (ferrita e austenita) usando a técnica de difração de raios X e nêutrons durante os ensaios de tração uniaxial. Fazem uma identificação das tensões de corte e endurecimento do material, analisam também os efeitos do tratamento de envelhecimento sobre o comportamento elastoplástico de

ambas as fases e o envelhecimento térmico causado por transformações microestruturais que causa o aumento da dureza da ferrita.

Sarafianos [12]. Mede as tensões residuais por difração de raios X na interface ferrita e austenita da solda. Suas conclusões estabelecem que macrotensões e microtensões se estendam de 22 mm até 55 mm. Ele também verifica o desenvolvimento de tensões compressivas e trativas em ambos os lados da interface da solda, e observa que as tensões de tração crescem a partir do metal base para a interface da solda. As tensões de compressão foram determinadas a partir da interface de dentro e em direção ao cordão de solda em ordem decrescente.

Inal, et al. [13]. Faz uma análise da distribuição das tensões residuais em cada fase do Aço Inoxidável Duplex. Eles utilizam o método de difração de raios X para fazer a análise da textura cristalográfica. Suas conclusões mostram que a distribuição das tensões em cada fase do Aço Inoxidável Duplex, é indicada pelo comportamento elástico nas duas fases, observadas durante a flexão elástica. Na fase ferrita indica um limite de tensões elástica, devido à concentração de nitrogênio na fase austenítica.

Baczanski, et al. [14]. Utiliza o método de difração de raios X, baseado na medição de tensões de malha para determinar as tensões residuais de deformação plástica em Aço Inoxidável Duplex. Eles fazem as medidas dos espaçamentos interplanares para as várias orientações do vetor de espalhamento. O método foi aplicado com sucesso no estudo de tensões residuais nas duas fases do aço submetidas à tração e deformação. O resultado da anisotropia de tensões foi a incompatibilidade observada nas amostras de textura. Os valores da anisotropia de microtensões, superou os das macrotensões e aumentou com a magnitude da deformação aplicada.

Monine, et al. [15]. Faz a Determinação das propriedades elásticas e plásticas da ferrita e da austenita em Aço Inoxidável Duplex usando Tensometria de raios X. Eles verificaram que o estado de tensão residual nas fases é caracterizado por tensão

compressiva na fase ferrita e trativa na fase austenita. Observou também que na região plástica ocorreu uma diferença entre a tensão aplicada e a tensão de fase.

Dai, et al. [16]. Fazem uma caracterização das tensões residuais introduzidas no processo de soldagem. Eles fazem uma comparação das técnicas de difração raios X, difração de nêutrons e a difração raios X de Síncrotron para estudar as tensões no processo de soldagem.

Estefen, et al. [17]. Fazem uma análise do estado da tensão residual de soldagem, utilizado vários tipos de soldagens e arame depositado. Foi utilizado o método de difração de raios X para análise das tensões. Foram verificadas as distribuições das tensões no cordão de solda, ZTA, metal base e metal depositado.

Ranjarnodeh, et al. [18]. Verifica os efeitos dos parâmetros de soldagem (TIG) sobre tensões residuais em diferentes conjuntos de Aço Inoxidável Duplex com Aço Carbono. Os resultados por eles apresentados mostram que a magnitude de tensões residuais de tração diminui à medida que na soldagem a corrente aumenta. Eles também verificaram que a magnitudes das tensões residuais diminuíram significativamente quando uma sequência de soldagem simétrica é utilizada.

## **2.2 Medidas por Difração de raios X**

A história desse método começa com a descoberta dos raios X pelo físico alemão chamado Wilhelm Conrad Röntgen em 1895. Logo após a descoberta dos raios X, inúmeros experimentos sem sucesso foram feitos para tentar difratar esses raios. Como o comprimento de onda era muito pequeno, não existia uma fenda suficientemente pequena para difratar esses raios. Então em 1912 o físico alemão Von Laue fundamentado pela informação de que os cristais eram compostos de átomos

regularmente espaçados assim como os planos atômicos dos cristais, esses planos poderiam atuar como centro de espalhamento dos raios X, se os mesmo fossem ondas eletromagnéticas de comprimento aproximadamente igual às distâncias interatômicas dos cristais. Assim seria possível difratar raios X, por meio dos cristais [19]. A descoberta de Laue impulsionou outros pesquisadores nessa nova descoberta. Então, em 1912 a lei de Bragg é oficialmente evidenciada. Para ter difração de raios X construtiva é preciso que a lei de Bragg seja satisfeita.

O método comumente usado para a determinação das tensões residuais superficiais por XRD é o conhecido como método  $\text{sen}^2\psi$ . O método e a história de seu desenvolvimento são descrito em Noyan e Cohen [20] e Hauk [21]. O método calcula a tensão ( $\sigma_\varphi$ ) usando a inclinação da dependência experimental entre o ângulo de difração  $\theta$  e a função linear do  $\text{sen}^2\psi$ , sendo  $\psi$  o ângulo de inclinação do feixe de raios X, com a tensão determinada pela equação Eq.(2.1).

$$\sigma = \left( \frac{E}{1 + \nu} \right) \text{ctg}\theta_0 \left( \frac{d\theta_\psi}{d\text{sen}^2\psi} \right) \quad (2.1)$$

Onde  $\varphi$  é o ângulo azimutal,  $\psi$  é de ângulo de difração,  $E$  o módulo de elasticidade (Módulo de Young) e  $\nu$  é o coeficiente de contração transversal (Poisson) [22].

Muitos pesquisadores utilizam esse método pela precisão nos resultados. Já outros, propõem mudanças usando diferentes métodos para o cálculo da tensão. Como tem vários artigos relacionados com outros métodos, é citado apenas o artigo de Kamminga, et al. [23]. Nesse trabalho é feita uma análise do método do  $\text{sen}^2\psi$  e de novos métodos de difração na análise de tensões empregando as constantes elásticas mecânicas. Eles apresentam os resultados com seis diferentes métodos para a análise da tensão, sendo três métodos baseado nas constantes elásticas de difração e três nas constantes elásticas mecânicas. Um dos resultados observados por eles é que os valores da tensão obtida pelos métodos baseado em constantes elásticas mecânica são iguais aos resultados obitados pelos métodos baseado em constantes elásticas de difração.

## CAPÍTULO III

### FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

#### 3.1 Aço Inoxidável Duplex

Os AID ferríticos – austeníticos fazem parte de uma classe de materiais com microestrutura bifásica com (Cr – Fe – Ni – Mo) [24]. O termo “duplex” vem do latim e significa "duplo", apresentar as fases ferrita e austenita, com frações volumétricas aproximadamente iguais a 50% em cada fase, sendo que o número de contornos de grão alfa/alfa e gama/gama são similares ao número de interfaces alfa/gama [25]. Quanto a influência da composição e dos elementos podem ser divididos em austenizantes, que ampliam o campo de estabilidade da austenita e ferritizantes [26,27]. Estes materiais em geral são utilizados em grande escala nas indústrias (nucleares, petroquímicas, petrolífera e celulose), devido a sua elevada propriedade mecânica, tenacidade e ductibilidade, boas qualidades em relação à corrosão, que consiste da combinação entre as características das ferrita, com seu elevado limite de escoamento, e a austenita, com seu elevado valor de alongamento [28].

Essas ligas possuem características muito especiais, dentre elas está o seu comportamento superplástico indicado pelas grandes deformações. Por apresentarem essas qualidades, os AID são utilizados nas indústrias devido a sua alta resistência aos meios adversos a que eles são submetidos.

A microestrutura dos AID pode ser obtida através do balanceamento dos elementos de liga e do tratamento termomecânico [29]. Eles são em geral classificados em três grupos distintos, com relação à composição química (baixa liga, média liga e alta liga).

- Baixa liga (23%Cr-4%Ni-0,10% N): devido ao menor teor de elemento de liga, não possuem molibdênio, são materiais mais econômicos e podem substituir os aços inoxidáveis austeníticos tipo 304 e 316 [28].

- Média liga (22%Cr-5%Ni-3%Mo-0,17%N): são os AID mais utilizados e são considerados "padrões". Apresentam um maior teor de nitrogênio e com isso, uma maior resistência à corrosão por pite em ambientes agressivos [28].
- Alta liga (25%Cr-6,8%Ni-3,7%Mo-0,27%N com ou sem adição de W ou Cu): comumente são designados como Aços Inoxidáveis Superduplex [28].

Os AID Apresentam elevado limite de escoamento, na ordem de duas vezes o valor dos Aços Austeníticos. Além disso, seu alongamento mínimo é em torno de 25%, e em temperatura ambiente oferece alta resistência ao impacto [30].

Sua grande utilização nas indústrias está relacionada às propriedades de maior resistência à corrosão [31].

### **3.2 Soldagem GTAW**

A soldagem GTAW (Gas tungsten arc welding), é o processo que consiste na união de peças metálicas por meio do aquecimento e fusão através de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo de tungstênio puro ou composto, com outros metais ou óxidos, não consumível e as peças a unir. A proteção da poça de fusão e do arco elétrico contra a contaminação pela atmosfera é feita por uma atmosfera de gás inerte ou mistura de gases inertes. A soldagem pode ser feita sem metal de adição, no caso, um processo autógeno, ou com uso de metal de adição diretamente na poça de fusão. O modo de operação mais usual é o manual. A mecanização da operação não apresenta muitas dificuldades, o que permite obter um processo de soldagem GTAW com operação semi-automática ou automática.

O equipamento usado na soldagem GTAW é constituído de uma fonte de energia elétrica, normalmente um transformador-retificador, uma tocha de soldagem refrigerada a ar ou água, uma fonte de gás de proteção, um dispositivo para abertura do arco, cabos e mangueiras. A vantagem da soldagem GTAW é que podemos controlar a energia durante a soldagem [32].

### 3.3 Soldagem dos Aços Inoxidáveis Duplex

A soldagem de Aços Inoxidáveis Duplex requer alguns cuidados a serem tomados para que se tenha um resultado final perfeito. Esses cuidados estão relacionados ao material, ao gás de proteção, consumível, etc.

Tendo em sua composição química (Fe-Cr-Ni-Mo) e sua microestrutura formada por ferrita e austenita, devemos dispor de meios para que no processo de soldagem tanto o metal de adição, gás de proteção e os parâmetros de soldagem (Tensão, Amperagem) sejam adequados para que se tenha aproximadamente 50% de ferrita e austenita. Esse balanço microestrutural entre austenita e ferrita na zona fundida é promovido pela composição química nesta região e pelo controle do ciclo térmico. A composição química da poça de fusão é definida pelo metal de adição, gás de proteção e também pelo controle da diluição [33,34].

Embora a soldabilidade dos AID modernos seja satisfatória, a microestrutura composta por duas fases é sensível às condições impostas pela soldagem de maneira a alterar o balanço inicial entre as fases ferrita e austenita na microestrutura. Estas modificações podem interferir nas propriedades mecânicas e resistência à corrosão [35].

Um dos fatores a ser considerado na soldagem de AID para que se tenha um balanceamento entre as fases (ferrita e austenita) é o Aporte térmico. Esse é definido como o calor cedido na junta soldada por unidade de comprimento, dado por:

$$AC = \eta \frac{Ui}{VS} \quad (3.1)$$

Onde  $\eta$  representa a eficiência térmica,  $U$  a tensão do arco de soldagem,  $i$  a amperagem e  $VS$  a velocidade de soldagem.

Os parâmetros do aporte térmico para os AID devem estar entre os intervalos de 0,5 a 1,5 kJ/mm [28]. Em relação à energia gerada pelo arco elétrico, uma parte é transmitida para o metal de base e a outra é dissipada por radiação e por convecção para o meio circundante. Por este motivo, define-se a eficiência térmica do processo de soldagem ( $\eta$ ) como razão entre a energia efetivamente transmitida para o metal de base

e a energia gerada pelo arco elétrico. A eficiência térmica para o processo GTAW está entre 0,4 e 0,8 [36].

O gás de proteção usado para a soldagem de AID é o argônio puro ou o argônio com adição de nitrogênio (1% a 10%). A adição de nitrogênio visa aumentar o teor de nitrogênio da zona fundida e aumentar o potencial de ionização da mistura gasosa [36]. Durante a soldagem, a proteção da raiz da solda é promovida pelo gás de purga. Geralmente, são utilizados para este fim o argônio puro ou uma mistura gasosa de argônio e nitrogênio ou uma mistura gasosa de 90% de nitrogênio e 10% de hidrogênio com vazões entre 2 a 20 l/min [37, 38].

Na soldagem a microestrutura dos AID varia a partir da poça de fusão até o metal adjacente à solda (ZTA). A Fig.(3.1) mostra as principais zonas de transformações do calor no processo de soldagem dos AID.

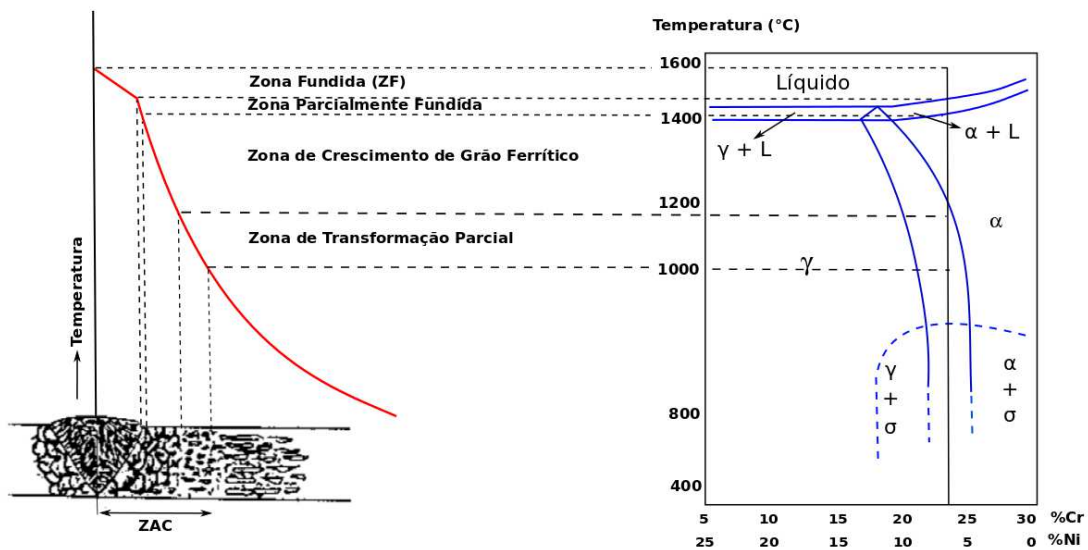


Figura 3.1: Diagrama das mudanças ocorridas na junta soldada dos Aços Inoxidáveis Duplex (Conforme figura em [39]).

A zona afetada pelo calor (ZAC) nos AID pode ser dividida em duas sub-regiões distintas: uma submetida à temperatura elevadas e outras submetida à temperaturas baixas. A primeira é delimitada pelas temperaturas solvus (Linha limite de solubilidade no estado sólido) da ferrita, e a temperatura solidus da liga, onde o aço está completamente ferritizado. A segunda apresenta como limite superior a temperatura solvus da ferrita [40].



A extensão da região submetida à temperatura elevada é determinada pelos parâmetros de soldagem, pela geometria da junta e pela composição química do AID. O início da zona afetada pelo baixo calor começa abaixo da temperatura solvus da ferrita, onde as frações volumétricas da ferrita e austenita são as de equilíbrio [40].

Na zona fundida a solidificação dos AID ocorre com a ferrita em temperaturas próximas de 1450° C e sua microestrutura ferrítica permanece até a temperatura solvus da ferrita. O balanço microestrutural entre austenita e ferrita na zona fundida é promovido pela composição química nesta região e pelo controle do ciclo térmico a que são submetidas [28].

### **3.4 Tensões Residuais**

As tensões residuais existem no material livre de forças externas aplicadas, e estão presente no material devido ao surgimento de deformações plásticas irregulares. Isto é, essas tensões residuais aparecem em materiais que não estão sob a ação de cargas externas e a condições de variações de temperatura.

Considerando um material (barra) deformado, após aplicarmos e retirarmos a carga, esse material voltará ao seu estado inicial, mas existirão modificações permanentes nele. A tensão presente neste material com a ausência de forças externas é chamada de tensão residual [19,41].

Na conformação de materiais metálicos é praticamente inevitável a ocorrência de tensões residuais. Normalmente, as tensões residuais em materiais metálicos têm sido indicadas e diferenciadas pelos processos tecnológicos que as produzem. Em consequência, as tensões residuais podem ser chamadas de: tensões residuais de deformação, de têmpera, térmica, de nitretação, de usinagem, de conformação, de eletrodeposição, de soldagem, etc. O estado de tensão é um parâmetro característico do estado do material; juntamente com a microestrutura e a textura, a situação da tensão define as propriedades do material [19].

O método não destrutivo mais usado para determinar as tensões superficiais é o de difração de raios X. Esse método determina as tensões superficiais onde a tensão aplicada é maior e normalmente onde se origina as falhas das estruturas [22].

### 3.5 Classificação das Tensões

A classificação das tensões residuais está relacionada com as condições estruturais do material e suas características. Essas tensões são classificadas como: macrotensões, microtensões e submicrotensões.

Para analisar os diferentes tipos de tensão residual presente no material, devemos considerar os seguintes casos:

O primeiro tipo de tensão “macrotensões” ocorre em uma dimensão específica de variação que é da ordem do tamanho da peça do material e estão em equilíbrio nos limites de uma amostra inteira ou da peça. Ocorrerá um desequilíbrio no volume do corpo caso ocorra uma separação de uma parte do material [1,22].

Identificar essas tensões previamente é de grande importância, já que nos permite elevar consideravelmente a segurança das instalações, máquinas e mecanismos, em sua vida útil.

Na difração de raios X, a variação do deslocamento dos picos no perfil analisado, indica a presença de tensões residuais no material.

Analisando a lei de Bragg Eq.(3.5) podemos entender que  $\sigma$  relaciona o aumento da distância  $d$ , então  $\theta$  deve diminuir, ou ao contrário.

Quanto maior a variação do deslocamento dos picos, maior a tensão no material. Existem dois casos distintos:

- ✓ O deslocamento ocorre para a direita, então  $\sigma < 0 \rightarrow d_{\psi=0} < d_{\psi=60}$
- ✓ O deslocamento ocorre para a esquerda, então  $\sigma > 0 \rightarrow d_{\psi=0} > d_{\psi=60}$

Em relação às macrotensões, após a soldagem temos um equilíbrio de tensões nas várias seções transversais localizadas na região de solda. Por exemplo, para as regiões longitudinais.

O segundo tipo de tensão chamado de “microtensão” ocorre na dimensão e ordem do tamanho do grão. Essas tensões são equilibradas em relação ao tamanho do grão, lamela, perlita, etc [1,22]. Essas tensões causam um alargamento dos perfis das linhas de difração mostrados na Fig.(3.2).

Para analisar o alargamento dos perfis difratados, precisamos lembrar que uma das causas para o alargamento do perfil é a diminuição do tamanho dos grãos, distorção

da rede cristalina do material e a existência de alto gradiente de macrotensões superficiais.

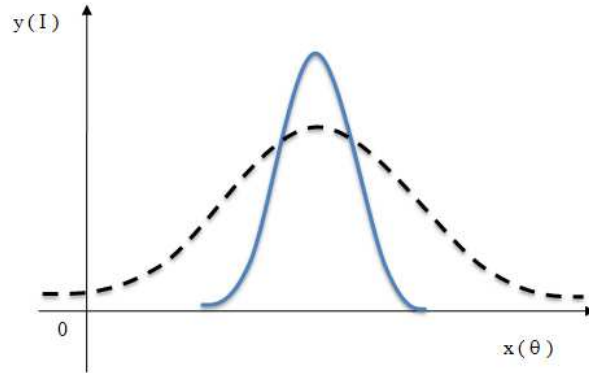


Figura 3.2: Alargamento do perfil difratado [1].

O terceiro tipo “submicrotensões” vai ocorrer nas dimensões interatômicas de um grupo de átomos. Essas tensões estão em equilíbrio nos limites de uma, ou de algumas células unitária, elas podem ser chamadas de distorção da submicroestrutura [1,22]. Elas são caracterizadas pela difusão de alguns átomos da célula cristalina, que causa a diminuição da intensidade do pico de difração Fig.(3.3) podendo ser expressas pela largura integral  $B$ , definida como a divisão da área do perfil entre os ângulos  $\theta_1$  e  $\theta_2$  pela intensidade máxima:

$$B = \frac{\int_{\theta_1}^{\theta_2} \int I(\theta) d\theta}{I_{Max}} \quad (3.2)$$

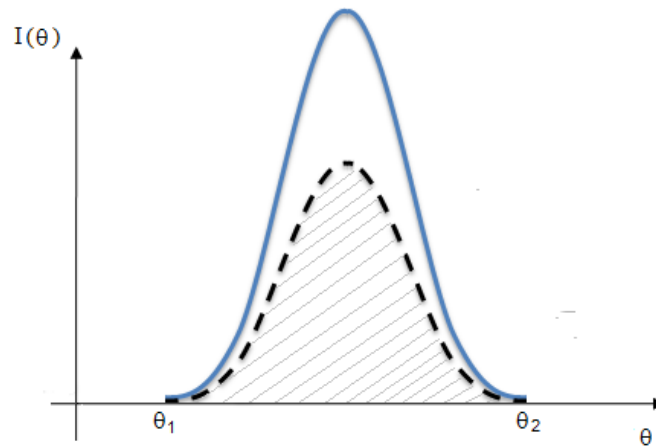


Figura 3.3: Intensidade do perfil difratado [1].

A tensão do primeiro tipo é considerada uma das mais importantes para a engenharia e indústria, pois pode levar à fratura do material, justificando assim sua análise e medição.

### 3.6 Tensões Residuais de Soldagens

De acordo com Welding Handbook AWS (1994), tensões residuais que aparecem em soldagem, são tensões que existem nas junções soldadas sem a atuação de forças ou momentos externos, se formam durante o processo de soldagem e resfriamento, como consequência de deformações temporárias locais e heterogêneas, em escala macroscópica e microscópica do cordão de solda, zona térmica afetada pelo calor (ZTA) e pelo metal de base.

O processo de solidificação e resfriamento do metal fundido no início da solidificação é uma das principais fontes de tensões residuais na região de solda. No início da solidificação acontece o encolhimento “*shrinkage*” acompanhado de tensões compressivas no cordão até a formação de porosidade. A segunda provoca contração e gradiente de temperatura heterogênea com formação de tensões trativas no caso, deformações.

A determinação das tensões residuais macroscópicas na soldagem limita-se à determinação das componentes das tensões residuais paralelas e perpendiculares ao

cordão de solda, denominadas respectivamente por tensões residuais longitudinais  $\sigma_y$  e tensões residuais transversais  $\sigma_x$ .

As tensões residuais microscópicas, dependendo das condições de aquecimento e resfriamento que o material sofre, podem apresentar tamanhos de grãos diferentes, com ou sem morfologia diferentes, fases diferentes e orientações cristalográficas diferentes.

Nas regiões microestruturais, há ocorrência de diferentes densidades de discordância, gradientes na dissolução dos elementos da liga ou impurezas dentro dos grãos e contornos de grão, ocorrência de fases com volumes diferentes e orientações cristalográficas. O aparecimento do perfil alargado no sistema significa que existe microtensões residual no material.

Tensões residuais na soldagem podem produzir distorções que causará falha prematura do material. Essas distorções são causadas quando o calor da região de solda contrai não uniformemente, causando contração em uma parte da solda e gerando tensões na seção do cordão de solda.

Outra forma para o surgimento de tensões residuais é devido ao resfriamento mais rápido da superfície. Nesse processo, o resfriamento não é homogêneo ao longo da espessura do material e também na superfície. A superfície resfria-se mais rapidamente que o interior devido ao gradiente de temperatura nas direções longitudinal, transversal ao cordão de solda e ao longo da espessura da peça. Este gradiente de temperatura poderá ocasionar deformação plástica localizada e, conseqüentemente, tensões residuais ao longo da espessura [17]. Nesse caso, a junta soldada apresenta elevado gradiente de temperatura em relação à espessura e baixo limite de escoamento nesta faixa de temperatura.

As Fig.(3.4) e Fig.(3.5) mostram os principais efeitos das tensões residuais transversais no processo de soldagem.

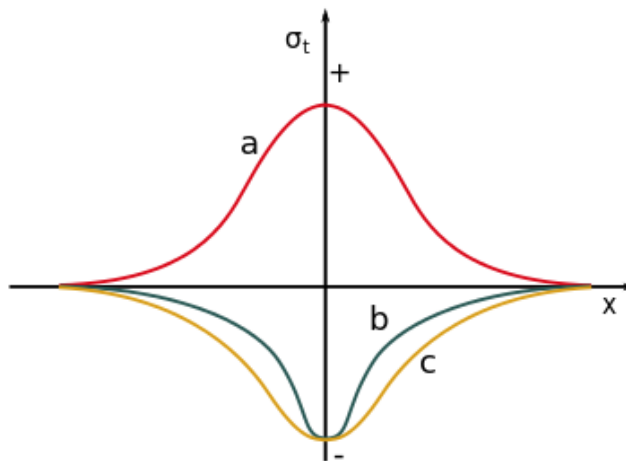


Figura 3.4: Variação das tensões residuais transversais (a = contração, b = resfriamento superficial rápido, c = transformação de fase [17].).

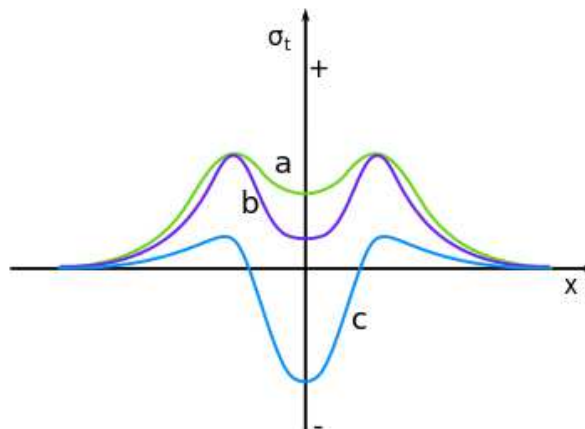


Figura 3.5: Variação das tensões residuais transversais (a = contração + resfriamento superficial rápido, b = contração + transformação de fase, c = contração + resfriamento superficial rápido + transformação de fase [17].).

O resfriamento mais rápido da superfície não é a única fonte de tensões residuais, pois se fosse, encontraríamos tensões compressivas na superfície e, em equilíbrio, tensões trativas seriam obtidas no interior. Muitos fatores podem contribuir para o surgimento das tensões, um deles pode ser devido à transformação de fase na solda, ou a transformação de fase da austenita para ferrita, bainita, perlita ou martensita.

As alterações no volume das fases diferentes são distribuídas de forma heterogênea e por isso surgem às tensões residuais entre os locais de fases diferentes

com essas fases. Por exemplo, tensões compressivas na fase com volume maior e tensões trativa na fase com volume menor.

No processo de soldagem, o material da zona fundida e da zona termicamente afetada sofre transformação de fase, aumentando seu volume, o que será impedido (pelo menos na direção longitudinal da solda) pelo restante do material frio e não transformado [17].

A análise de tensões residuais em estruturas e componentes é importante para o controle e funcionamento de várias construções industriais. O Método de difração de raios X é um método conclusivo que apresenta boa precisão nas medidas de tensões [42].

### **3.7 Princípios da tensometria por difração de raios X**

A tensometria por difração de raios X está fundamentada na teoria da difração de raios X e na mecânica dos materiais. Como os cristais apresentam distância interplanar uniformes, ocorre uma interferência construtiva de ondas do feixe incidente de raios X no cristal. Os procedimentos necessários para que ocorra tal fenômeno (difração de raios X) está fundamentado na lei de Bragg.

Para determinarmos as tensões presentes no material, devemos medir a deformação em relação ao deslocamento do pico de difração. A posição das linhas de difração é caracterizada pelo valor do ângulo de difração [19].

A vantagem do método de difração de raios X, é que é uma técnica não destrutiva, podendo ser realizados vários ensaios na mesma amostra e também por medir as tensões residuais em uma componente da máquina em várias fases da sua vida útil [19].

Essa técnica mede a deformação, e a tensão é calculada usando a teoria da elasticidade e as linhas de difração para as medidas das tensões por difração de raios X.

A difração de raios X é um fenômeno associado ao espalhamento de raios X por elétrons dos átomos de uma estrutura cristalina. A periodicidade dos átomos gera um efeito de interferência de raios X produzindo as figuras de difração.

A Lei de Bragg evidencia a condição necessária para se ter difração de raios X e interpreta a difração como sendo a reflexão de raios X incidentes por sistemas dos planos cristalográficos.

A difração, em geral, ocorre apenas quando o comprimento de onda  $\lambda$  tem a mesma ordem de grandeza que a distância  $d$  entre os centros de dispersão de repetição, desde que o  $\text{sen}\theta$  não exceda uma 1 (unidade). Isso resulta na Lei de Bragg [19].

$$\frac{n\lambda}{2d'} = \text{sen}\theta \quad (3.3)$$

Onde,  $n\lambda$  deve ser inferior a  $2d$ , para que tenha difração. O menor valor de  $n$  é 1 ( $n = 0$  corresponde ao feixe difratado na mesma direção do feixe transmitido e não podendo ser observados). Portanto, a condição para se ter difração em qualquer ângulo  $\theta$  é:

$$\lambda \leq 2d' \quad (3.4)$$

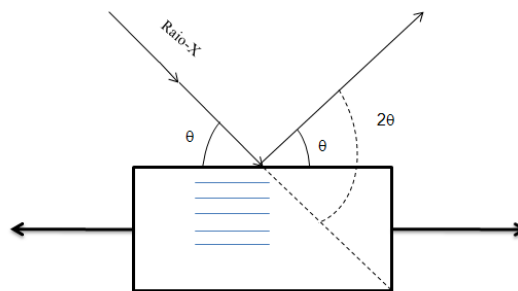


Figura 3.6: Condições para a Lei de Bragg

Para a maioria dos conjuntos de planos de cristal,  $d$  é da ordem de  $3\text{\AA}$  ou menos, ou seja, significa que  $\lambda$  não pode exceder o valor de  $6\text{\AA}$ . Assim, a lei de Bragg pode ser escrita na forma:



$$\lambda n = 2d \sin \theta \quad (3.5)$$

Uma vez que o coeficiente  $\lambda$  é agora a unidade, uma reflexão de qualquer ordem pode ser considerada como uma reflexão de primeira ordem de planos reais, espaçados a uma distância  $1/n$  do espaçamento anterior. Com isso teríamos  $d = d'/n$  então:

$$\lambda = 2d \sin \theta \quad (3.6)$$

Como  $d$ , é a deformação da estrutura cristalina do material. Aplicando forças externas no material resultará na alteração das dimensões e na forma do sólido. Como o material está sob tensão, sua estrutura cristalina ficará deformada e o resultado será a mudança na distância interplanar expressa por  $\Delta d$ , sendo:

$$\Delta d = d - d_0 \quad (3.7)$$

Onde  $d$  é a nova distância interplanar do material deformado com distância inicial  $d_0$ . Assim, a deformação na rede cristalina do material será dada pela Eq.(3.8).

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d} \quad (3.8)$$

No sistema das coordenadas cartesianas  $x, y, z$  o estado das deformações em um ponto do corpo pode ser descrito pela matriz:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x & \frac{1}{2}\gamma_{xy} & \frac{1}{2}\gamma_{xz} \\ \frac{1}{2}\gamma_{yx} & \varepsilon_y & \frac{1}{2}\gamma_{yz} \\ \frac{1}{2}\gamma_{zx} & \frac{1}{2}\gamma_{zy} & \varepsilon_z \end{bmatrix} \quad (3.9)$$

Essa matriz das deformações é um tensor de segunda ordem onde as componentes  $\varepsilon_x$ ,  $\varepsilon_y$ ,  $\varepsilon_z$  são deformações normais e  $\gamma_{xy}$ ,  $\gamma_{xz}$ ,  $\gamma_{yz}$  são as componentes angulares ou cisalhantes [22].

Outra ação das forças externas aplicadas ao corpo é as alterações das forças internas que são caracterizadas pela intensidade das forças internas introduzida na mecânica como tensão. O estado de tensões em um ponto do corpo também pode ser descrito por um tensor de segunda ordem dada pela matriz:

$$\begin{bmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_z \end{bmatrix} \quad (3.10)$$

As componentes  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ ,  $\sigma_z$  são tensões normais e  $\tau_{xy}$ ,  $\tau_{xz}$ ,  $\tau_{yz}$  são tensões cisalhantes. As relações entre as componentes do tensor de tensão e de deformação são determinadas pela lei de Hook que podem ser descritas nas formas:

$$\sigma_{ik} = C_{iklm} \varepsilon_{lm} \quad (3.11)$$

$$\varepsilon_{ik} = S_{iklm} \sigma_{lm} \quad (3.12)$$

Onde  $C_{iklm}$  e  $S_{iklm}$  são constantes elásticas de rigidez e cedência, respectivamente.

Para estado de tensões principais, usando a Lei de Hook Eq.(3.12) em forma de coordenadas esféricas pode ser escrita como [43]:

$$\varepsilon_{\varphi,\varphi} = \frac{1+\nu}{E}(\sigma_{\varphi} - \sigma_3)\text{sen}^2\varphi - \frac{\nu}{E}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (3.13)$$

Onde  $\varphi$  é o ângulo azimutal e  $\psi$  é o ângulo polar.  $E$  e  $\nu$  são as constantes elásticas do material,  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  e  $\sigma_3$  são tensões principais e  $\sigma_{\varphi}$  é a componente da tensão na direção arbitrária dada por ângulo  $\varphi$ . A Fig.(3.7) ilustra a Eq.(3.13) para um sistema das coordenadas esféricas.

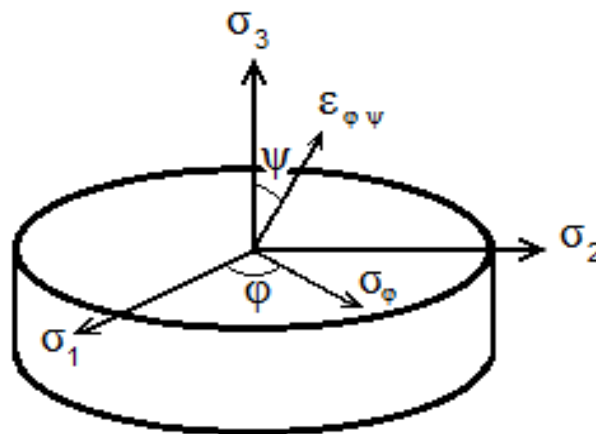


Figura 3.7: Deformação  $\varepsilon_{\varphi,\varphi}$  na direção arbitrária em sistema de coordenadas esféricas.

A Eq.(3.13) da teoria da elasticidade é a principal equação para o método de medidas de tensões por difração de raios X.

### 3.7.1 Método do $\text{sen}^2\psi$ para medir tensões

Um dos principais métodos de medir tensão residual por difração de raios X é o método “ $\text{sen}^2\psi$ ”, que é fundamentado na medida da deformação em relação ao ângulo difratado, e caracterizado pela posição angular da linha de difração. Esse método é estruturado na lei de Bragg e na teoria da elasticidade [43].

O método calcula a tensão ( $\sigma_\varphi$ ) usando a inclinação da dependência experimental entre o ângulo de difração  $\theta$  e a função linear do  $\text{sen}^2\psi$ , sendo  $\psi$  o ângulo de inclinação do feixe de raios X, a Fig. (3.6) mostra os detalhes para o cálculo da tensão.

Na difração de raios X, a mudança da distância interplanar Eq.(3.7) vai provocar um deslocamento da posição da linha de difração dada pelo ângulo  $\theta$ , e a variação do pico de difração dado por  $\Delta\theta$ .

Usando a equação da deformação na direção arbitrária Eq.(3.13) para caso  $\sigma_3=0$ , podemos escrever como:

$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_\varphi \text{sen}^2\psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (3.14)$$

Fazendo uma derivada em relação à Lei de Bragg podemos representar a deformação como:

$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = \frac{\Delta d}{d} = -\text{ctg}\theta \Delta\theta = -\text{ctg}\theta (\theta_{\varphi,\psi} - \theta_0) \quad (3.15)$$

A Eq.(3.14) mostra a relação entre as expressões da mudança  $\Delta d$  das distâncias entre os planos que difratam os raios X incidentes e o deslocamento das linhas difração do ângulo  $\theta$ . Essa equação também interpreta com precisão a medida da deformação  $\frac{\Delta d}{d}$  dependendo da determinação do ângulo de difração experimental  $\Delta\theta$ .

Para constante o valor de  $\Delta\theta$  a precisão  $\frac{\Delta d}{d}$  é proporcional a  $ctg\theta$ , ou seja, quanto maior o ângulo de difração melhor será a precisão para determinar a deformação.

Igualando as equações Eq.(3.14) e Eq.(3.15), podemos encontrar a equação:

$$\theta_{\phi,\psi} = \sigma_{\phi} \frac{-(1+\nu)}{E} \cdot \frac{\text{sen}^2\psi}{ctg\theta} + \frac{\nu(\sigma_1 + \sigma_2)}{Ectg\theta} + \theta_0 \quad (3.16)$$

Onde,  $\sigma_{\phi}$  é tensão na direção  $\phi$  e  $\theta_0$  é ângulo de difração do material sem tensão.

A Eq. (3.16) pode ser escrita como uma função  $y = a + bx$ , onde,  $a$  é  $\frac{\nu(\sigma_1 + \sigma_2)}{Ectg\theta} + \theta_0$  e  $b$

$$\text{é } \theta_{\phi,\psi} = \sigma_{\phi} \frac{-(1+\nu)}{E} \cdot \frac{\text{sen}^2\psi}{ctg\theta}$$

A Eq. (3.16) é a base do método  $\text{sen}^2\psi$ . A dependência entre o ângulo de difração  $\theta_{\phi,\psi}$  e o  $\text{sen}^2\psi$ , pode ser visto pelo gráfico Fig.(3.8).

A relação entre  $\theta$  e o  $\text{sen}^2\psi$  representa uma função linear, e sua inclinação pode ser calculada pela Eq. (3.17).

$$tg\alpha = (\theta_{\phi,\psi} - \theta_0) = \frac{1+\nu}{E} \sigma tg\theta \quad (3.17)$$

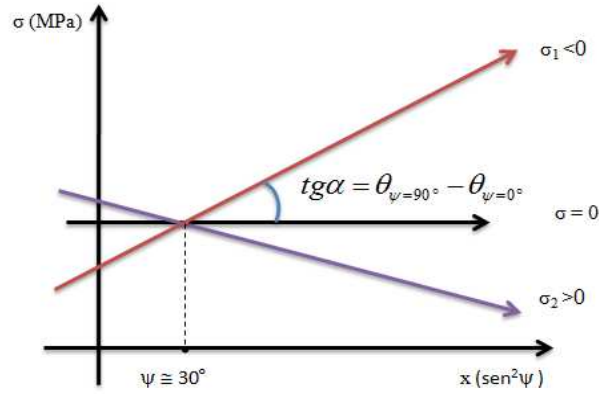


Figura 3.8: Relação entre o ângulo de difração e a função  $\theta_{\psi} = f(\text{sen}^2\psi)$  [1].

Portanto, o valor da tensão pode ser calculado como:

$$\sigma_{\varphi} = -\frac{E}{1+\nu} \text{ctg}\theta(\theta_{\psi=90} - \theta_{\psi=0}) \quad (3.18)$$

Onde  $(\theta_{\psi=90} - \theta_{\psi=0})$  é a inclinação da linha reta da função  $\theta_{\psi} = f(\text{sen}^2\psi)$ . A Fig.(3.9) mostra a relação da tensão para o deslocamento dos picos de difração. Se o pico de difração se desloca para a direita, teremos coeficiente angular com sinal positivo, conseqüentemente a tensão terá sinal negativo (Tensão de compressão). Caso contrário, tensão de tração. A vantagem para o uso dessa equação é que não precisamos conhecer a posição inicial exata do pico de difração, é necessário apenas conhecer o deslocamento dos picos de difração.

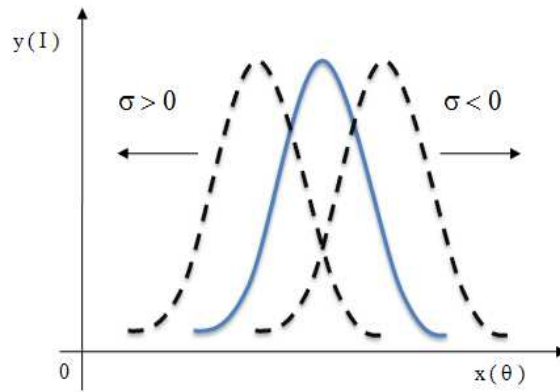


Figura 3.9: Deslocamento do pico de difração para a tensão trativa – compressiva (caso  $\psi = 0$ ) [1].

Como mostra a Eq.(3.18) a precisão das medidas de uma componente de tensão  $\sigma_\varphi$  é determinada pela precisão da medida da posição do ângulo da linha de difração  $\theta_{\varphi,\psi}$ .

Esse método é bastante usado por sua precisão e eficácia. Podemos medir a tensão em uma profundidade que varia de  $5\mu\text{m}$  a  $50\mu\text{m}$  dependendo do comprimento de onda dos raios X. Como o método mede as tensões superficiais onde as falhas geralmente originam, devemos preservar a superfície do material para que os resultados sejam coerentes evitando possíveis erros.

## CAPÍTULO IV

### METODOLOGIA

#### 4.1 Aparelho portátil para medir tensões

O difratômetro de raios X que utilizamos para as medidas é do Laboratório de Ensaaios Físicos – LEFE do IPRJ/UERJ de Nova Friburgo, esse aparelho funciona com detector sensível à posição que permite medir diretamente o ângulo de difração, que é um parâmetro principal nas medidas de tensões por difração de raios X [42].

No aparelho a janela do detector é igual a 50 mm e a resolução linear na determinação da posição do impulso é de 0,0125 mm, com resolução da medida do ângulo de difração na escala  $2\theta$  igual a  $0,004^\circ$ . O tubo de raios X têm uma ampola e um anodo de cromo com potência de 10 W refrigerada a ar, e um monocromador. A Fig.(4.1) mostra os detalhes do difratômetro de raios X.

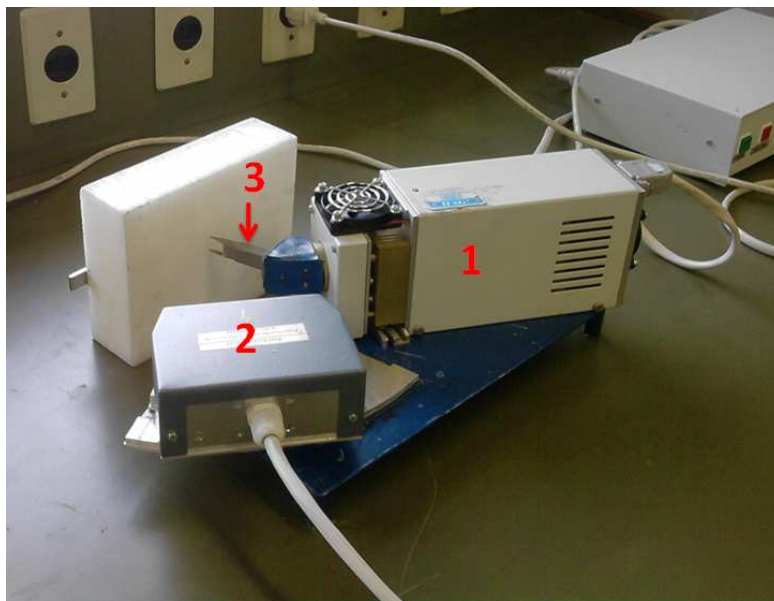


Figura 4.1: Difratômetro de raios X (1 – Fonte de raios X, 2 – Detector, 3 – Colimador)



## 4.2 Determinação dos parâmetros do aparelho

A calibração é um procedimento para determinar os parâmetros  $N_{ref}$  e  $K$  da equação relacionada às incidências do feixe de raios X iguais a  $0^\circ$  e  $60^\circ$ . Para isso é necessário fazer as exposições dos dois materiais padrões com ângulos de difração conhecidos e livres de tensões residuais.

A calibração é o processo em que devemos encontrar os valores usados nas demais medidas. Isso é a amostra a serem analisadas terão o mesmo padrão de valores. Esses valores correspondem a  $N_{ref}$  e  $K$  [15,44]. Para a calibração é usada uma amostra do material Aço mola sem tensão, Fig.(4.2) [1]. Para encontramos o coeficiente de transformação da distância da janela do detector para as posições angulares usa-se:

$$k = \frac{\Delta(2\theta_{dif})}{\Delta N_{dif}} \quad (4.1)$$

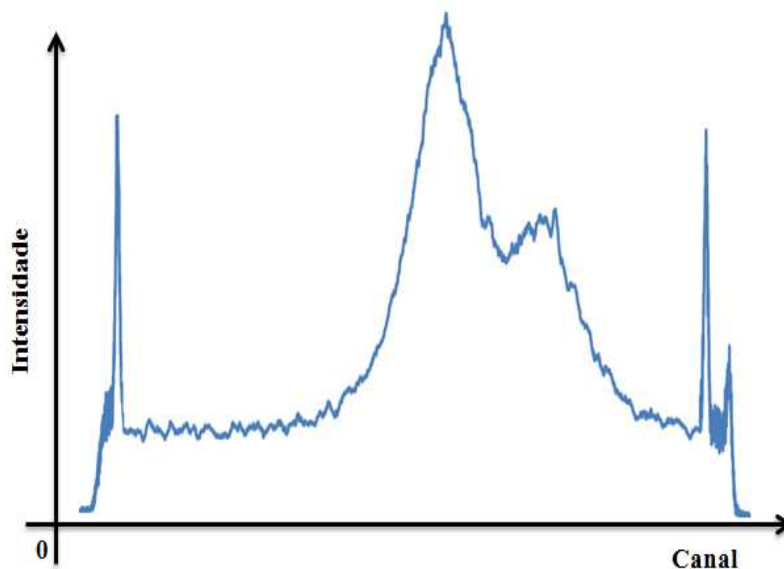


Figura 4.2: Perfil do Aço Mola, com distinção dos Picos  $K\alpha_1$  e  $K\alpha_2$  (Calibração do aparelho) [1].

A Eq.(4.1) utiliza a razão da variação da posição do detector para dois pontos distintos, pela variação da posição  $N_{\text{canal}}$  dos picos  $k_{\alpha 1}$  em ambos os pontos medidos. Com essa equação determinamos o valor de  $k$ , mas a equação que aproxima do valor exato, é dada por Eq.(4.2) [42].

$$k = \frac{2(\theta_2 - \theta_1)}{\delta} \quad (4.2)$$

Onde  $\delta$ , representa a distância entre os picos  $k_{\alpha 1}$  e  $k_{\alpha 2}$ . Com o valor de  $k$  calculado, podemos substituir na equação Eq.(4.3) para encontrar o valor de  $N_0$ . A Eq.(4.3) para o aparelho usado terá dois tipos diferentes de valores para cada fase do material.

$$2\theta_{\text{real}} = \alpha + k(N_{\text{canal}_{\text{real}}} - N_0) \quad (4.3)$$

Onde o valor de  $2\theta_{\text{real}} = 155,77^\circ$  e  $\alpha = 156^\circ$ . Os valores  $155,77^\circ$  e  $156^\circ$  representam as posições do detector real e a usada no aparelho. Com esse valor podemos analisar os perfis do material a ser estudado.

### 4.3 Processamento dos perfis das linhas de difração

O Processamento do espectro e a análise dos dados exigem o desenvolvimento de uma metodologia para determinar a posição do pico da linha de difração experimental mostrada nas Fig.(4.3) e Fig.(4.4). Essa metodologia é baseada na utilização de alguns modelos matemáticos e soluções analíticas para o problema. As etapas do processamento incluem: filtragem, escolha dos pontos de início e fim do perfil analisado, remoção do fundo, escolha da função analítica que descreva o perfil,

aproximação do perfil pela função analítica e normalização. As Fig.(4.3) e Fig.(4.4) mostram o perfil original do difratômetro de raios X.

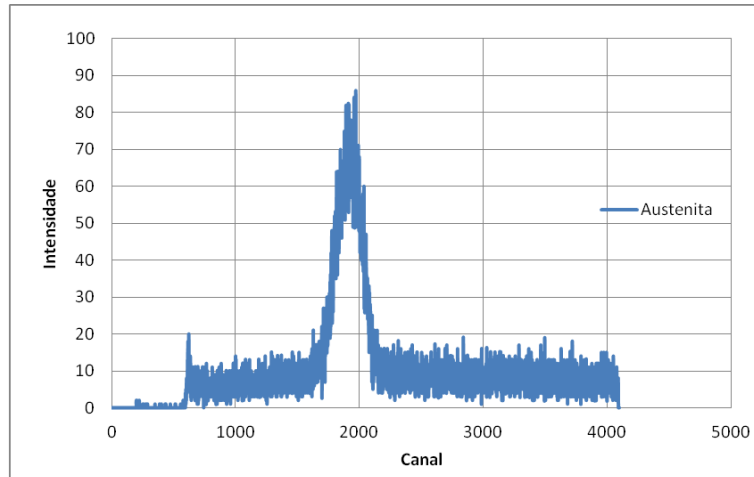


Figura 4.3: Perfil Inicial do difratômetro de raios X – Austenita.

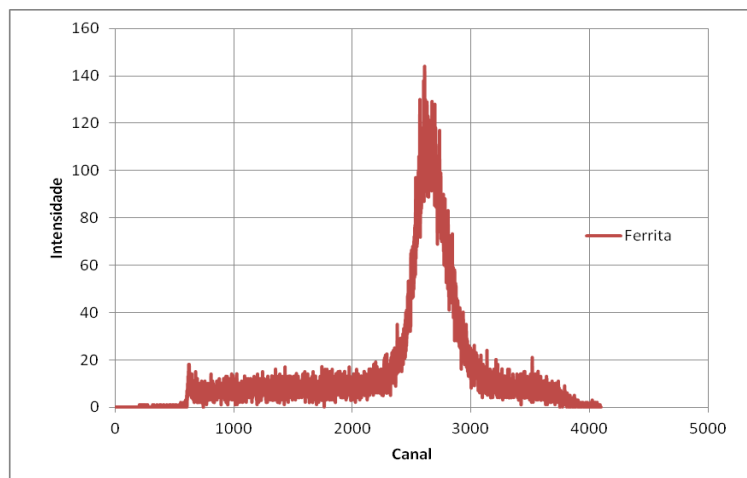


Figura 4.4: Perfil inicial do difratômetro de raios X – Ferrita.

O espectro de difração é registrado por canais no detector sensível à posição com coordenada linear, e medido em número de canal por um sensor do detector como um fio contendo 4096 mil dados (canais). Os ruídos desse espectro são retirados usando uma operação de filtragem, baseando-se no cálculo do valor médio de 10 medições das intensidades difratadas:

$$I_{filt} = \frac{\sum_{n=inicio}^{n+9} (I_n)}{10} \quad (4.4)$$

Onde  $I_{filt}$  e  $I_n$  são as intensidades do espectro filtrado e espectro experimental;  $n$  é o ponto inicial do intervalo escolhido para o cálculo do valor médio.

Após a filtragem de parte do espectro com linha de difração analisada, retiramos o fundo usando uma função linear  $y = ax + b$ . Onde  $b$  é a intensidade média no início do perfil após o corte e  $a$  é a inclinação da linha reta calculada com:

$$a = \frac{I_{final} - I_{inicial}}{n_{final} - n_{inicial}} \quad (4.5)$$

Para determinarmos o valor de  $b$  Eq.(4.8) precisamos calcular as médias dos primeiros e dos últimos termos do somatório usando as Eq.(4,6) e Eq.(4.7), depois determinamos o coeficiente angular usando a Eq.(4.5).

$$I_{inicial} = \frac{\sum_{n=0}^{19} I_n}{20} \quad (4.6)$$

$$I_{final} = \frac{\sum_{n_f-20}^{n_f} I_n}{20} \quad (4.7)$$

$$b = [(I_f + I_i) - a(n_f + n_i)]^{0,5} \quad (4.8)$$

A intensidade máxima do perfil registrado varia dependendo da condição de registro (potência da ampola, tempo de exposição da amostra). Por isso, precisamos fazer a normalização dos dados do perfil para uma intensidade. Assim, usamos a Eq.(4.9) para o ajuste final do perfil.

$$I_n^{corrigido} = \frac{[I_{filt} - (b + an)]}{m} \quad (4.9)$$

Onde  $m$  é o valor de normalização que em nosso caso é igual a 100.

#### 4.3.1 Função de Aproximação do Perfil

Para melhor determinarmos a posição do perfil da linha de difração usa-se uma função analítica para determinar as coordenadas do ponto de valor máximo da função.

Para a aproximação do perfil, é usada a função de Cauchy modificada [1,21].

$$f(x) = \frac{1}{(1 + ax^2)^n} \quad (4.10)$$

Onde  $a$  representa um parâmetro da função caracterizado pela redução da função de Cauchy ou largura na meia altura do perfil. A Fig.(4.5) mostra a alteração da largura quando o valor do parâmetro  $a$  para função dada pela Eq.(4.10) varia. Os valores de  $a$

para as funções mostradas na Fig.(4.5) geram a forma dos perfis os quais correspondem à forma experimental das linhas difratadas do aço.

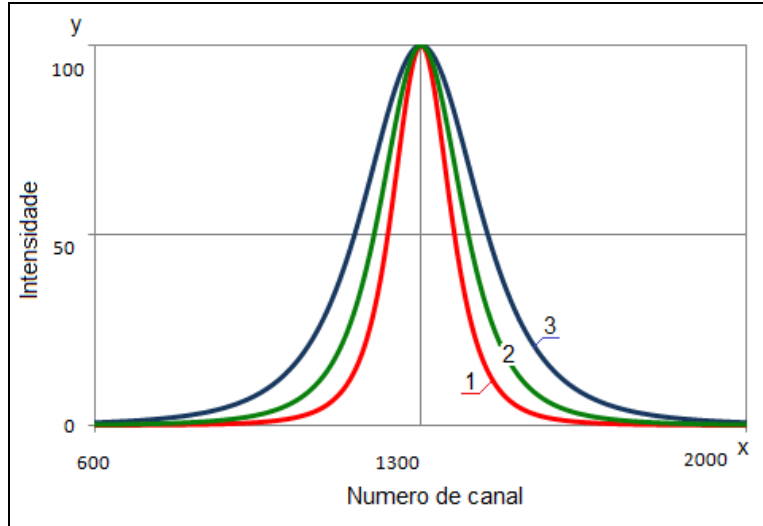


Figura 4.5: Influência do coeficiente  $a$  na forma dos perfis. Para picos 1, 2 e 3 os valores de  $a$  são iguais: 1 –  $a = 0,00008$ ; 2 –  $a = 0,00004$ ; 3 –  $a = 0,00002$ . Para todos os perfis  $n = 2$ .

O coeficiente  $n$  na Eq.(4.10) caracteriza a taxa de transição do fundo do perfil para pico. A alteração do valor de  $n$  também influi na largura do perfil. As relações entre  $a$  e  $n$  podem expressa como:

$$a = \frac{\sqrt[3]{2} - 1}{x_{0,5}^2} \quad (4.11)$$

Onde  $x_{0,5}$  é metade da largura da meia altura da função. A Fig.(4.6) ilustra a influência do parâmetro  $n$  na forma dos perfis.

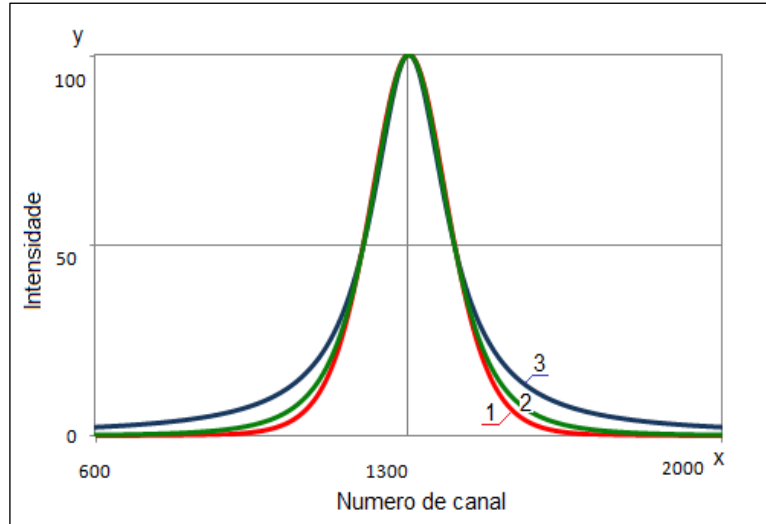


Figura 4.6: Influência de parâmetro  $n$  na forma dos perfis. Para picos 1,2,3 os valores de  $n$  são iguais: 1 -  $n = 4$ ; 2 -  $n = 2$ ; 3 -  $n = 1$ . Para todos os perfis.

Geralmente os perfis nos experimentos de difração são formados por  $K_\alpha$  séries de radiação de raios X que contém duas ondas de raios X chamado de duplete  $K_{\alpha 1}$  e  $K_{\alpha 2}$ . Por isso, a função completa para distribuição da intensidade da linha de difração experimental pode ser escrita como:

$$f(x) = \frac{I_{norm.}}{(1 + ax^2)^n} + \frac{I_{norm.}}{2[1 + a(x - \delta)^2]^n} \quad (4.12)$$

Onde  $I_{norm.}$  é a intensidade normalizada,  $\delta$  é a variação dos picos  $K_{\alpha 2}$  e  $K_{\alpha 1}$ .

Usando a Eq.(4.12) obtemos uma boa aproximação para determinar a posição da linha de difração nas medidas de tensões por difração de raios X. A Fig.(4.7) mostra um exemplo do perfil da linha de difração da fase ferrita do AID 2205, aproximada pela função de Cauchy modificada.

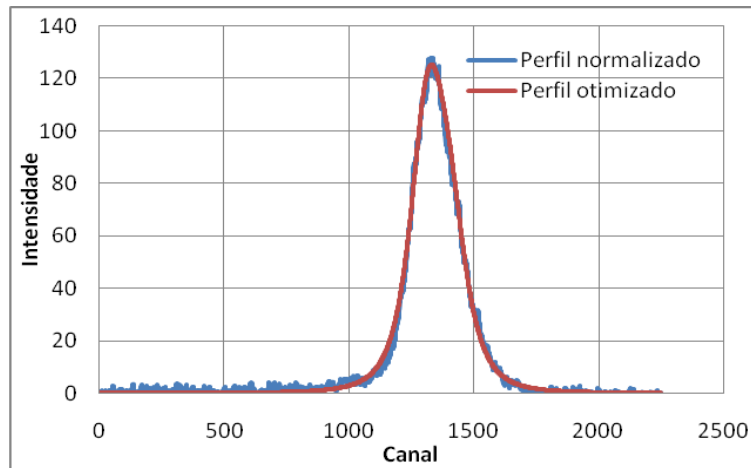


Figura 4.7: Ajuste de curvas - Perfil normalizado e otimizado da ferrita

Fazendo a separação dos termos da Eq.(4.12) podemos visualizar na Fig.(4.8) os picos  $K\alpha_2$  e  $K\alpha_1$ .

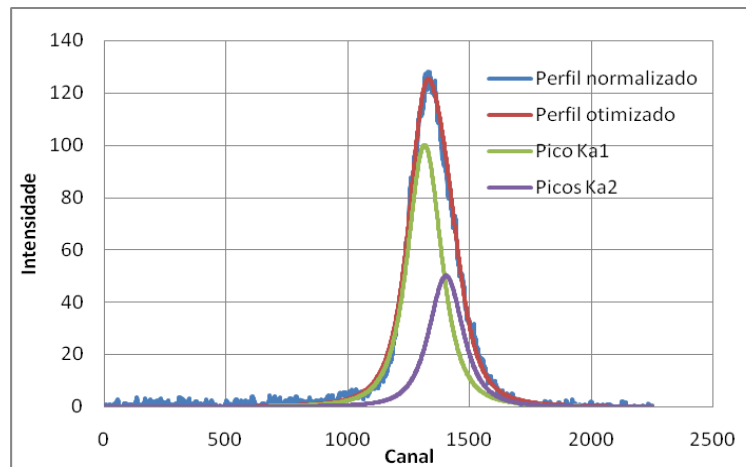


Figura 4.8: Perfil normalizado, otimizado com os picos  $K\alpha_2$  e  $K\alpha_1$  – Ferrita

A variação da distância em relação aos picos  $K\alpha_2$  e  $K\alpha_1$  representado por  $\delta$ , pode ser encontrado através das equações:



$$\delta = (K_{\alpha_2} - K_{\alpha_1}) \quad (4.13)$$

$$\Delta\theta_{\alpha_1-\alpha_2} = \left( a \frac{\lambda_{\alpha_1}}{\lambda_{\alpha_2}} \sin\theta_{\alpha_1} \right) - \theta_{\alpha_1} \quad (4.14)$$

Onde  $\theta_{\alpha_1}$ ,  $\theta_{\alpha_2}$ , são os ângulos de difração e  $\lambda_{\alpha_1}$ ,  $\lambda_{\alpha_2}$  são os comprimentos de onda de  $K_{\alpha}$  da série de raios X. Em nosso caso utilizamos uma ampola de raios X com anodo de cromo com  $\lambda_1 = 2; 28962\text{\AA}$  e  $\lambda_2 = 2; 29351\text{\AA}$ .

Para calcularmos a tensão residual presente no material, precisamos saber apenas a posição do pico difratado para cada linha de difração. Assim, com a posição do pico determinada, usamos uma regressão linear (Mínimos quadrados) para determinarmos a inclinação em relação ao  $\sin^2\psi$ .

## CAPÍTULO V

### RESULTADOS E ANÁLISES

Este trabalho foi realizado em quatro etapas. Na primeira etapa foi desenvolvido um Software para a análise dos dados do mine difratômetro de raios X. A segunda etapa se norteou com a análise das componentes de tensão do AID 2205 por meio de um dispositivo de tração. Na terceira etapa, realizamos a preparação das amostras e o processo de soldagem GTAW. Na última etapa, realizamos a análise das tensões no cordão de solda, ZTA, metal base e os ensaios de metalografia e dureza das chapas.

#### 5.1 “*Software*”: Tensometria por difração de raios X

A análise dos perfis de difração para cada ponto do material é uma tarefa árdua, sendo que, em cada ponto devem ser feitas 16 medidas, 8 na posição transversal e 8 na posição longitudinal, dessas 8, 4 são para a fase ferrita e 4 para a fase austenita, com um tempo total para cada medida de aproximadamente 450 segundos. Como os pontos medidos em relação às amostras são vários, e às vezes temos que refazer uma medida para verificar um determinado resultado, foi desenvolvido um “*software*” para aperfeiçoarmos a análise dos dados e reduzimos o tempo de processamentos.

A Fig.(5.1) mostra a interface (*Tensometry by X-ray Diffraction*) do “*software*”.

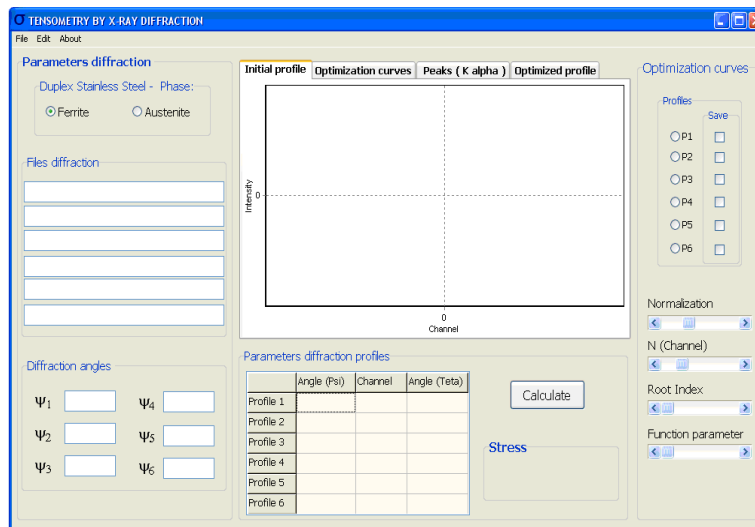


Figura 5.1: “Software: Tensometry by X-ray Diffraction” – Cálculo da tensão residual.

O software Fig. (5.1) é dividido em 4 áreas:

- A primeira área (*Parameters diffraction*) do “software” estão os parâmetros de difração de início. Nesse local indicamos a fase (ferrita ou austenita) a ser analisada, abrimos os arquivos do difratômetro de raios X e inserimos os ângulos de difração.
- A segunda área (*Optimization de curves*) é usada para os ajustes de curvas em relação ao perfil inicial Fig.(5.2) e visualização dos demais gráficos.
- A terceira área (*Parameters diffraction profiles*) mostra os dados finais após o ajuste de curvas, o valor da tensão do material e sua classificação (tração ou compressão). Na tabela são mostrados os ângulos de difração  $\psi$ , os valores das posições dos picos de difração em canais e os valores dos ângulos  $\theta$ .
- A quarta área do software mostra os gráficos: “Initial rofile” Fig.(5.2), “Optimization” curves Fig.(5.3), “Peaks” (K alpha) Fig.(5.4) e “Optimized profile” Fig.(5.5).

Na interface “Peaks” (K alpha) são visualizados os perfis otimizado com os Picos  $K\alpha_1$  e  $K\alpha_2$  Fig.(5.4).

A interface (*Optimized profile*) visualizamos o gráfico dos resultados referentes à dependência da reta em relação ao ângulo difratado  $\theta_\psi$  e o  $\sin^2\psi$ .

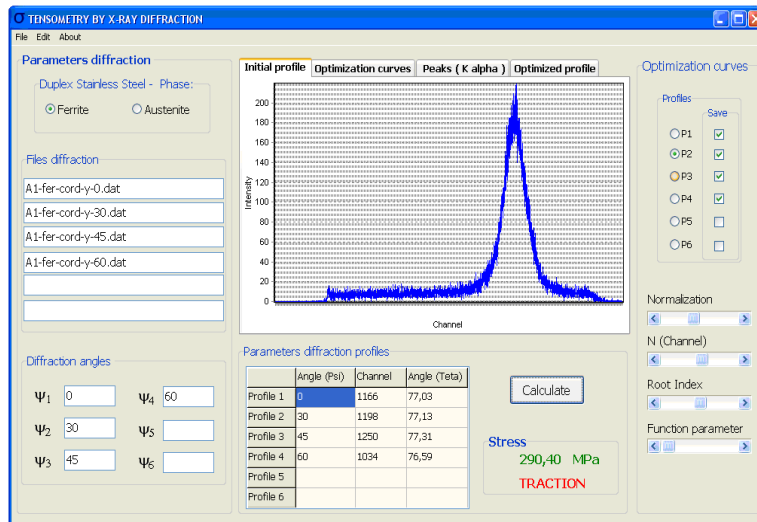


Figura 5.2: “Software: Tensometry by X-ray Diffraction” – Perfil inicial.

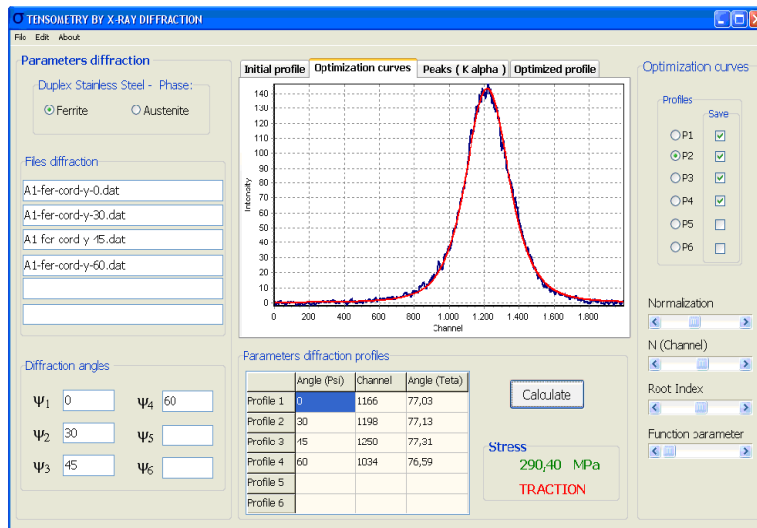


Figura 5.3: “Software: Tensometry by X-ray Diffraction” – Perfil otimizado

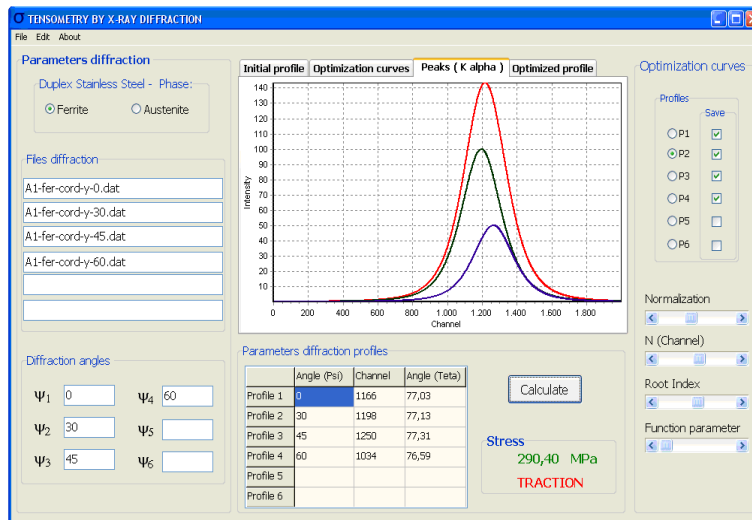


Figura 5.4: “Software: Tensometry by X-ray Diffraction” – Perfis: Otimizado, Picos  $K\alpha_1$  e  $K\alpha_2$ .

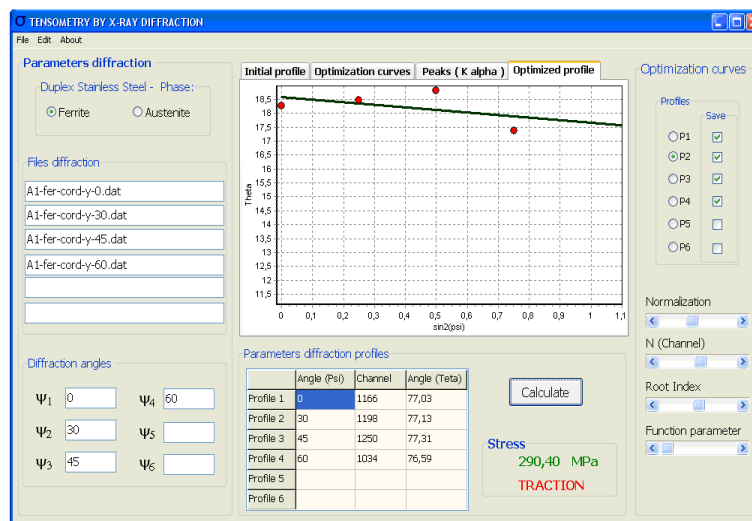


Figura 5.5: “Software: Tensometry by X-ray Diffraction” – Reta da tendência.

O “Software” TXRD (Tensometria por difração de raios X) utiliza as equações descritas na seção 3.6 e 4.3 para a manipulação dos dados e ajuste de curvas.

Como os valores das constantes K,  $N_0$ , ponto de corte e o ângulo de difração inicial  $\theta$  podem sofrer alterações, foi inserida uma aba para a edição desses parâmetros usados no cálculo das tensões. A Fig.(5.6) mostra a aba de edição desses valores.

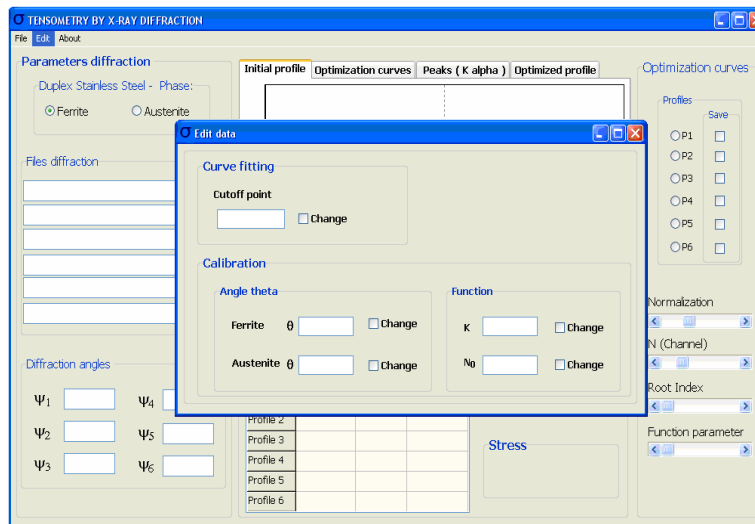


Figura 5.6: “Software: Tensometry by X-ray Diffraction” – Edição dos valores do ponto de corte e calibração.

## 5.2 Desenvolvimento do método de caracterização tridimensional das tensões residuais em chapas de AID 2205

O método tridimensional do cálculo de tensões em chapas de AID usando a soldagem é baseado nas medidas de tensões por difração de raios X ao longo da direção perpendicular do cordão de solda e na espessura. Em relação às tensões residuais ao longo do cordão de solda, podemos considerar que esta distribuição de tensões é praticamente homogênea.

Para realizar estas medidas precisamos fazer cortes nas chapas soldadas por dois planos: um perpendicular ao cordão de solda e no eixo longitudinal do cordão de solda. No caso da análise e medidas das tensões nas seções transversais após o corte das chapas, existe dois principais problemas, um associados com o relaxamento de tensões residuais e outro com a necessidade de cumprir as condições de contorno que pode ser chamado neste caso de "efeito de contorno".

Este efeito pode ser entendido em um exemplo da análise das chapas soldadas. Por causa da contração do metal quente durante o resfriamento na direção  $y$  do cordão de solda, surgem as tensões residuais  $\sigma_y^{resid}$  trativas mostradas na Fig.(5.7a). Na direção

perpendicular ao cordão de solda,  $x$  é livre para deformações de contração e, portanto  $\sigma_x^{resid} = 0$ .

Considerando que a área da seção transversal do metal base é muito maior que a área do cordão de solda, pode-se concluir que no nosso caso o valor da tensão residual compressiva no metal base é insignificante. Os valores das tensões no cordão e no metal base podem ser determinados experimentalmente na superfície das chapas soldadas aplicando o método de difração de raios X.

Uma possibilidade para determinar os valores das tensões  $\sigma_y^{resid}$  dentro do cordão de solda é analisar a distribuição dessas tensões  $\sigma_y^{resid} = f(z)$  ao longo da espessura do cordão. Esse procedimento consiste em um corte das chapas soldadas por um plano paralelo ao cordão de solda (seção B – B na Fig.(5.7a)).

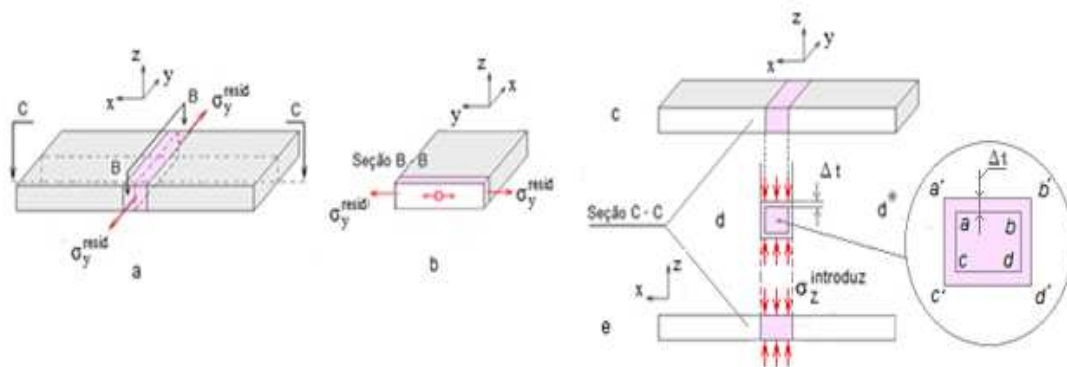


Figura 5.7: Tensões residuais no cordão de solda e seções de corte por planos paralelos e perpendiculares ao cordão (a – vista geral das chapas soldadas com planos de corte; b – tensão residual na seção transversal B – B; c – seção transversal C – C; d, d\* – alta)

O corte das chapas feito ao longo do plano paralelo a uma força gerada por tensões residuais, não interfere nas condições de equilíbrio da chapa cortada. Por isso, na seção transversal do cordão de solda (Fig.(5.7b)) após a corte continuam agindo as mesmas tensões residuais  $\sigma_y^{resid}$ .

O corte pelo plano C – C (Fig.(5.7a)) abre a seção transversal das chapas perpendicular ao cordão de solda. Após o corte das chapas no plano livre de forças externas as tensões longitudinais  $\sigma_y^{resid}$  têm que ser igual à zero. A igualdade a zero da tensão é acompanhada pela remoção de deformações causadas por estas tensões. A

Fig.(5.7d\*) mostra as dimensões da seção transversal do cordão de solda  $a - b - c - d$  que inicialmente é contraído pela tensão  $\sigma_y^{resid}$ . Após o corte as dimensões desta seção têm que retornar ao estado  $a' - b' - c' - d'$  não deformado. Na direção  $x$ , nada impede este retorno, mas na direção  $z$  a integridade do cordão de solda e do metal base impede as deformações. Então para realizar a integridade, temos que introduzir para o caso analisado as tensões negativas  $\sigma_z^{Introduz}$ . De acordo com lei de Hook o valor do deslocamento  $\Delta t$  na direção  $z$  pode ser calculado por:

$$\Delta t = \varepsilon_z t = \frac{\sigma_z^{Introduz}}{E} \quad (5.1)$$

Por outro lado  $\Delta t$  é igual a:

$$\Delta t = -\nu \varepsilon_{yz} t = -\frac{\nu \sigma_y^{resid}}{E} t \quad (5.2)$$

Aqui  $\varepsilon_z$  é a deformação normal,  $\nu$  e  $E$  são coeficiente de Poisson e o módulo de Young, respectivamente. Igualando as Eq.(5.1) e Eq.(5.2) podemos determinar  $\sigma_z^{Introduz}$  como:

$$\sigma_z^{Introduz} = -\nu \sigma_y^{resid} \quad (5.3)$$

Para os aços, o coeficiente de Poisson varia no intervalo de  $\nu = 0,28$  a  $\nu = 0,3$ . O sinal oposto da tensão introduzida pelo corte da chapa soldada é menor que a terça parte do valor da tensão residual  $\sigma_y^{resid}$ .



### 5.3 Estudo do comportamento mecânico das componentes de tensão do Aço Inoxidável Duplex 2205

Atualmente o interesse nas propriedades mecânicas dos AID 2205 e seu comportamento em relação aos processos de fabricação, conformação e soldagem passaram a ser de grande importância.

O estudo de tensões e do comportamento mecânico das fases ferrita e austenita durante o ensaio de tração ajudará a entender os mecanismos que controlam as deformações e surgimento de tensões residuais nas chapas de AID 2205 após a laminação, a soldagem e outros tratamentos [3].

Como tínhamos um material que dispõe de grande capacidade de resistência à tração, resistência à corrosão e uma boa dureza, precisávamos primeiro verificar o comportamento mecânico das fases ferrita e austenita do AID 2205 usando ensaios de tração, para depois analisarmos as tensões residuais introduzidas no material após o processo de soldagem. Assim, retiramos um pedaço da amostra e fizemos uma laminação a frio. Na primeira etapa com espessura de 1 mm até 0,4 mm e em seguida de 0,4 mm até 0,16 mm. A temperatura e tempo dos recozimentos intermediário foram 600<sup>o</sup>C e 30 min. Os corpos de prova após laminação final foram recozidos a temperatura 650<sup>o</sup> C durante 1 hora e tratados eletroquimicamente para remoção da camada superficial oxidada. A forma e as dimensões do corpo de prova são mostradas na Fig.(5.8) [42].

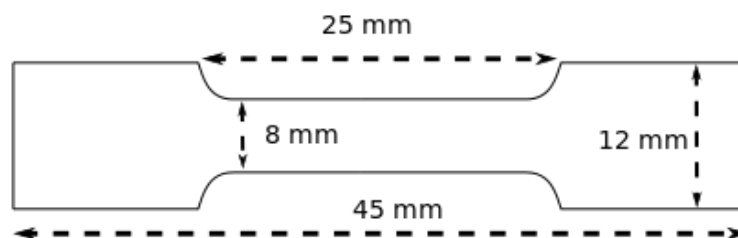


Figura 5.8: Corpo de prova do Aço Inoxidável Duplex 2205 – Ensaio de tração [45].

Para os ensaios de tração, um dispositivo de carregamento por tração Fig.(5.9) foi montado no aparelho de raios X permitindo obter a curva tensão-deformação do AID

2205 e também determinar as tensões individuais nas fases ferrita e austenita em todo intervalo de carga, a partir do zero até a fratura do corpo de prova.

Os módulos de elasticidade utilizados para a determinação das tensões nas fases foram calculados como o valor médio entre os valores calculados pelas teorias de Foight e Reiss [21].

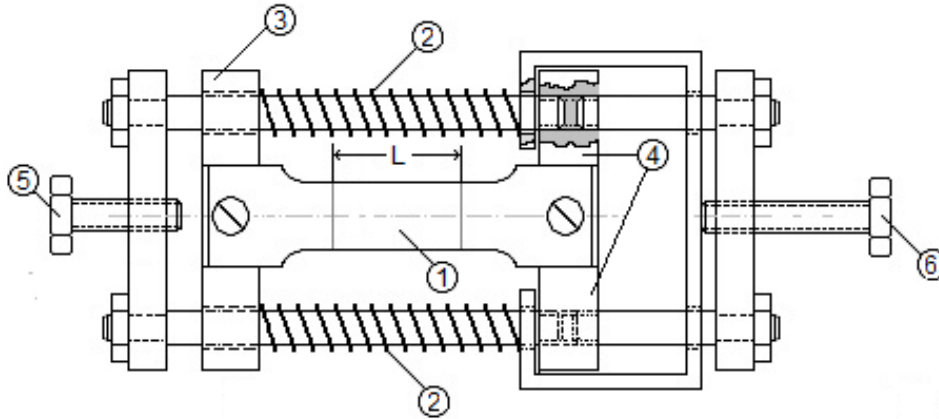


Figura 5.9: Dispositivo de carregamento do corpo de prova: 1 – corpo de prova; 2 – molas; 3 – fixador móvel do corpo de prova; 4 – fixador imóvel do corpo de prova; 5 – parafuso para regular a carga inicial; 6 – parafuso para aumentar a carga inicial [45].

A força gerada pelas duas molas comprimidas (peças 2 na Fig.(5.9)) e a tensão aplicada podem ser calculadas pelas formulas:

$$F = k\Delta L \quad (5.4)$$

$$\sigma_{apl.} = \frac{F}{bh} \quad (5.5)$$

Onde  $b$ ,  $h$  são largura e espessura dos corpos de prova,  $k$  é coeficiente de rigidez media das molas e  $\Delta L$  é comprimento médio das molas. A rigidez da cada mola foi determinada na maquina de tração "SHIMADZU" com utilização de uma construção que faz a inversão da tração na máquina em compressão na mola analisada [3].

A mesa com suporte onde foi montado o dispositivo de tração gira em torno do eixo que passa pelo ponto de superfície lateral do corpo de prova onde também interceptam os feixes de raios X incidentes e difratados. A Fig.(5.10) mostra a geometria das medidas de tensões nas componentes dos AID 2205 de acordo com a metodologia descrita. A Fig.(5.11) mostra uma visão geral dos equipamentos utilizados nas medidas de tensões por difração de raios X.

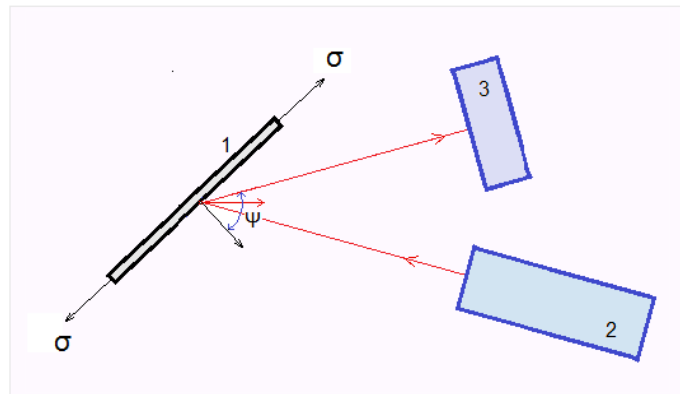


Figura 5.10: Geometria da medida de tensão: 1 – corpo de prova tracionado; 2 – fonte de raios X; 3 – detector de raios X [45].

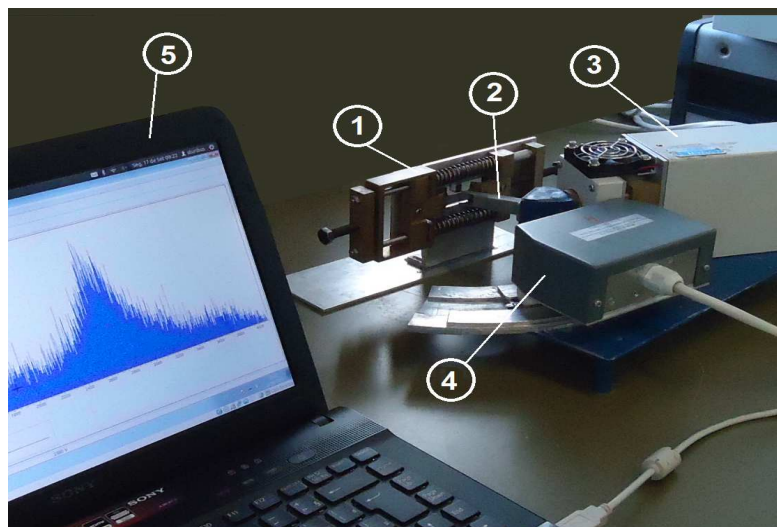


Figura 5.11: Aparelho portátil de raios X com dispositivo de tração: 1 – dispositivo; 2 – colimador; 3 – fonte de raios X; 4 – detector de raios X; 5 – tela do notebook [45].

### 5.3.1 Resultados dos ensaios de tração – Aço Inoxidável Duplex 2205

Os perfis das linhas de difração da ferrita e austenita, um dos quais pode ser visto no monitor de notebook Fig.(5.11) foi processado pela metodologia desenvolvida no trabalho [15]. Na Tab.(5.1) estão os resultados das medias dos ensaios de tração e a Fig.(5.12) mostra a relação da tensão em função da deformação aplicada nas fases ferrita e austenita do AID 2205.

Tabela 5.1: Ensaio de tração – Aço Inoxidável Duplex 2205

Ensaio de tração – Tensão (MPa)		
Carga aplicada	Fase Ferrita	Fase Austenita
0	-323	223
173	-160	395
290	-44	451
390	85	526

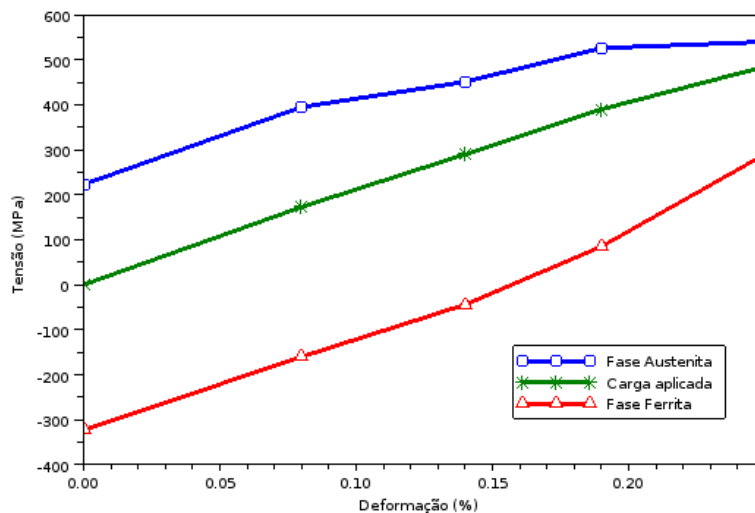


Figura 5.12: : Diagrama tensão versus deformação: carga aplicada, fase ferrita e fase austenita.

A análise do material pela técnica de difração de raios X nos mostrou os seguintes resultados:

- Verificamos que mesmo após a laminação de 0,16 mm o material apresenta

característica, ou seja, sua microestrutura ferrita e austenita não foi modificada.

- Observamos na Fig.(5.12) que a ferrita tem resistência maior que a austenita.
- Observamos também que a austenita começa a entrar no seu estado de plasticidade a partir do ponto de 500 MPa.

#### 5.4 Preparação dos corpos de prova

Para obtermos bons resultados no processo de soldagem GTAW, os três corpos de prova do AID 2205 passaram por processos mecânico para fazermos um chanfro, onde o material depositado (consumível) teria uma melhor fixação de ambas às chapas. As características do chanfro estão descrito na Fig.(5.13).

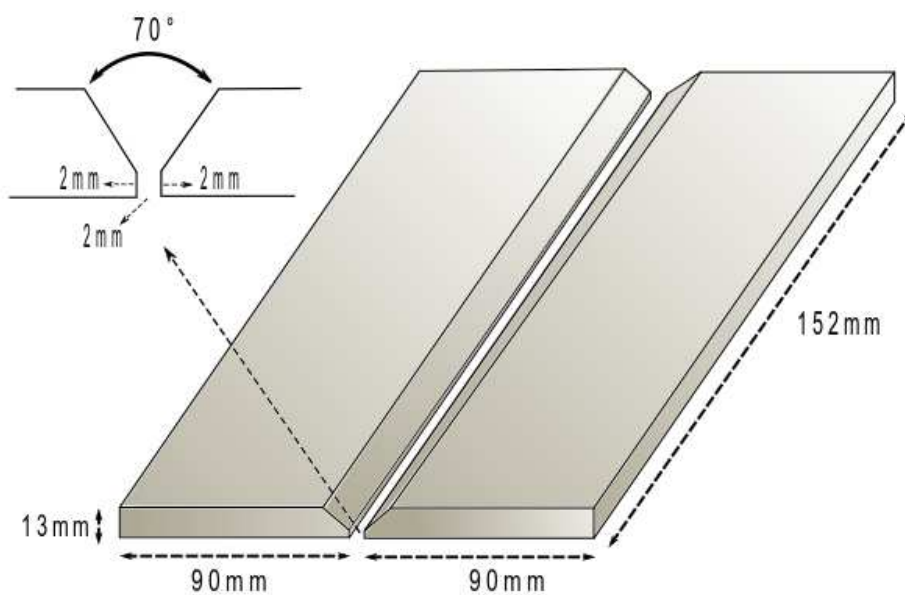


Figura 5.13: Característica das chapas do Aço Inoxidável Duplex 2205 para o processo de soldagem GTAW.

Considerando que no processo ocorre um gradiente de temperatura na direção perpendicular à junção soldada e um resfriamento heterogêneo que faz as partes se

fundirem e resfriarem rapidamente gerando tensões residuais e deformação angular [46].

Para obtermos uma alta restrição (Tensão residual) do material no processo de soldagem, e evitar uma deformação angular, fixamos (solda) duas chapas de AID 2205 em uma chapa de aço carbono. Fizemos uma fresa de 5 mm de profundidade por 10 mm de largura na base do aço carbono, para podemos proteger a raiz durante a soldagem das chapas de AID 2205 Fig.(5.14).

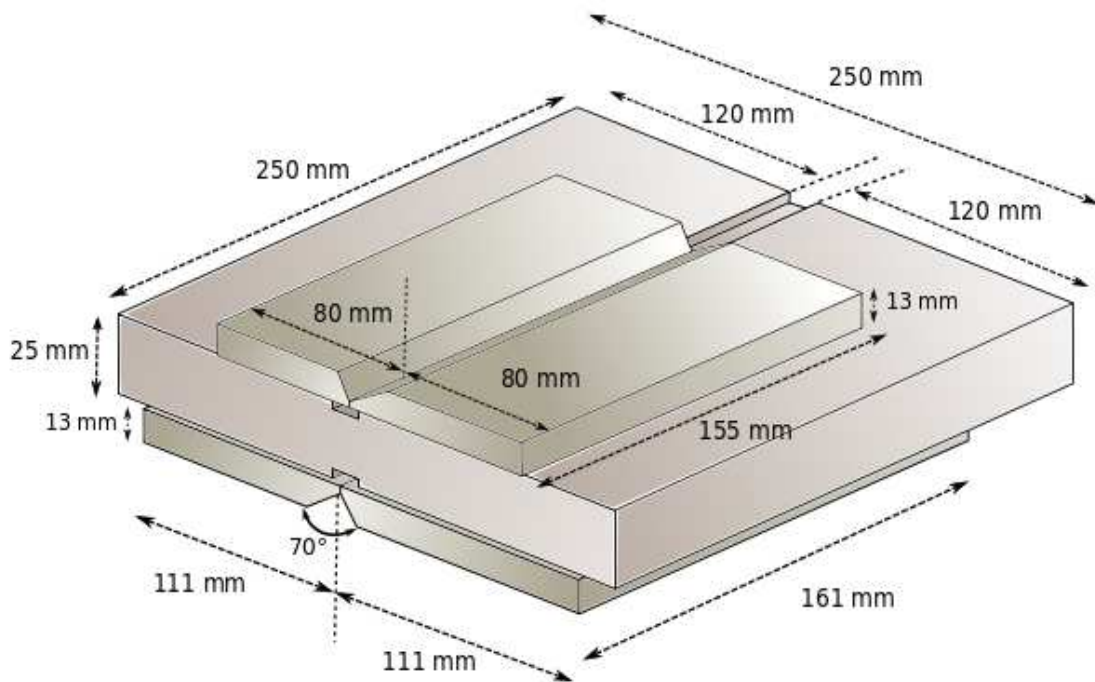


Figura 5.14: Corpos de prova do Aço Inoxidável Duplex 2205 fixadas na chapa de aço carbono para o processo de soldagem GTAW.

As propriedades químicas das chapas de AID 2205 estão descritas na Tab.(5.2).

Tabela 5.2: Composição química do Aço Inoxidável Duplex 2205 – (Sandmeyer Steel Company)

Valores típicos (Peso %)					
C	Cr	Ni	Mo	N	Outros
0.020	22.1	5.6	3.1	0.18	S=0.001
PREN = [Cr %] + 3.3 [Mo %] + 16 [N %] ≥ 34					

## 5.5 Soldagem GTAW das chapas de Aço Inoxidável Duplex 2205

Os três corpos de prova de AID 2205 foram soldadas tendo parâmetros de soldagem diferentes.

O aporte de calor foi modificado por meio de alterações na velocidade de soldagem. O primeiro corpo de prova foi soldado com restrição baixa e baixo aporte de calor, o segundo corpo de prova com alta restrição e baixo aporte de calor, e o terceiro corpo de prova foi soldado com alta restrição e alto aporte de calor. As características e os procedimentos de soldagem estão listados na Tab.(5.3).

Tabela 5.3: Parâmetros de soldagem GTAW usados no Aço Inoxidável Duplex 2205

<b>Parâmetro/Dados</b>	<b>Informação/Valor</b>
Passe	Estreito
Soldagem	Múltiplos passes
Limpeza	Escovamento
Metal de base	Aço Inoxidável Duplex 2205 (UNS S32205)
Classificação AWS do metal de adição	ER 2209
Temperatura de preaquecimento	27° C
Temperatura de interpasse	150°C(Máxima)
Eletrodo	Toriado (2%, EW Th-2), 3,2 mm de diâmetro.
Posição de soldagem	Plana
Gás de proteção	(Ar- 99,9% de pureza), Purga (Ar + 2,5% N <sub>2</sub> )
Vazão do gás de proteção	15 litros/min.
Diâmetro do metal de adição	1,2 mm
Medição de temperatura	Pirômetro ótico

As Fig.(5.15), Fig.(5.16) e Fig.(5.17) mostram os detalhes dos passes de solda realizados em cada corpo de prova. O primeiro corpo de prova foi soldado sem restrição. Nesse primeiro corpo de prova, houve uma deformação angular reduzindo o número de passe de solda.

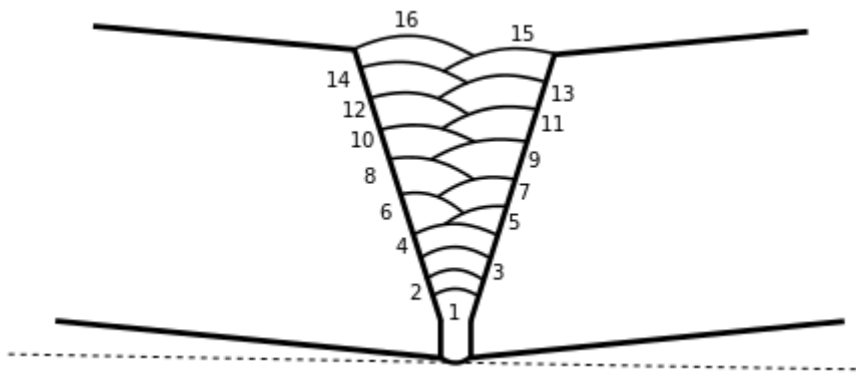


Figura 5.15: Corpo de prova 1 sem restrição – Diagrama dos passe de soldagem GTAW

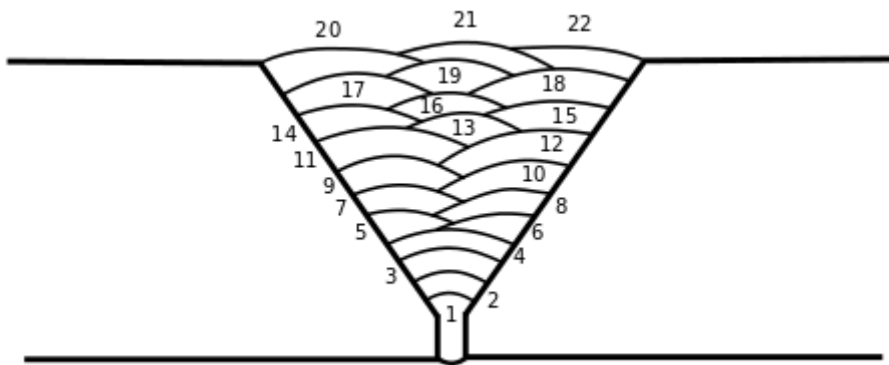


Figura 5.16: Corpo de prova 2 com restrição – Diagrama dos passe de soldagem GTAW

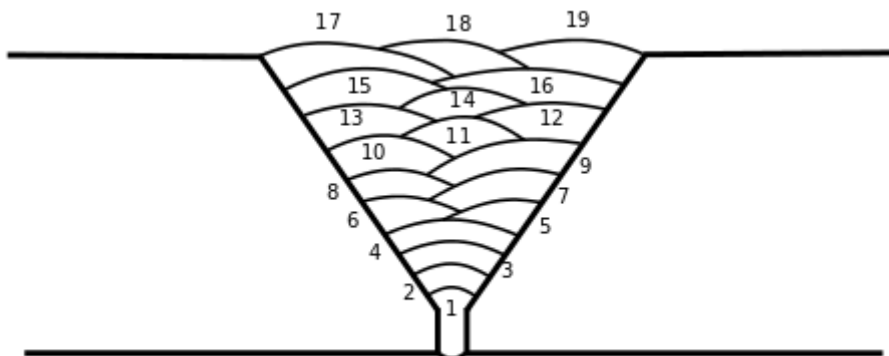


Figura 5.17: Corpo de prova 3 com restrição – Diagrama dos passe de soldagem GTAW



Para o cálculo do aporte térmico, sendo que realizamos nas amostras alguns passe de solda. Foi considerada a eficiência térmica ( $\eta = 0,7$ ). A Tab.(5.4) mostra os valores do aporte térmico médio em cada peça bem como os valores das tensões e amperagem de soldagem.

Tabela 5.4: Parâmetros de soldagem usados nos corpos de prova do Aço Inoxidável Duplex 2205

<b>Amostras</b>	<b>Tensão (U)</b>	<b>Corrente (I)</b>	<b>N. de passes</b>	<b>AC Médio (KJ/mm)</b>
Amostra 1	12 V	170 A	16	0,5
Amostra 2	12 V	170 A	22	0,55
Amostra 3	13 V	170A	19	0,98

As Fig.(5.18), Fig.(5.19), Fig.(5.20) e Fig.(5.21) mostram os procedimentos e os processos de soldagem.



Figura 5.18: Preparação das chapas para a soldagem – Soldagem GTAW.



Figura 5.19: Soldagem GTAW, Corpo de prova 1 com um passe de solda.



Figura 5.20: Corpo de prova a com alguns passe de solda e deformação angular da corpo de prova 1



Figura 5.21: Medição da temperatura como o pirômetro ótico no cordão de solda e ZTA

## 5.6 Resultados da análise das tensões

### 5.6.1 Medidas de tensões – Corpo de prova 1

Após o processo de soldagem, o Corpo de prova 1 que não foi fixado, deformou-se (Ângulo de formação de  $32^\circ$  em relação a horizontal) devido ao gradiente de temperatura. A Fig.(5.22) mostra os detalhes após o processo de soldagem GTAW.

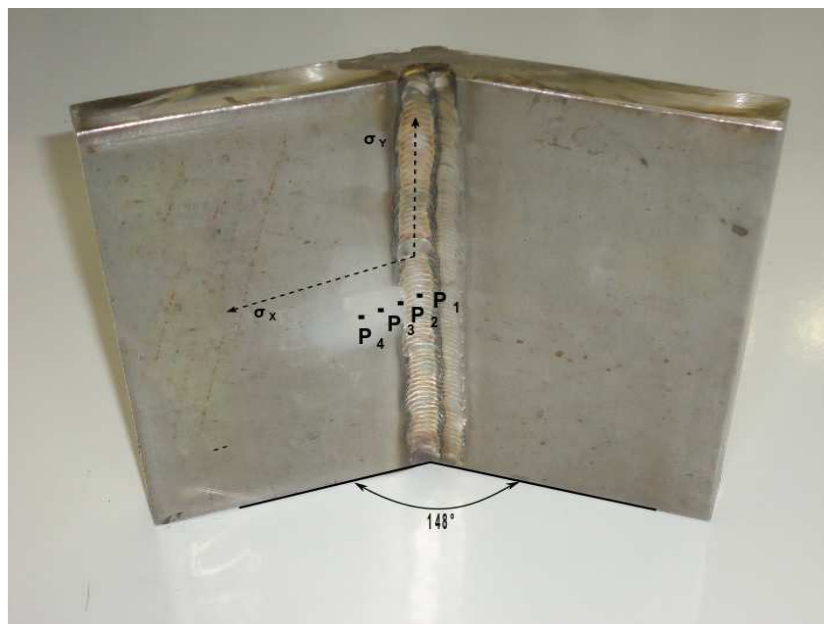


Figura 5.22: Corpo de prova 1 – Chapas de Aço Inoxidável Duplex 2205 após o processo de soldagem GTAW.

Na Fig.(5.22) estão os pontos ( $P_1$ ,  $P_2$ ,  $P_3$  e  $P_4$ ) onde foram realizados os ensaios de difração de raios X para caracterizar as tensões residuais longitudinais e transversais introduzidas pelo processo de soldagem. As posições em relação ao cordão de solda onde foram realizados os ensaios são descritos abaixo:

$P_1$  – 4 mm do centro da solda;

$P_2$  – ZTA (Zona Termicamente Afetada), 7,5 mm do centro da solda;

$P_3$  – Metal base, 12 mm do centro do cordão de solda;

P<sub>4</sub> – Metal base, 19 mm do centro do cordão de solda.

Para medir as tensões nas fases ferrita e austenita, sendo que, ambas as fases apresentam características distintas, foram usadas posições diferentes para o detector,  $2\theta = 156^\circ$  para ferrita e  $2\theta = 132,5^\circ$  para a austenita. Os resultados dos ensaios estão dispostos nas Tab.(5.5) e Tab.(5.6) e nas figuras Fig.(5.23) e Fig.(5.24) estão às representações gráficas dos resultados.

Tabela 5.5: Distribuição da tensão transversal – Corpo de prova 1 do AID 2205

Tensão medida por XRD – Transversal (MPa)		
Pontos	Ferrita - $\sigma_x$	Austenita - $\sigma_x$
P1 – 4 mm do centro	220	110
P2 – 7,5 mm (ZTA)	150	210
P3 – 12 mm Metal base	-180	-200
P4 – 19 mm Metal base	-100	-130

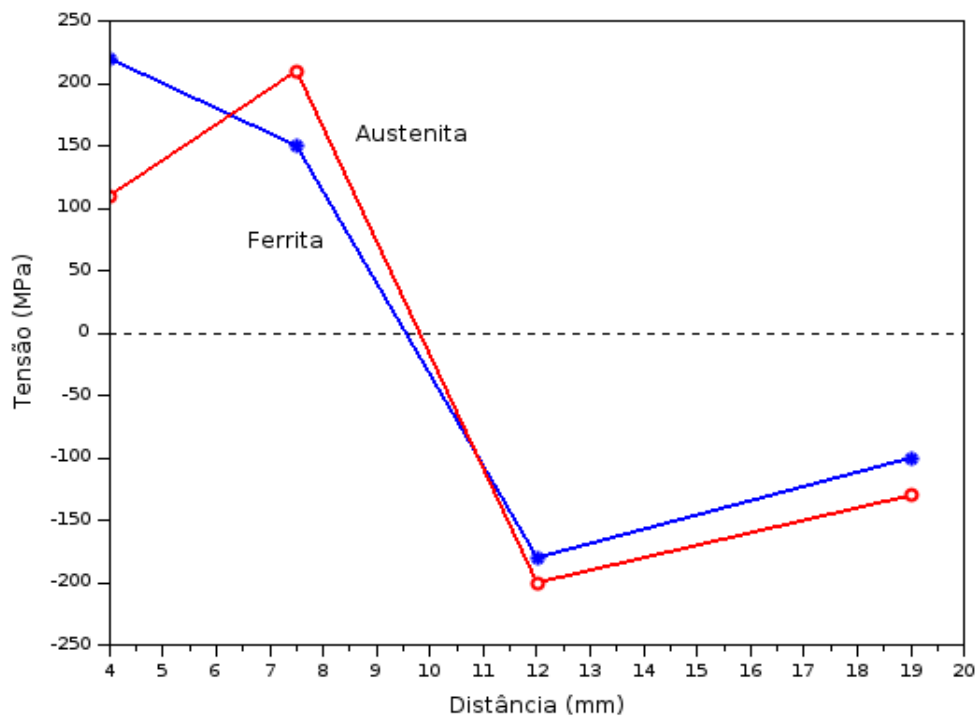


Figura 5.23: Distribuição da tensão transversal – Ferrita e austenita do AID 2205

Tabela 5.6: Distribuição da tensão longitudinal – Corpo de prova 1 do AID 2205

<b>Tensão medida por XRD – Longitudinal (MPa)</b>		
<b>Pontos</b>	<b>Ferrita - <math>\sigma_y</math></b>	<b>Austenita - <math>\sigma_y</math></b>
P1 – 4 mm do centro	770	470
P2 – 7,5 mm (ZTA)	210	470
P3 – 12 mm Metal base	-120	210
P4 – 19 mm Metal base	-150	-100

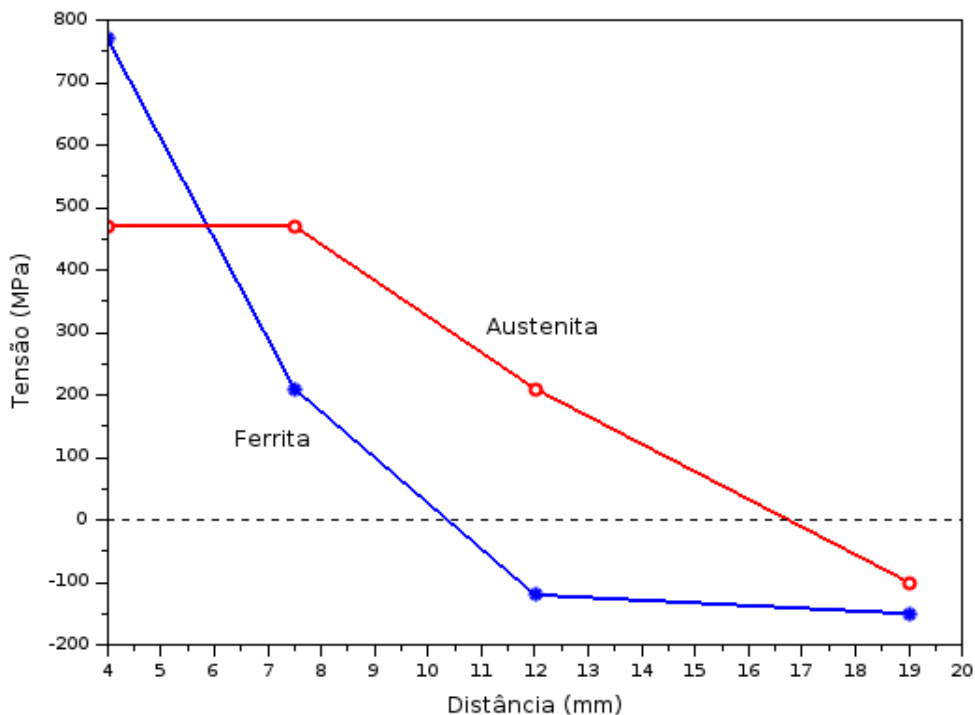


Figura 5.24: Distribuição da tensão longitudinal – Ferrita e austenita do AID 2205

Na Fig.(5.25) estão os pontos onde foram feitas as medidas por XRD realizadas na espessura do cordão de solda no Corpo de prova 1 – Cota. A Tab.(5.7) mostra os resultados obtidos e a Fig.(5.26) a representação gráfica desses resultados.

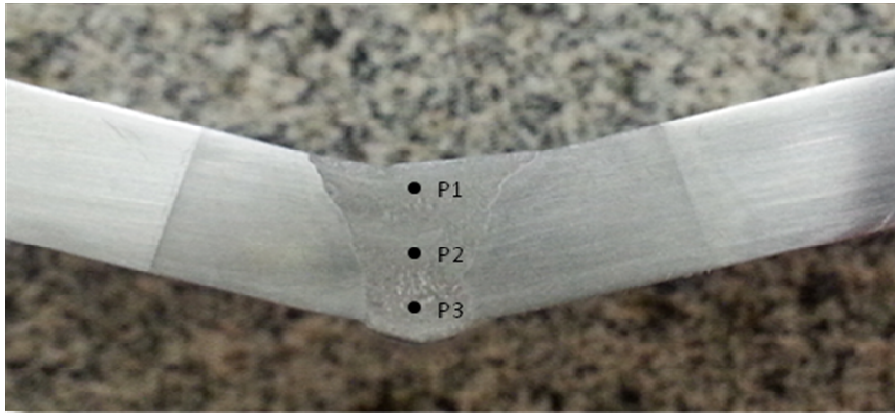


Figura 5.25: Pontos P<sub>1</sub>, P<sub>2</sub> e P<sub>3</sub> da análise da distribuição da tensão transversal em relação a espessura (Cota) do cordão de solda – Corpo de prova 1

Tabela 5.7: Distribuição da tensão transversal em relação a espessura (Cota) do cordão de solda – Corpo de prova 1

Tensão medida por XRD – Transversal ( MPa)		
Pontos	Ferrita - $\sigma_x$	Austenita - $\sigma_x$
P1 – 3 mm da superfície da solda	-200	-100
P2 – 7 mm da superfície da solda	-70	-150
P3 – 10 mm da superfície da solda	-30	-60

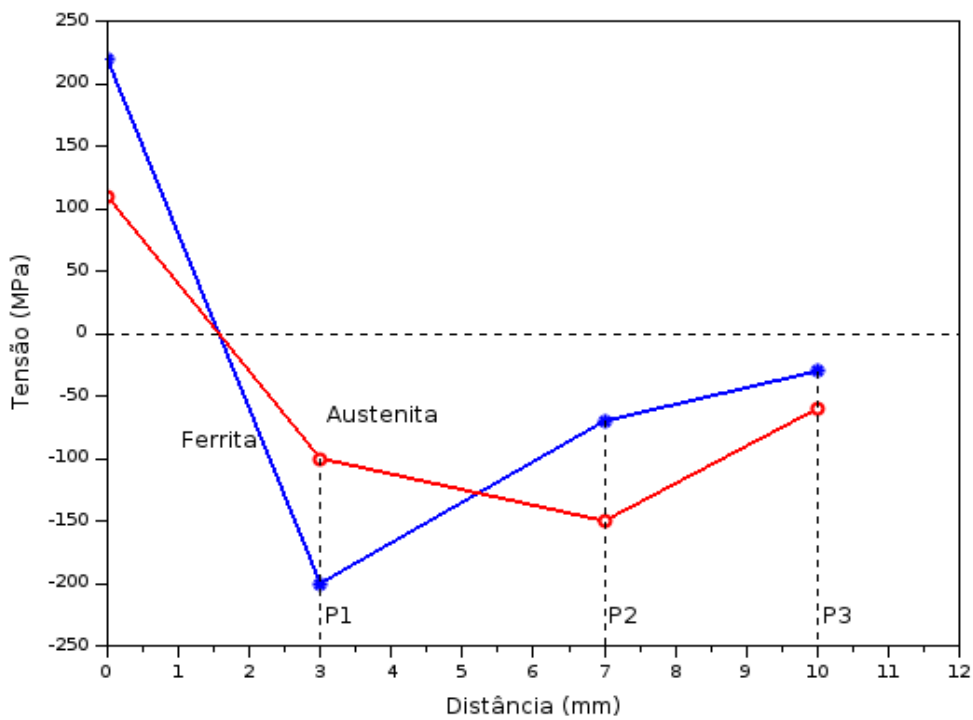


Figura 5.26: Distribuição da tensão transversal na espessura do cordão de solda (Cota) – Ferrita e austenita do AID 2205 – Corpo de prova 1

### 5.6.2 Surgimento das tensões residuais no corpo de prova do Aço Inoxidável Duplex após soldagem

A análise da distribuição de tensões residuais em chapas soldadas é baseada na análise das condições de equilíbrio das seções transversais e longitudinais das chapas. Para as tensões longitudinais e transversais às quais surge após o processo de soldagem, a condição de equilíbrio interpreta-se com igualdade a zero das resultantes das forças e dos momentos gerados pelas tensões na área de seções transversais perpendiculares a tensão analisada. A Fig.(5.27) mostra as seções de corte para análise das condições de equilíbrio das tensões longitudinais e transversais nas chapas soldadas [47].

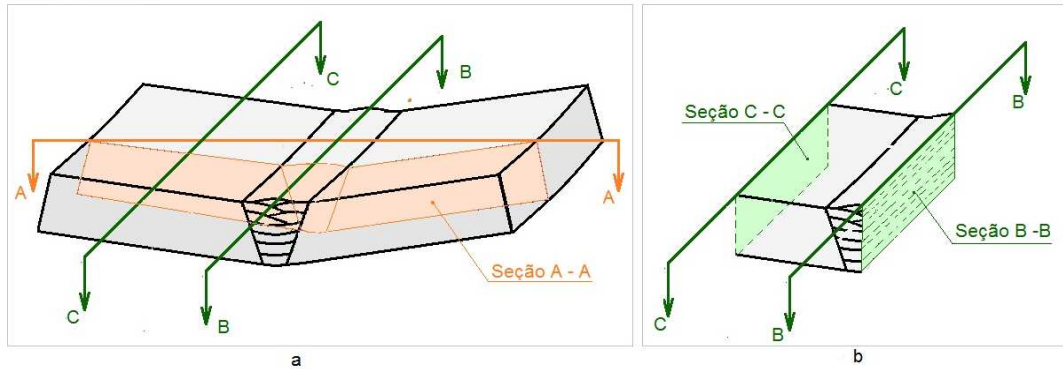


Figura 5.27: Seções transversais das chapas soldadas para análise das tensões residuais [47].

Para tensões longitudinais (direção y) igualdade a zero para os momentos, ocorre pela simetria das chapas em relação de cordão de solda (seção A – A na Fig.(5.27)). Neste caso a igualdade a zero da resultante das forças pode ser escrita como:

$$\int_{A_{chapas}} \sigma_{chapa} dA + \int_{A_{cordão}} \sigma_{cordão} dA = 0 \quad (5.6)$$

$$\sigma_{y-medía}^{chapa} * A_{chapas} = -\sigma_{y-medía}^{cordão} * A_{cordão} \quad (5.7)$$

Onde,  $\sigma_{chapas}^{media}$ ,  $\sigma_{cordão}^{media}$  são os valores das tensões médias pelas áreas das chapas ( $A_{chapas}$ ) e do cordão de solda ( $A_{cordão}$ ).

As tensões transversais, com seções ((B – B) e (C – C) na Fig.(5.27b)) passam pelo cordão de solda ou pelo metal base. Então, qualquer componente de tensão medida na superfície destas partes das chapas soldadas, tem que ser equilibrada pela tensão de sinal oposto dentro do cordão de solda (seção B – B) ou do metal base (seção C – C). Este fato significar que a distribuição de tensões transversais é heterogênea pela seção de corte imaginário e esta heterogeneidade forma-se durante cada passe de solda.

A formação das tensões transversais, e a avaliação da função de distribuição delas pela espessura do cordão de solda, podem ser feitas analisando as contrações e deformações causadas pelas camadas do metal após cada passe de solda. A Fig.(5.28) mostra as deformações das chapas de AID 2205 após os dois primeiros passes de solda.

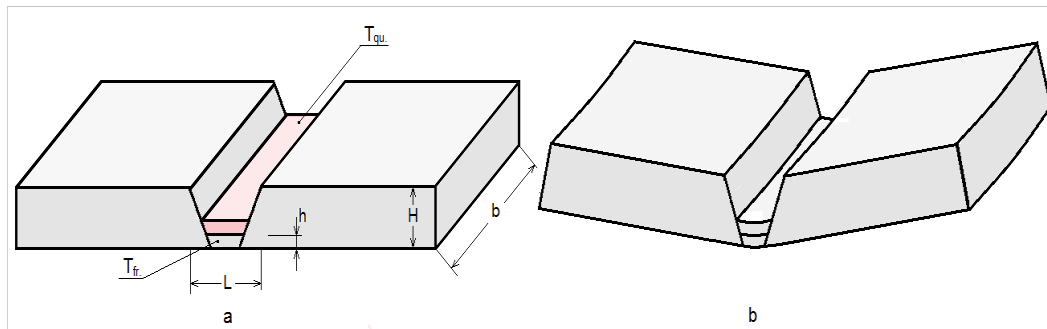


Figura 5.28: Deformações das chapas soldadas causadas pela contração do metal do cordão do solda: a – estado hipotético; b – estado real deformado; Tfr. – Temperatura do metal frio após primeiro passe de solda; Tqu. – Temperatura do metal quente no momento do segundo [47].

No fim do segundo passe a temperatura do metal desta camada é mais quente que o metal do primeiro passe. A contração do metal quente cria as tensões térmicas trativas desta camada Fig.(5.29). O limite de escoamento do metal quente é baixo por isso a camada 2 deforma-se plasticamente até a temperatura quando a tensão térmica



torna-se igual ao limite de escoamento. Esta etapa de resfriamento não é acompanhada do dobramento das chapas. Somente a partir deste momento do resfriamento a camada 2 do metal quente contrai e as chapas soldadas começam a deformar-se com dobramento mostrado na Fig.(5.28b). A contração durante o resfriamento causa a formação de tensões residuais que acaba no momento em que as temperaturas nas camadas 2 e 1 se igualam. Os detalhes das deformações durante o resfriamento e a formação do estado das tensões residuais são mostrados na Fig.(5.29) [47].

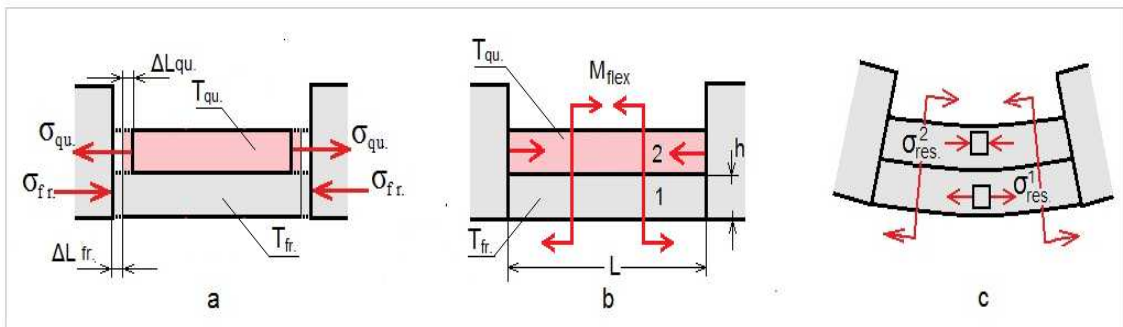


Figura 5.29: Surgimento de forças e momentos internos nas camadas do metal após passes de soldagem [47].

Se a diferença das temperaturas entre as camadas do metal de segundo e primeiro passe de solda é  $\Delta T = T_{qu} - T_{fr}$ , então o valor da contração da camada quente pode ser expresso como:

$$\Delta L = \alpha \Delta T L \quad (5.8)$$

Onde  $\alpha$  é o coeficiente de dilatação térmica do AID e  $L$  é comprimento das camadas analisadas. A integridade das camadas 1 e 2 realiza-se por alongamento  $\Delta L_{qu}$  da camada 2 e contração da camada 1, causadas pelas tensões  $\sigma_{qu}$  e  $\sigma_{fr}$ , Fig.(5.28b), assim:

$$\Delta L = |\Delta L_{qu}| + |\Delta L_{fr}| \quad (5.9)$$

Os deslocamentos  $\Delta L_{qu}$  e  $\Delta L_{fr}$  pode ser determinado por:

$$\Delta L_{qu} = \frac{L\sigma_{qu}}{E} \quad (5.10)$$

$$\Delta L_{fr} = \frac{L\sigma_{fr}}{E} \quad (5.11)$$

Onde  $E$  é o modulo de Young do AID. Após substituição dos parâmetros correspondentes a Eq.(5.9) pode ser escrita como:

$$\alpha\Delta TE = \sigma_{qu} + \sigma_{fr} \quad (5.12)$$

Para as espessuras iguais das camadas 1 e 2 os valores das tensões  $\sigma_{qu}$  e  $\sigma_{fr}$  são iguais, então a tensão residual causada pela contração durante o resfriamento pode ser calculada por:

$$\sigma_{res}^* = 0,5\alpha\Delta TE \quad (5.13)$$

Como o valor do coeficiente de dilatação térmica do AID  $\alpha = 13,7 \times 10^{-6} 1/^{\circ}\text{C}$  e do módulo de Young é  $E = 2 \times 10^5 \text{ MPa}$  [48] a Eq.(5.13) torna-se:

$$\sigma_{res}^* = 1,37\Delta T \quad (5.14)$$

Para uma diferença razoável das temperaturas nas camadas no intervalo de 200° C até 300° C o valor da tensão residual varia aproximadamente  $\sigma_{res} = 274$  até  $\sigma_{res}^* = 410$  MPa. O diagrama dessas tensões através das camadas 1 e 2 pode ser visto na Fig.(5.29b).

As tensões  $\sigma_{res}^*$  nas camadas 1 e 2 criam também um momento fletor  $M_{flex}$ . Fig.(5.29b) que pode ser expresso por:

$$M_{flex} = \sigma_{res}^* (hb)h \quad (5.15)$$

Então, a segunda componente de tensão residual  $\sigma_{res}^{**}$  causada pela flexão pura pode ser determinada por:

$$\sigma_{res}^{**}(z) = \frac{M_{flex} \cdot z}{I_x} \quad (5.16)$$

Onde z é a coordenada ao longo da espessura do cordão de solda e  $I_x$  é o momento de inércia que para a seção retangular com lados b, h Fig.(5.28a) é igual a:

$$I_x = \frac{b(2h)^3}{12} \quad (5.17)$$

Após a simplificação para  $z = h$  a Eq.(5.16), pode ser escrita como:

$$\sigma_{res}^{**}(z) = \frac{\sigma_{res}^* \cdot 4z}{3h} = \frac{4}{3} \sigma_{res}^* \quad (5.18)$$

A soma das componentes de tensões residuais dadas pelas Eq.(5.13) e Eq.(5.18) forma o estado real de tensões residuais dadas por:

$$\sigma_{res.}(z) = \sigma_{res.}^*(z) + \sigma_{res.}^{**}(z) \quad (5.19)$$

A distribuição das tensões residuais  $\sigma_{res.}(z)$  ao longo de espessura do cordão de solda é mostrado na Fig.(5.30).

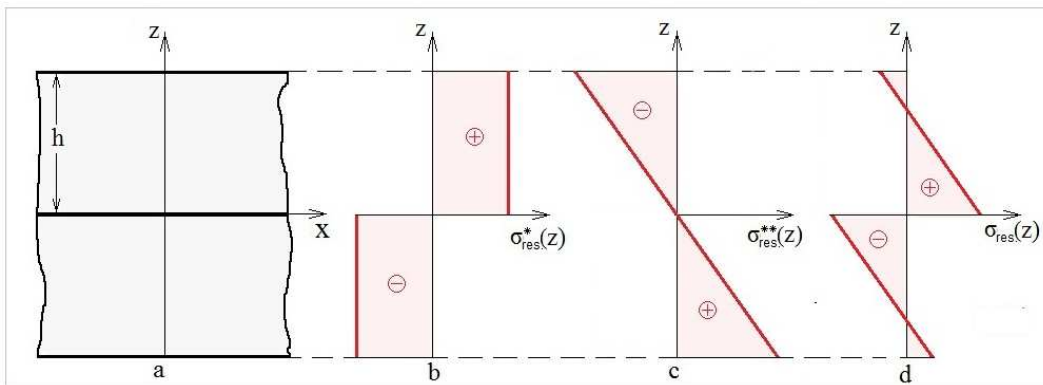


Figura 5.30: Tensões residuais nas camadas do metal após 2 passos de solda: a – seção transversal do cordão com 2 passos; b,c,d –Distribuição das tensões residuais [47].

Podemos assim provar que o diagrama das tensões residuais Fig.(5.30d) é o equilíbrio tanto sobre as resultantes das forças, como sobre resultante dos momentos.

O mecanismo de formação das tensões residuais após os passes seguidos de soldagem, é o mesmo. A Fig.(5.31) mostra a distribuição das tensões residuais após 10 passes de soldagem.

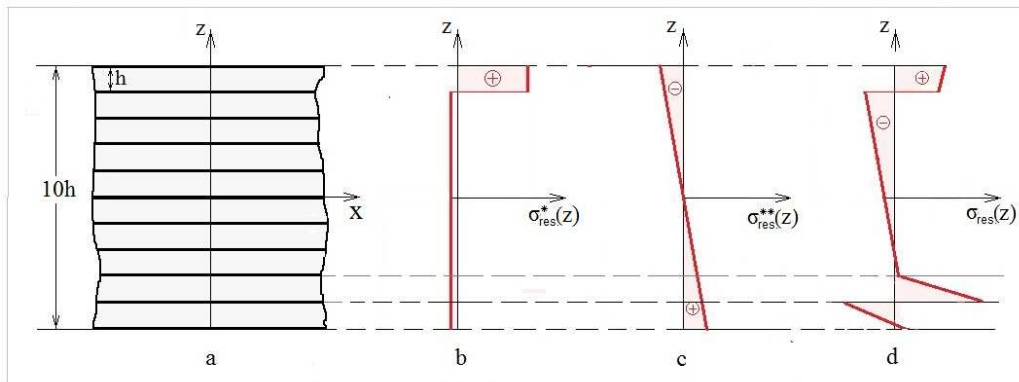


Figura 5.31: Formação das tensões residuais nas camadas de metal após 10 passes de solda: a – seção transversal do cordão com 10 passes; b,c,d – Distribuição das tensões residuais [47].

Analisando os valores das componentes das tensões residuais  $\sigma_{res}^*$  determinadas pela Eq.(5.13) e mostradas na Fig.(5.31b), podemos constatar que a tensão nas camadas frias diminui após cada novo passe. As tensões residuais  $\sigma_{res}^{**}$  determinadas pela Eq.(5.16) e mostradas na figura Fig.(5.31c) também diminuem. O diagrama Fig.(5.31d) é alterado pela ação dos primeiros 2 passes mostrados na Fig.(5.30d).

Para a aplicação do mecanismo proposto nas fases ferrita e austenita do AID 2205, devemos lembrar que limite de escoamento a certa temperatura é alto para a fase austenita e baixo para a fase ferrita. Isto é, diminui ao nível de tensões residuais na fase austenita em relação à fase ferrita. Por outro lado o alto valor do coeficiente de dilatação térmica provoca o surgimento no metal base de tensões trativas na fase austenita e compressivas na fase ferrita.

Este mecanismo pode ser aplicado para as seções transversais que são paralelas ao cordão de solda. Neste caso as forças e os momentos (Eq.(5.15)) geradas pelas tensões residuais  $\sigma_{res}^*$  estão relacionadas com a espessura e largura do cordão de solda, mas o momento de inércia na Eq.(5.17) está relacionado com mesma espessura e a largura da chapa inteira. Por isso a contribuição desta parte no valor da tensão residual é muito pequena. A causa principal do surgimento das tensões na direção y é a contração térmica do metal no cordão de solda.

### 5.6.3 Medidas de tensões – Corpo de prova 2

A Fig.(5.32) mostra o Corpo de prova 2 após o processo de soldagem GTAW e também onde foram realizadas as medias de XRD. As Fig.(5.33) e Fig.(5.34) mostram o local da remoção eletrolítica para a realização das medidas por XRD e os pontos onde foram realizadas essas medidas no Corpo de prova 2.

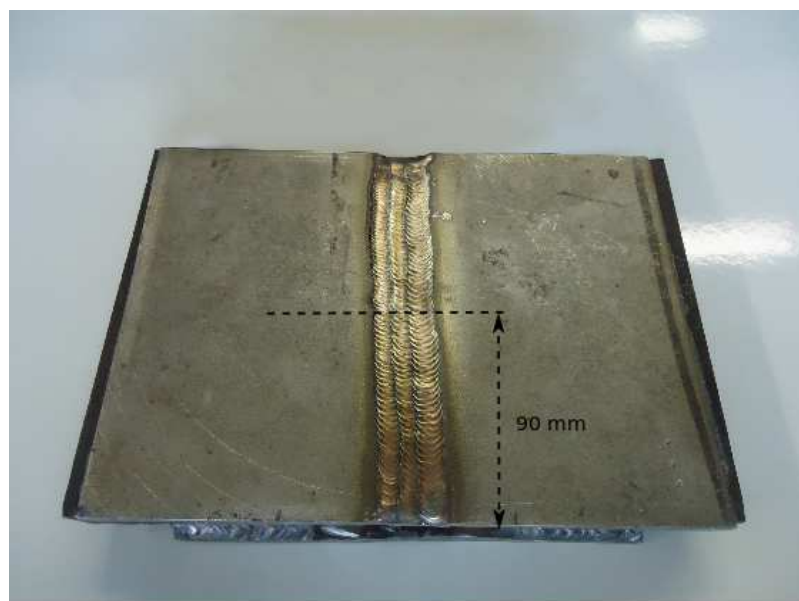


Figura 5.32: Corpo de prova 2 – Chapas de Aço Inoxidável Duplex 2205 após o processo de soldagem GTAW

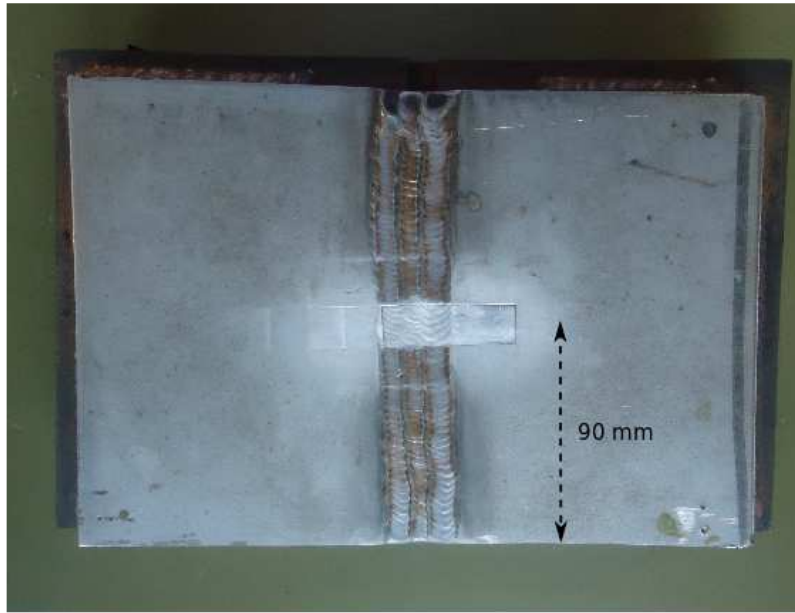


Figura 5.33: Corpo de prova 2 – Chapas de AID 2205 após a remoção eletrolítica

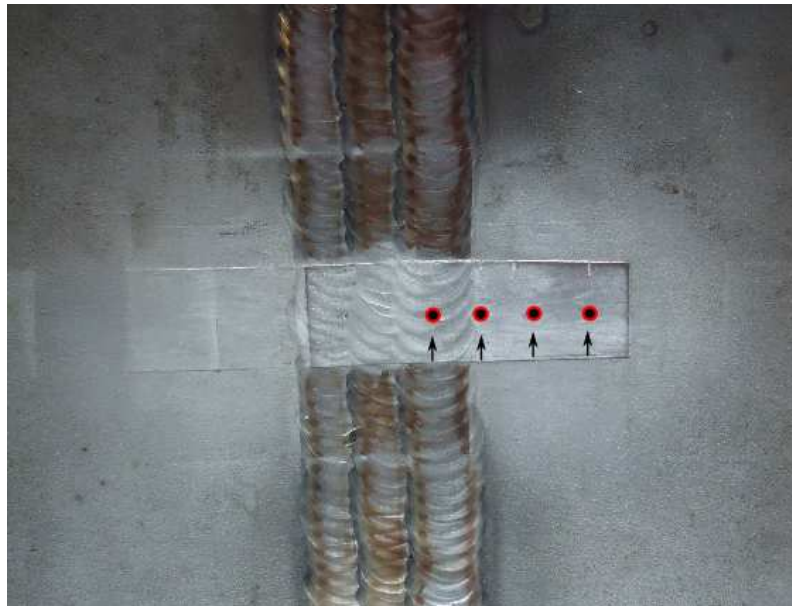


Figura 5.34: Corpo de prova 2 – Chapas de AID 2205 com os pontos de medidas (8 mm, 14mm, 19mm e 24 mm).

Nas Tab.(5.8) e Tab.(5.9) estão os resultados das medidas realizadas no Corpo de prova 2 e nas figuras Fig.(5.35) e Fig.(5.36) estão as representações gráficas dos resultados da análise do Corpo de prova 2.

Tabela 5.8: Distribuição da tensão transversal – Corpo de prova 2 do AID 2205

<b>Tensão medida por XRD – Transversal ( MPa)</b>		
<b>Pontos</b>	<b>Ferrita - <math>\sigma_x</math></b>	<b>Austenita - <math>\sigma_x</math></b>
P6 – 08 mm do centro	450	200
P7 – 14 mm do centro	400	550
P8 – 19 mm do centro	60	180
P9 – 24 mm do centro	-650	-400

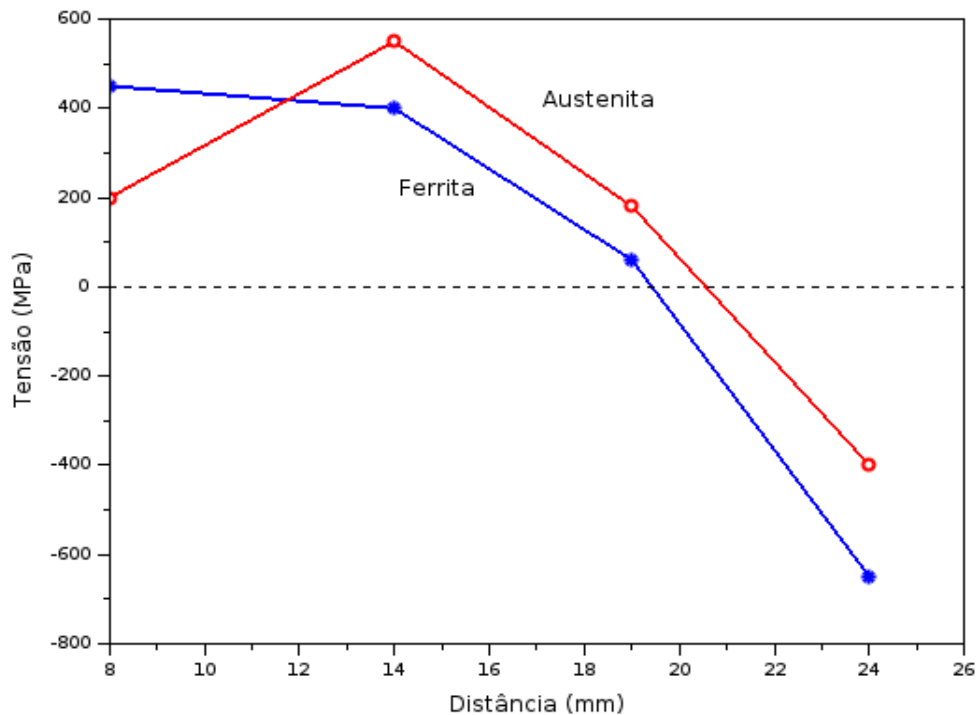


Figura 5.35: Distribuição das tensões transversal nas fases ferrita e austenita do AID 2205 – Corpo de prova 2



Tabela 5.9: Distribuição da tensão longitudinal – Corpo de prova 2 do AID 2205

Tensão medida por XRD – Longitudinal ( MPa)		
Pontos	Ferrita - $\sigma_v$	Austenita - $\sigma_v$
P6 – 08 mm do centro	480	450
P7 – 14 mm do centro	450	650
P8 – 19 mm do centro	580	700
P9 – 24 mm do centro	50	200

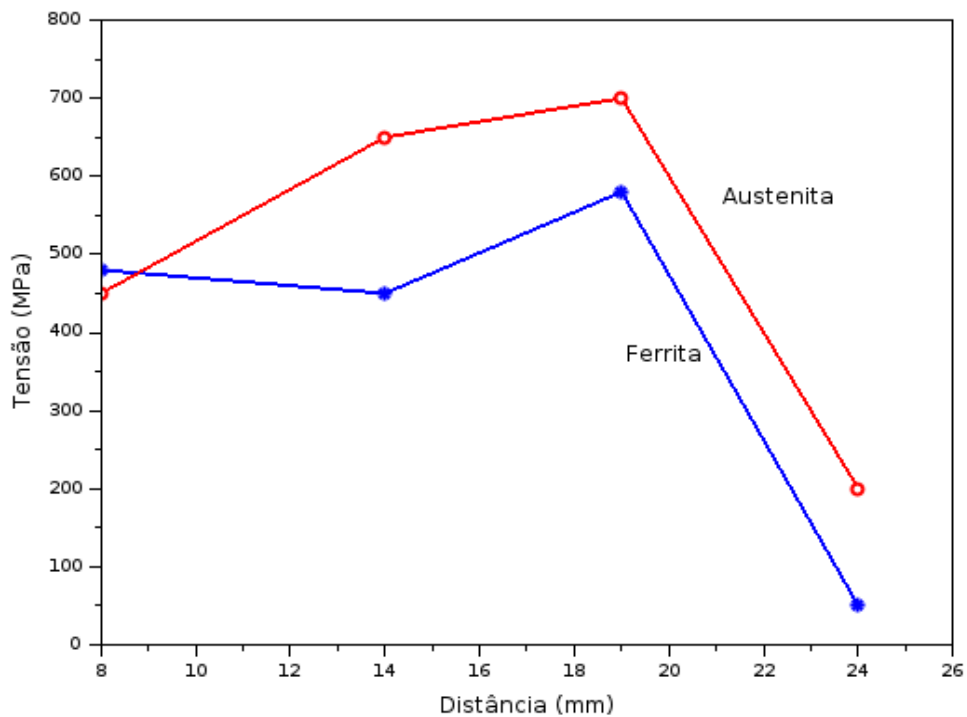


Figura 5.36: Distribuição das tensões longitudinal nas fases ferrita e austenita do AID 2205 – Corpo de prova 2

Na Fig.(5.37) estão os pontos onde foram feitas as medidas por XRD realizadas na espessura do cordão de solda no Corpo de prova 2 – Cota. A Tab.(5.10) mostra os resultados obtidos e a Fig.(5.38) mostra a representação gráfica desses resultados.

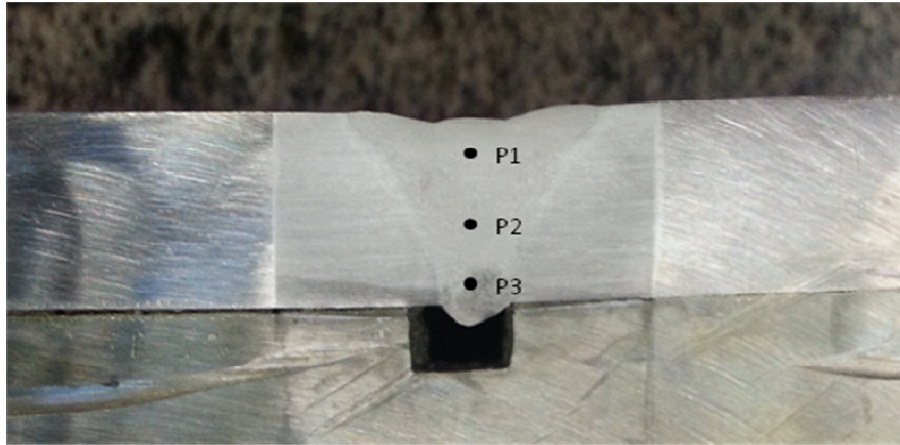


Figura 5.37: Pontos P<sub>1</sub>, P<sub>2</sub> e P<sub>3</sub> da análise da distribuição da tensão transversal em relação a espessura (Cota) do cordão de solda – Corpo de prova 2

Tabela 5.10: Distribuição da tensão transversal em relação a espessura (Cota) do cordão de solda – Corpo de prova 2

Tensão medida por XRD – Transversal ( MPa)		
Pontos	Ferrita - $\sigma_x$	Austenita - $\sigma_x$
P1 – 3 mm da superfície da solda	100	230
P2 – 7 mm da superfície da solda	200	120
P3 – 10 mm da superfície da solda	240	170

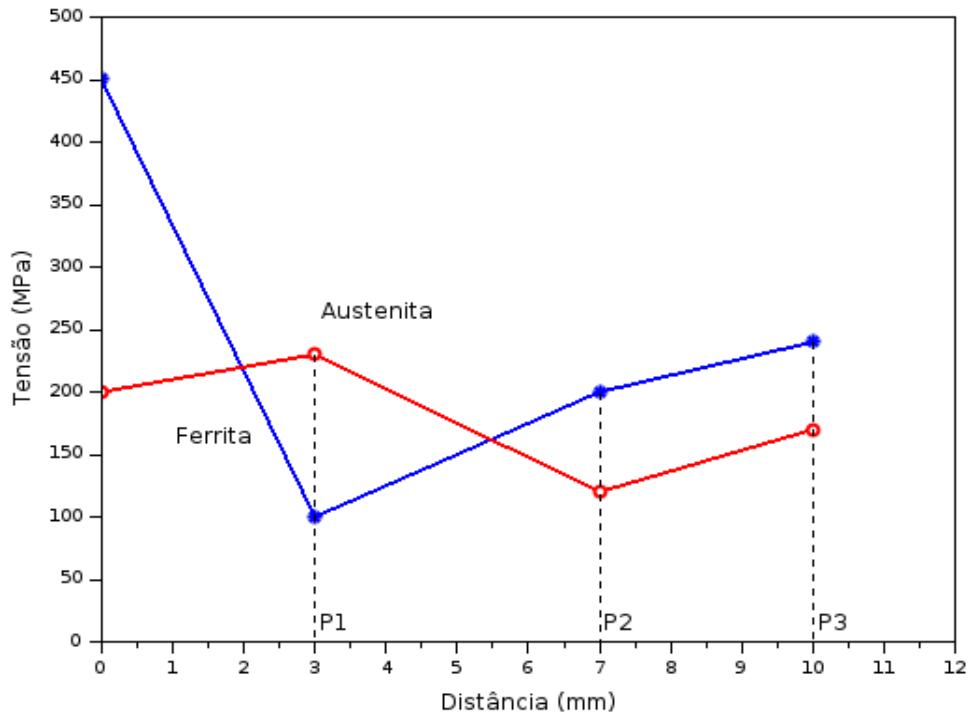


Figura 5.38: Distribuição da tensão transversal na espessura do cordão de solda (Cota) – Ferrita e austenita do AID 2205 – Corpo de prova 2

### 5.6.4 Medidas de tensões – Corpo de prova 3

A Fig.(5.39) mostra o Corpo de prova 3 após o processo de soldagem GTAW e também a altura onde foram realizadas as medidas de XRD. As Fig.(5.40) e Fig.(5.41) mostram o local da remoção eletrolítica para a realização das medidas por XRD e os pontos onde foram realizadas essas medidas no Corpo de prova 3.

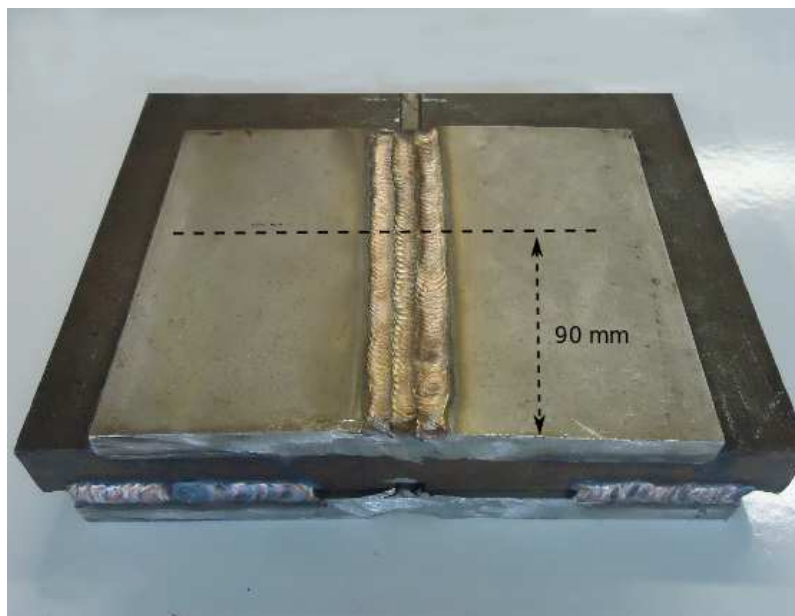


Figura 5.39: Distribuição das tensões longitudinal nas fases ferrita e austenita do AID 2205 – Corpo de prova 3

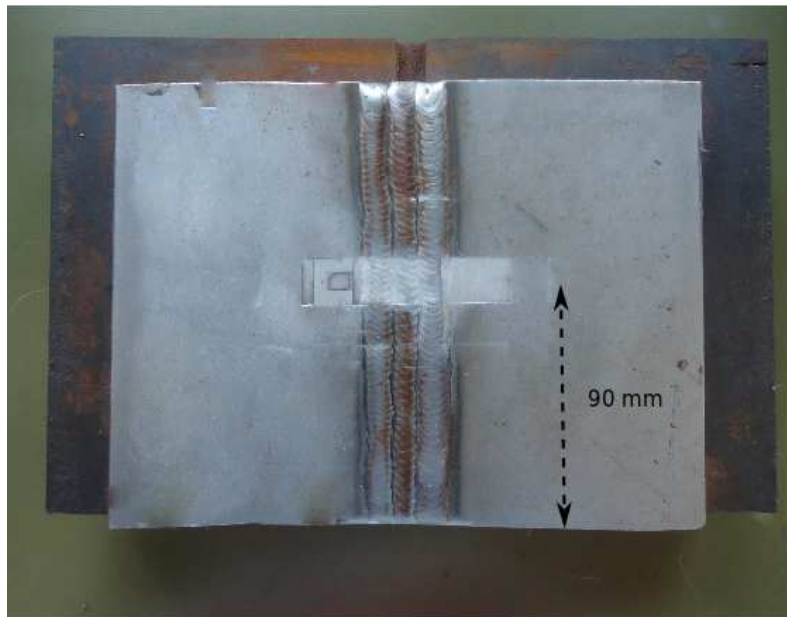


Figura 5.40: Corpo de prova 3 – Chapas de AID 2205 após a remoção eletrolítica

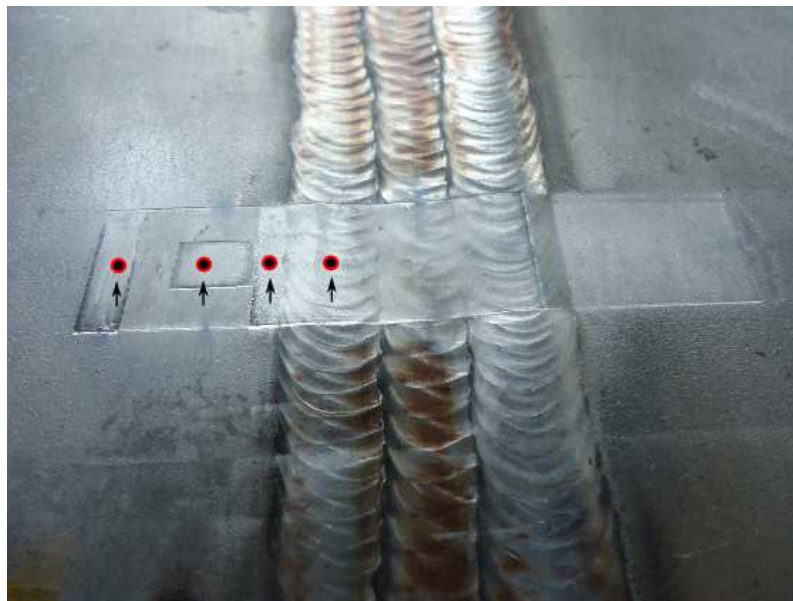


Figura 5.41: Corpo de prova 3 – Chapas de AID 2205 com os pontos de medidas (8 mm, 14mm, 19mm e 24 mm)

Nas Tab.(5.11) e Tab.(5.12) estão os resultados das medidas realizadas no corpo de prova 3 e nas figuras Fig.(5.42) e Fig.(5.43) estão as representações gráficas dos resultados da análise do Corpo de prova 3.

Tabela 5.11: Distribuição da tensão transversal – Corpo de prova 3 do AID 2205

<b>Tensão medida por XRD – Transversal ( MPa)</b>		
<b>Pontos</b>	<b>Ferrita - <math>\sigma_x</math></b>	<b>Austenita - <math>\sigma_x</math></b>
P6 – 08 mm do centro	300	481
P7 – 14 mm do centro	121	480
P8 – 19 mm do centro	252	484
P9 – 24 mm do centro	-43	37

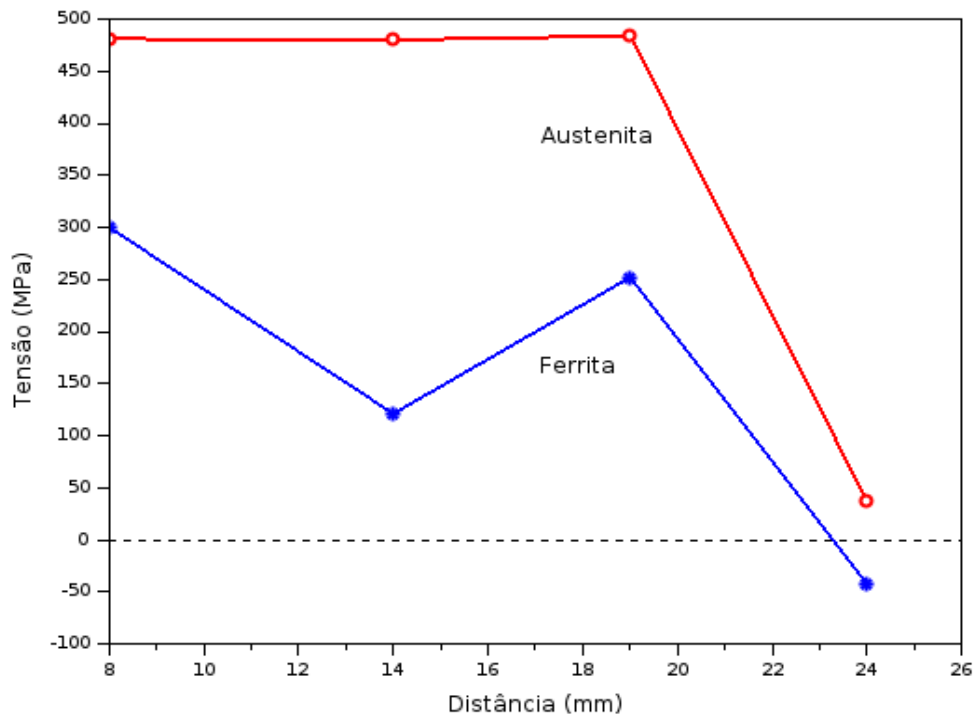


Figura 5.42: Distribuição das tensões transversal nas fases ferrita e austenita do AID 2205 – Corpo de prova 3

Tabela 5.12: Distribuição da tensão longitudinal – Corpo de prova 3 do AID 2205

<b>Tensão medida por XRD – Longitudinal ( MPa)</b>		
<b>Pontos</b>	<b>Ferrita - <math>\sigma_y</math></b>	<b>Austenita - <math>\sigma_y</math></b>
P6 – 08 mm do centro	573	93
P7 – 14 mm do centro	40	417
P8 – 19 mm do centro	-226	404
P9 – 24 mm do centro	-737	-398

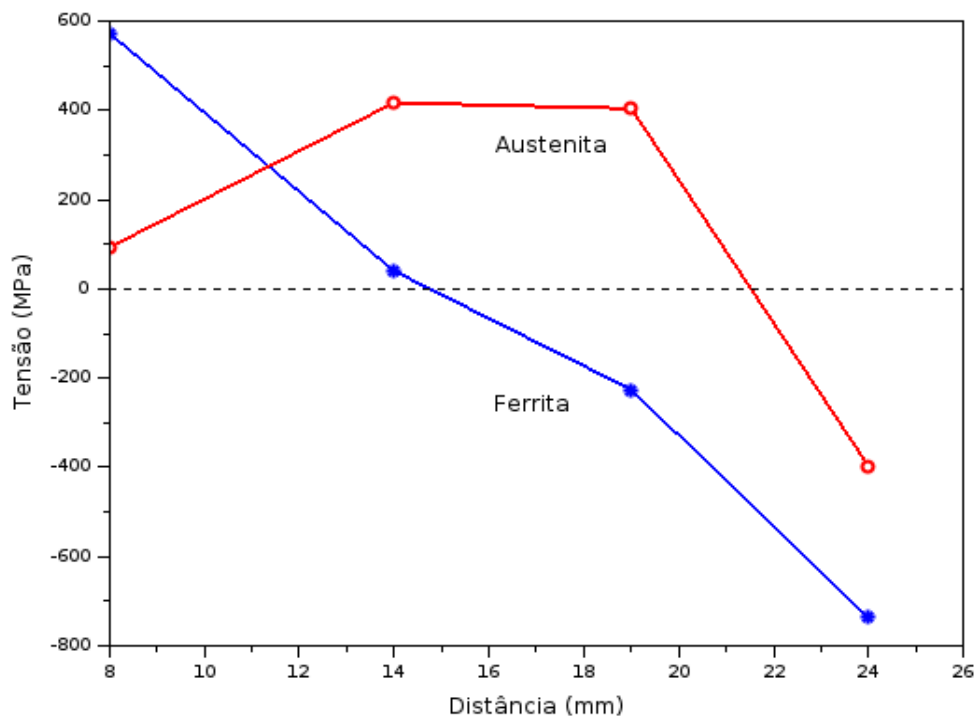


Figura 5.43: Distribuição das tensões longitudinal nas fases ferrita e austenita do AID 2205 – Corpo de prova 3

Na Fig.(5.44) estão os pontos onde foram feitas as medidas por XRD realizadas na espessura do cordão de solda no Corpo de prova 3 – Cota. A Tab.(5.13) mostra os resultados obtidos e a Fig.(5.45) mostra a representação gráfica desses resultados.

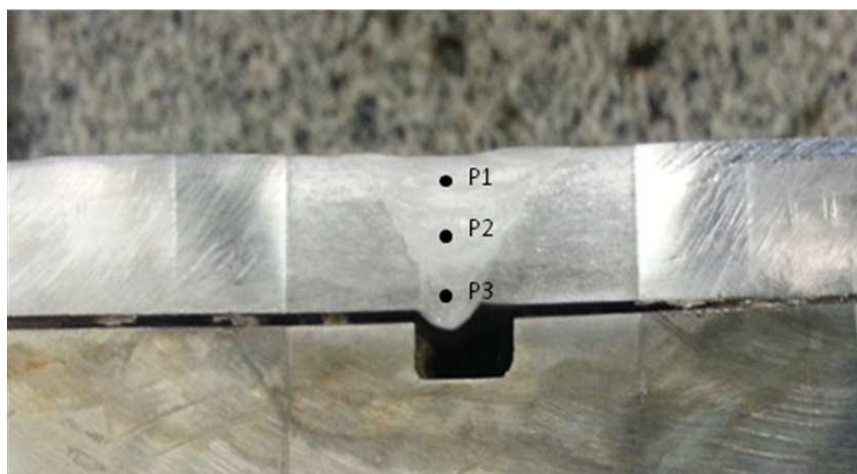


Figura 5.44: Pontos P<sub>1</sub>, P<sub>2</sub> e P<sub>3</sub> da análise da ditribuição da tensão transversal em relação a espessura (Cota) do cordão de solda – Corpo de prova 3

Tabela 5.13: Distribuição da tensão transversal em relação a espessura (Cota) do cordão de solda – Corpo de prova 3

Tensão medida por XRD – Transversal ( MPa)		
Pontos	Ferrita - $\sigma_x$	Austenita - $\sigma_x$
P1 – 3 mm da superfície da solda	106	62
P2 – 7 mm da superfície da solda	204	75
P3 – 10 mm da superfície da solda	142	158

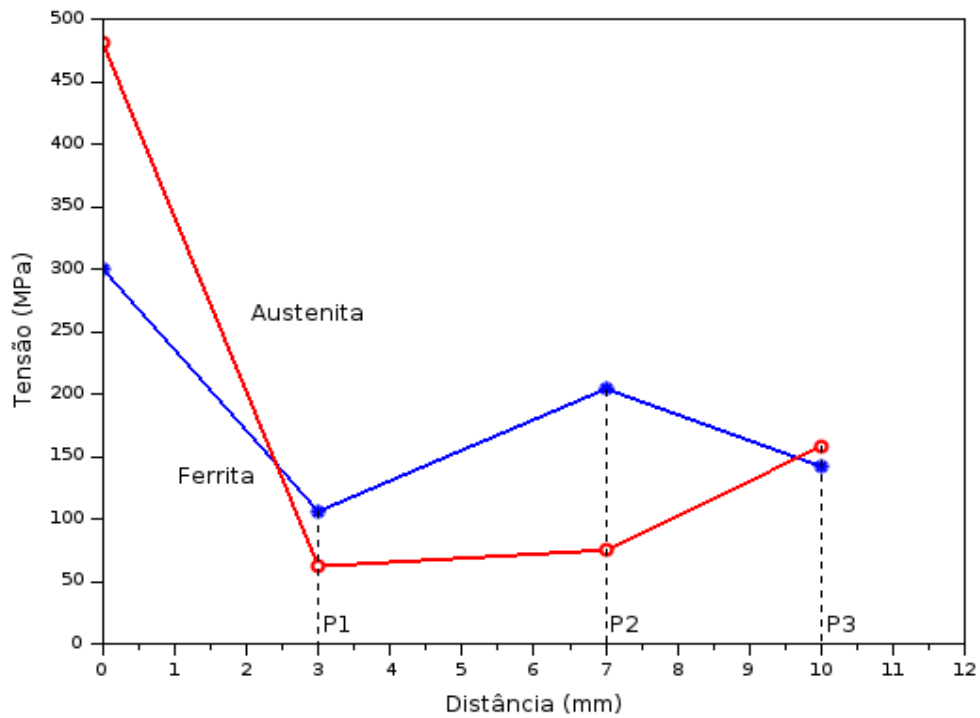


Figura 5.45: Distribuição da tensão transversal na espessura do cordão de solda (Cota) – Ferrita e austenita do Aço Inoxidável Duplex 2205 – Corpo de prova 3

## 5.7 Ensaios de Metalografia e Microdureza

### 5.7.1 Resultados dos ensaios de Microdureza

Para verificarmos as propriedades mecânicas do AID 2205 após o processo de soldagem GTAW foi realizado ensaios de microdureza Vickers.

O equipamento usado para a obtenção do perfil de dureza Vickers foi o Microdurômetro Zwick/Roell. Nos ensaios foram feitas três endentações em cada amostra (Acabamento da solda) e depois tiramos uma média dessas endentações. Foram também medidas as durezas individuais da fase ferrita e austenita do AID 2205, onde encontramos um valor de 386 HV para a ferrita e 373 HV para a austenita. A Tab.(5.14) mostra os resultados de microdureza em cada corpo de prova do AID 2205.

Tabela 5.14: Ensaios de microdureza nos corpos de prova do Aço Inoxidável Duplex 2205.

<b>Corpos de prova</b>	<b>Carga</b>	<b>Microdureza (HV)</b>
Cordão de solda 1 (Baixo aporte de calor e baixa restrição) – Corpo de prova 1	500 g	282,3
Cordão de solda 2 (Baixo aporte de calor e alta restrição) – Corpo de prova 2	500 g	306
Cordão de solda 3 (Alto aporte de calor e alta restrição) – Corpo de prova 3	500 g	301
Metal base	500 g	369,3

### 5.7.2 Resultados dos ensaios de Metalografia

As amostras utilizadas para a determinação da fração volumétrica da ferrita e austenita foram submetidas ao ataque eletrolítico com solução aquosa de NaOH 40%. Os tempos de ataque eletrolítico foram de 2 minutos, com tensão de 3 V.



A metalografia quantitativa foi realizada para determinarmos a quantidade de ferrita e austenita presente nas amostras. Foram feitas análises em quatro amostras, sendo três do cordão de solda (Acabamento) e uma do metal base.

A quantificação das fases das amostras foi realizada pelo Programa BX60M do laboratório PRM/COPPE/UFRJ. O programa calcula a fração de área relacionada com cor da fase. Os resultados da média de 8 frações de área de cada amostra, estão disposto na Tab.(5.16), e nas figuras Fig.(5.46), Fig.(5.47), Fig.(5.48), Fig.(5.49) e Fig.(5.50) são mostradas as imagens dos ensaios.

Tabela 5.15: Fração de área – Aço Inoxidável Duplex 2205.

Amostra	Fração de área (%)	
	Ferrita	Austenita
Cordão de solda 1 – Corpos de prova 1	30	70
Cordão de solda 2 – Corpos de prova 2	26	74
Cordão de solda 3 – Corpos de prova 3	40	60
Metal base	53	47

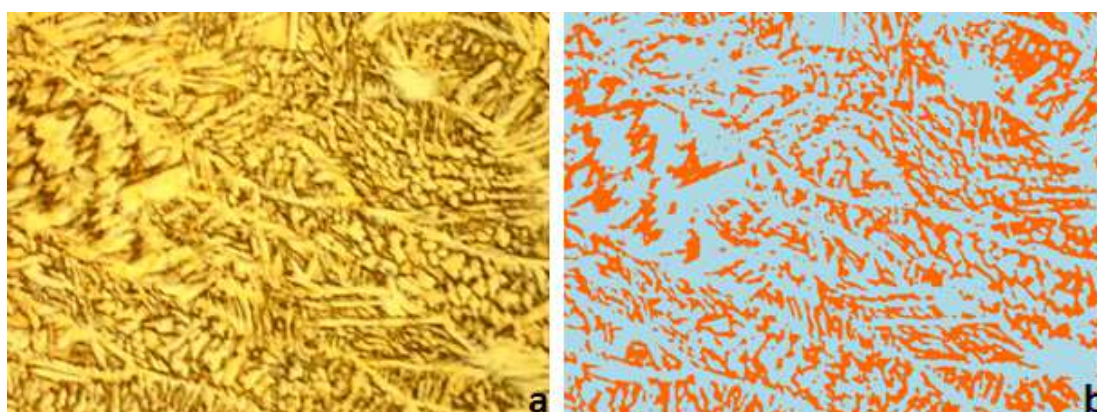


Figura 5.46: Cordão de solda 1: a – Imagem Original ; b – Imagem Classificada, Azul– Austenita, Laranja – Ferrita (Aumento de 200x)

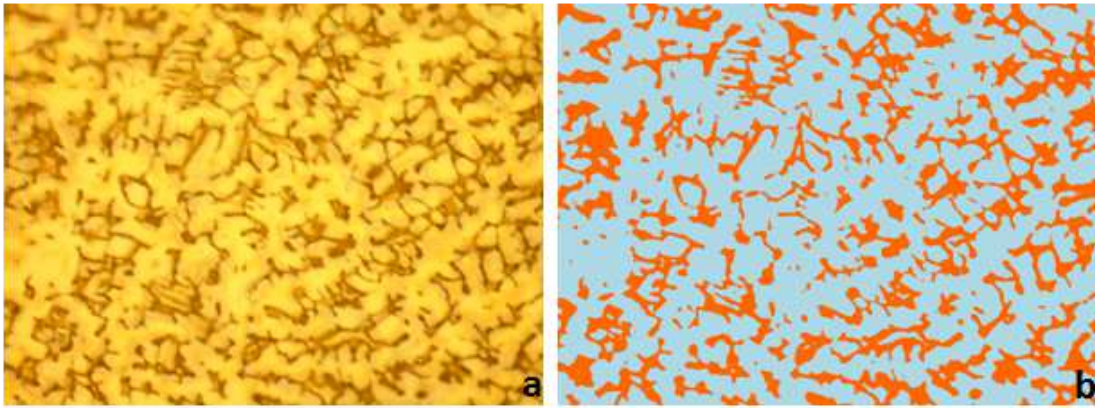


Figura 5.47: Cordão de solda 2: a – Imagem Original ; b – Imagem Classificada, Azul– Austenita, Laranja – Ferrita (Aumento de 200x)

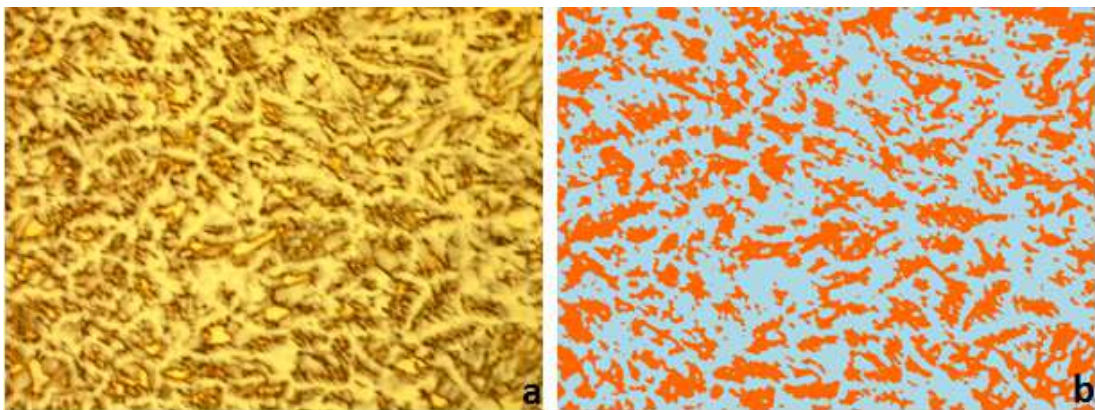


Figura 5.48: Cordão de solda 3: a – Imagem Original ; b – Imagem Classificada, Azul– Austenita, Laranja – Ferrita (Aumento de 200x)

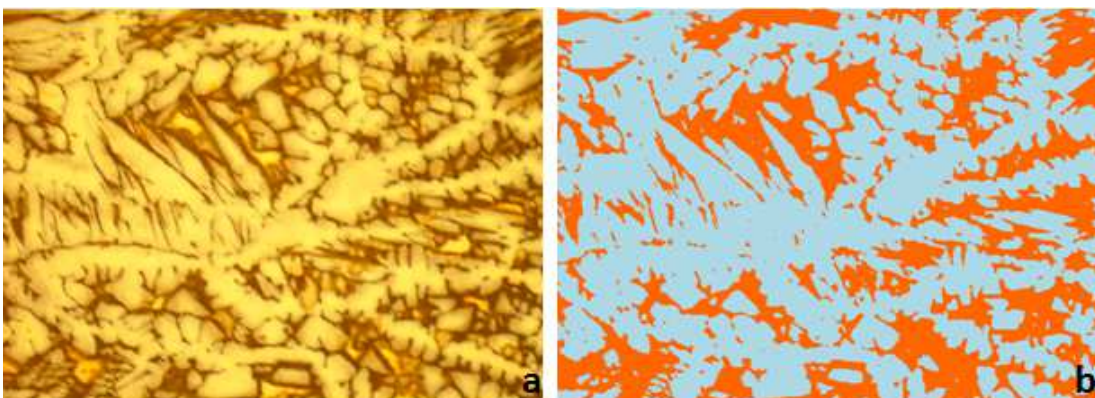


Figura 5.49: Cordão de solda 3: a – Imagem Original ; b – Imagem Classificada, Azul– Austenita, Laranja – Ferrita (Aumento de 500x)

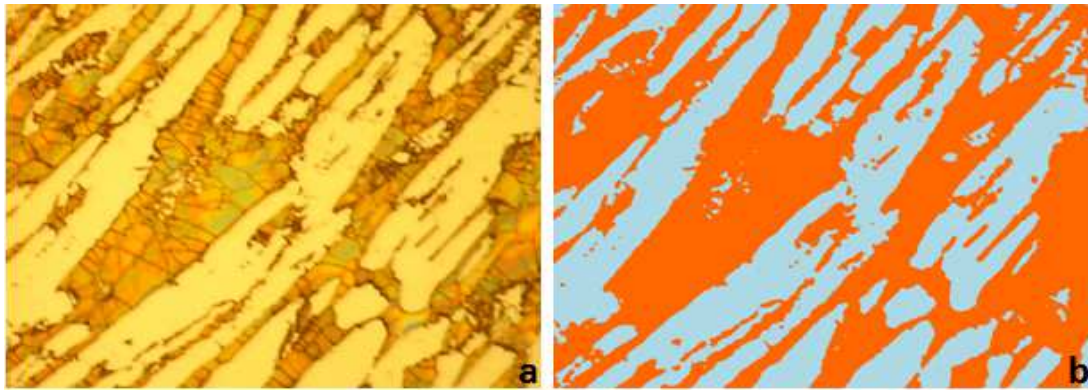


Figura 5.50: Metal base: a – Imagem Original ; b – Imagem Classificada, Azul– Austenita, Laranja – Ferrita (Aumento de 500x)

## CAPÍTULO VI

### DISCUSSÃO E CONCLUSÕES

A estrutura bifásica do AID 2205 nos permite classificar este tipo de aço como um material compósito. O limite de escoamento é um dos parâmetros importantes para a caracterização dos materiais. Na área do estado das tensões residuais, o limite de escoamento determina o intervalo dos valores das tensões residuais.

Os resultados obtidos nos ensaios de tração nas amostras de AID 2205 apresentadas na Fig.(5.12), mostram que o limite de escoamento da fase austenita é igual a 520 Mpa e o da ferrita é  $\sigma_{esc.}^{Fer.} = 390$  MPa. O limite de escoamento do AID 2205 usado nesse trabalho é  $\sigma_{esc.} = 455$  MPa.

Então podemos concluir que em condições normais, os valores das tensões residuais na fase austenita são limitados por valores de 520 MPa e de 390 MPa para a fase ferrita. A saída desse intervalo para condições de soldagem, em nosso caso, pode significar um processo de endurecimento do aço causado pela transformação estruturais da microestrutura das fases do aço analisado.

As figuras Fig.(5.23), Fig.(5.24), Fig.(5.26), Fig.(5.35), Fig.(5.36) e Fig.(5.38) apresentam os resultados das medidas de tensões residuais por difração de raios X nas componentes do AID 2205 após o processo de soldagem GTAW.

O estado das tensões residuais no Corpo de prova 1 onde as chapas de AID 2205 durante o processo de soldagem são livres, sem restrições, são apresentadas nas figuras Fig.(5.23), Fig.(5.24) e Fig.(5.26). Podemos ver que no cordão de solda, nas chapas agem tensões trativas na direção longitudinal e na direção transversal.

O sinal positivo destas tensões indica que a principal causa do surgimento das tensões residuais é a contração do metal do cordão de solda durante o resfriamento.

O mecanismo de surgimento dessas tensões residuais é ilustrado no diagrama Fig.(5.29).

As figuras Fig.(5.23) e Fig.(5.24) e Fig.(5.26) mostram a distribuição das tensões longitudinais e transversais na direção perpendicular ao cordão de solda.

Analisando essa distribuição, podemos constatar que a condição das tensões transversais das forças internas são geradas por tensões residuais.

A metodologia descrita na seção 5.6.1 explica a geração dos momentos por tensões transversais e mostram como se alteram os valores e distribuição das tensões transversais durante cada passe e no final do processo de soldagem.

De acordo com as condições de equilíbrio das tensões transversais, elas podem ser atingidas pela ação dos momentos.

Um dos resultados importantes na metodologia descrita é associado com as previsões da distribuição de tensões transversais ao longo da espessura do cordão de solda. As figuras e Fig.(5.26) e Fig.(5.31d) nos mostram uma coincidência qualitativa das distribuições de tensões transversais obtidas teoricamente em 5.6.2 e experimentalmente em 5.6.1.

Os resultados das medidas de tensões residuais no Corpo de prova 2 que teve restrição durante a soldagem é mostradas nas figuras Fig.(5.35) e Fig.(5.36) e Fig.(5.38). Esses resultados nos mostram algumas diferenças comparadas com o Corpo de prova 1.

A primeira diferença é que as tensões transversais no Corpo de prova 2 são maiores que no Corpo de prova 1. A restrição impede as deformações transversais as quais no Corpo de prova 1 causam dobramento (deformação angular) das chapas soldadas, mas no Corpo de prova 2 causam aumento de tensões transversais.

Outra diferença associada com a distribuição de tensões ao longo da profundidade do cordão de solda, mostrada na figura Fig.(5.26) para o Corpo de prova 1 e figura Fig.(5.38) para Corpo de prova 2.

No primeiro caso temos tensões transversais trativa na superfície e compressiva no ponto 1. Essa alteração é causada pelo momento das forças internas como descritas na seção 5.6.2. A falta desse momento no caso do corpo de prova 2, onde as chapas foram soldadas com restrição, não existe mudança de sinal de tensão trativa ao longo da profundidade como pode ser vista na figura Fig.(5.38).

No Corpo de prova 3, as chapas também foram soldadas com restrição, por isso os valores da distribuição de tensão são semelhantes as do Corpo de prova 2. O aumento do aporte de calor faz alterações nos resultados das medidas de tensões. Mas não faz alterações significativas da composição de fase.

Na tabela Tab.(5.15) podemos ver que os corpos de prova 1 e 2 a fase austenita aumenta de 70% e 74% respectivamente. No caso do Corpo de prova 3 aumenta só até 60%.

Os resultados obtidos nos permite fazer as seguintes conclusões:

- 1°. Foram determinados os limites de escoamento das fases ferrita e austenita do AID 2205 que nos permitiu avaliar os intervalos dos valores das tensões residuais nas fases após a soldagem GTAW.
- 2°. A metodologia analítica para determinar as tensões residuais ao longo da profundidade do cordão de solda do AID 2205 possibilitou a análise das tensões nas fases ferrita e austenita.
- 3°. A técnica de difração de raios X para a análise das tensões no AID 2205 após soldagem GTAW proporcionou determinar os resultados das tensões nas fases ferrita e austenita.
- 4°. No cordão de solda das chapas de AID 2205 as tensões residuais nas fases ferrita e austenita podem ser maiores do que o limite de escoamento destes momentos medidos em AID recozido.
- 5°. As transformações microestruturais do AID 2205 são responsáveis pelo surgimento de tensões altas mencionadas na conclusão do item 4 e foram confirmadas pela metodologia oficial de microestrutura.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] TURIBUS, S. N. Análise de tensões residuais pela técnica de difração de raios X em processos de soldagem MIG. Dissertação (Mestrado em Ciências e Tecnologia de Materiais) – Instituto Politécnico, Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Nova Friburgo, 2011.

[2] ASSIS, J. T.; MONINE, V. I.; SOUZA, P. S.; WEIDLICH, M. C.; GUROVA, T.; TEODÓSIO, J. R. Processamento de dados de difração de raios X para medição de tensões. Boletim SBMAC, Rio de Janeiro, v. VII, n. 2, p.131-138, 2006.

[3] MONINE, V. I. ; GUROVA, T.; CASTELLO, X. ; ESTEFEN, S. F. Analysis of residual stress state in welded steel plates by X-ray diffraction method. Reviews on Advanced Materials Science, v. 20, p. 172-175, 2009.

[4] PINEAULT ,J. A. Residual Stress Characterization of Welds Using X-Ray Diffraction Techniques Proto Manufacturing Ltd, Canada 1996.

[5] GENZEL, C. H. A study of X-ray residual stress gradient analysis in thin layers with strong fibre texture. Physica Status Solidi(a), v. 165, n. 2, p. 347-360, 1998.

[6] BEIN, S.; LE CALVEZ, C.; LEBRUN, J.-L. Determination of stress gradients by x-ray diffraction: comparison of different methods and applications. Zeitschrift fuer Metallkunde/Materials Research and Advanced Techniques, v. 89, n. 4, p. 289-296, 1998.

[7] JOHANSSON, J.; ODEN, M.; ED.; ZENG, XH. Evolution of the residual stress state in a duplex stainless steel during loading. *ACTA Materialia*, v. 47, n. 9, p. 2669-2684, 1999.

[8] MCIRDI, L., INAL, K., LEBRUN, J. L., 2000. Analysis by X-ray diffraction of the mechanical behaviour of austenitic and ferritic phases of a duplex stainless steel. *JCPDS - International Centre for Diffraction, Advances in X-ray Analysis*, Vol. 42.

[9] DAKHLAOUI, R., BRAHAM C., BACZMA, A., 2007. Mechanical properties of phases in austeno-ferritic duplex stainless steel—Surface stresses studied by X-ray diffraction. *Materials Science and Engineering A 444* (2007) 6–17.

[10] FARGAS, G., ANGLADA, M., MATEO, A., 2009. Effect of the annealing temperature on the mechanical properties, formability and corrosion resistance of hot-rolled duplex stainless steel. *Journal of material sprocess ingtechnology*, 209, 1770–1782.

[11] BACZMAŃSKI, A., DAKHLAOUI, R., BRAHAM, C., WIERZBANOWSKI, K., 2008. Examination of mechanical behaviour of aged duplex steel using x-ray and neutron diffraction methods. *Archives of metallurgy and materials*, v. 53, Issuc 1.

[12] SARAFIANOS, N. Residual stress measurements by x-ray diffraction in the ferritic-austenitic interface weldment. *Metallurgical and Materials Transactions A*. v. 24, n. 9, p. 2095-2106, 1993.

[13] INAL, K. ; GERGAUD, P.; FRANÇOIS, M.; LEBRUN, JL. Shess analysis in a duplex steel - X-ray diffraction methodologies of macro and pseudo-macro stress



analysis in a textured duplex stainless steel. SCANDINAVIAN JOURNAL OF METALLURGY, v.31, p. 1557-1570, 2000.

[14] BACZMANSKI,A.; BRAHAM,C.; SEILER,W. Evolution of plastic incompatibility stresses in duplex stainless steel determined by X-ray diffraction. PHYSICA STATUS SOLIDI A-APPLIED RESEARCH, v.195, 2005.

[15] MONINE, V. I.; TEODOSIO, J. R.; GUROVA, T. X-ray analysis of residual stress distribution in weld region. Advances in X-Ray Analysis (CD-ROM), Newtown Sq.,Pennsylvania, USA, v. 45, p. 225-231, 2002.

[16] DAI, H.; FRANCIS, J. A.; STONE, H.J.; BHADESHIA, H.K.D.H.; WITHERS, P.J. Characterizing Phase Transformations and Their Effects on Ferritic Weld Residual stresses with X-rays and Neutrons. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 39, p. 3070-3078, 2008.

[17] ESTEFEN, S.; GUROVA, T.; CASTELLO, X.; LEONTIEV, A. Análise de evolução do estado das tensões residuais de soldagem. In: CONFERENCIA DE TECNOLOGIA DE SOLDAGEM E INSPEÇÃO, 2008, Rio de Janeiro. Anais... . Rio de Janeiro: Centro de Tecnologia do SENAI-RJ, 2008.

[18] RANJBARNODEH, E.; SERAJZADEH, S.; KOKABI, A. H.; FISCHER, A. Effect of welding parameters on residual stresses in dissimilar joint of stainless steel to carbon steel. Journal of materials Science, v. 55, n. 1-2, p. 86-93, 2011.

[19] CULLITY, B. D. 1978. Elements of X-ray diffraction. 2.ed. Reading: Addison-Wesley,1978.

[20] NOYAN, I. C.; COHEN, J. B. Residual stress, measurement by diffraction and interpretation. Berlin: Springer, 1987.

[21] HAUKE, V. Structural and residual stress analysis by nondestructive methods: evaluation, application, assessment. [Amsterdam]: Elsevier, 1997.

[22] IGLESIAS, S. M. Simulação e análise do gradiente em materiais e ligas metálicas. 2008. Tese (Doutorado em Modelagem Computacional) – Instituto Politécnico, Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Nova Friburgo, 2008.

[23] KAMMINGA, J. D.; KEIJSER, Th. H.; MITTEMEIJER, E. J.; DELHEZ, R. New methods for diffraction stress measurement: a critical evaluation of new and existing methods. Journal of Applied Crystallography. v 33, 1059-1066, 2000.

[24] JUNIOR, C. M. S., 2003 “Evolução do estado da tensão residual introduzidas por shot peening durante tração uniaxial austenítico”. Dissertação COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

[25] DAVIS, J.R. Stainless Steel – ASM Specialty Handbook. ASM International. EUA. 2ª Edição, pp. iii, 1996.

[26] PADINHA, A. F., GUEDES, L. C., “Martensitas introduzidas por deformação”. Hernus Editora Ltda. Aços inoxidáveis Austeníticos, cap 6, São Paulo, SP, Brasil, 1994.

[27] SILVA, A. L. C., MEI, P. R., “Classificação e Seleção de Aços”. In: Eletrometal S.A- Metais Especiais, Aços e Ligas Especiais, 2 ed. Cap 6, Sumaré, SP, Brasil, 1988.

[28] PEREIRA, A. F. Estudo da Evolução Microestrutural de Juntas de Aço Inoxidável Superdúplex em Soldagem TIG Orbital com Múltiplos Passes. Dissertação (mestrado) – UFRJ / COPPE / Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2011.

[29] SOLOMON, H.D. & DEVINE, T.M.. Duplex Stainless Steels – A tale of two phases. IN: Proc. Conf. Duplex Stainless Steels'82, ed. Lula, R.A. , ASM, Materials Park, OH, EUA, 1984, pp.693-756.

[30] NILSSON, J.-O, Super duplex stainless steels. Materials Science and Technology, vol. 8, pp.685-700, Agosto 1992.

[31] CANDIDO, Luiz C. et al. “Estudo da Corrosão Sob Tensão do Aço Inoxidável Duplex, Em Cloretos, Empregando Impedância Eletroquímica” – 50º Congresso Anual da ABM, São Pedro, SP. 1995.

[32] MARQUES, P. V. ; MODENESI, P. J. Soldagem: fundamentos e tecnologia, 3ª edição atualizada . Belo Horizonte, Editora UFMG, 2009.

[33] LIPPOLD, J., KOTECKI, D. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels. 2005.

[34] GUNN, R. Duplex Stainless Steels - Microstructure, Properties and Applications. Cambridge, Abington Publishing, 2003.

[35] ALVES, F. P., Estudo da evolução microestrutural de juntas de Aço Inoxidável Superdúplex em soldagem Tig orbital com múltiplos passes, 2011, Tese MSc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

[36] LONDOÑO, A. J. R., Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex, 2001, Tese D.Sc., Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, Brasil.

[37] HOLMBERG, B. How to weld Avesta Sheffield SAF 2507. Relatório técnico, Avesta Wending AB.

[38] PETTERSSON, C. O., FAGER, S. A. Welding practice for the Sandvik duplex stainless steels SAF 2304, SAF 2205 and SAF 2507. Relatório técnico, AB Sandvik Steel, Sandviken, Sweden, 1995.

[39] ATAMERT, S., KING, J. “Super duplex stainless steels - part 1 heat affected zone microstructures.” In: Materials Science and Technology, v. 8, pp. 896–911, 1992.

[40] RAMÍREZ-LONDOÑO, A. J. Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex. São Paulo, 2001. 241 p. Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

[41] TIMOSHENKO, S.; GERE, J. E. Mecânica dos sólidos. Rio de Janeiro: LTC – Livros Técnicos e Científicos, 1994.

[42] MONINE, V. I.; ASSIS, J. T.; PHILIPPOV, S.; PEREIRA, F. R. Um novo aparelho portátil de difração de raios X para medidas de tensões em condições de campo. Revista Abende, São Paulo, v. II, p. 35-39, 2006.

[43] TIMOSHENKO, S. P.;GOODIER, N. J. Theory of elasticity. New York: McGraw-Hill,1980.

[44] ASSIS, J. T. ; MONINE, V. I.; PHILIPPOV, S. ; IGLESIAS, S. M. Application of Fourier analysis for study of diffraction line broadening caused by stress gradient.. Avances en Análisis por Técnicas de Rayos X, v. XIII, p. 54-59, 2007.

[45] MONINE, V. I.; LOPES, R. T.; TURIBUS, S. N.; BLAS, J. C. G.; ASSIS, J. T. Estudo do comportamento mecânico das componentes do Aço Duplex após o processo de laminação usando a técnica de difração de raios X. In: ENCONTRO DA CBeCiMat, 20., 2012, Joinville, SC. Anais... . Joinville: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais, 2012.

[46] MONINE, V. I.; KRAUS, I. ; VASILIEV, D. ; TROFIMOV, V. ; IVANOV, S. Principals of X-ray stress measurements. Acta Polytechnica, Prague, p. 25-33, 1985.

[47] MONINE, V. I.; LOPES, R. T.; TURIBUS, S. N.; PAYÃO, J. C. F.; ASSIS, J. T. Análise das tensões residuais após processo de soldagem em Aços Inoxidáveis Duplex usando a técnica de difração de raios X. In: ENCONTRO DA CBeCiMat, 20., 2012, Joinville, SC. Anais... . Joinville: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais, 2012.

[48] ATLAS SPECIALTY METALS, Technical Handbook of Stainless Steels, [www.atlasmaterials.com.au](http://www.atlasmaterials.com.au).