CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

ANÁLISE DE TENSÕES RESIDUAIS DE SOLDAGEM EM AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERDUPLEX UNS 32750: ANÁLISE NUMÉRICA E EXPERIMENTAL

Fabiano Rezende

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca - CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Orientadores:

Prof. Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Prof. Pedro Manuel Calas Lopes Pacheco, D.Sc.

RIO DE JANEIRO

DEZEMBRO / 2011

ANÁLISE DE TENSÕES RESIDUAIS DE SOLDAGEM EM AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERDUPLEX UNS 32750: ANÁLISE NUMÉRICA E EXPERIMENTAL

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca – CEFET/RJ como parte dos requisitos necessários à obtenção do Título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Aprovada por:

_____

Presidente, Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc. (Orientador)

_____

Professor, Pedro Manuel Calas Lopes Pacheco, D.Sc (Co-Orientador)

_____

Professor, Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

_____

Professor, Heraldo Silva da Costa Mattos, D.Sc. (UFF)

RIO DE JANEIRO

DEZEMBRO / 2011

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

R467 Rezende , Fabiano

Análise de tensões residuais de soldagem em aços inoxidáveis super-duplex UNS32750 : análise numérica e experimental / Fabiano Rezende .—2011.

xxi, 144f. : il.col. , grafs. , tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca ,2011.

Bibliografia : f.125-129

Orientadores : Luís Felipe Guimarães de Souza [e] Pedro Manuel Calas Lopes Pacheco.

Apêndices

1.Soldagem 2.Tensões residuais 3.Método dos Elementos Finitos I.Luís Felipe Guimarães.de Souza(orient.) II.Pacheco, Pedro Manuel Calas Lopes (orient.) II.Título.

CDD 671.52

“Embora ninguém possa voltar atrás e fazer um novo começo, qualquer um pode começar agora e fazer um novo fim.”

Chico Xavier

DEDICATÓRIA

À memória dos meus avós maternos Renato Rezende (In Memoriam) e Lucéa Estrella Rezende (In Memoriam) que me acolheram, sempre me incentivaram a estudar e foram os “mestres” da minha vida.

Aos meus pais Dirceu e Lucéa Estrella que me apoiaram em todas as etapas desta longa jornada.

Aos meus irmãos Jorge e Anne por serem grandes amigos para todas as horas.

À minha esposa Priscila Rezende pelo carinho, entendimento, compreensão e companheirismo nestes quatorze anos.

Fabiano Rezende.

AGRADECIMENTOS

A Deus.

Ao Professor Pedro Manuel Calas Lopes Pacheco, pela atenção e tempo dedicados ao projeto, além dos seus comentários e sugestões fundamentais para o desenvolvimento do trabalho.

Ao Professor Luis Felipe, pela atenção, confiança e tempo dedicados ao projeto, além dos seus comentários e sugestões fundamentais para o desenvolvimento da dissertação.

Ao CEFET/RJ, pelos recursos e laboratórios usados nesta pesquisa.

Ao CNPq, pelo apoio financeiro.

Aos amigos Paulo Vilar, Vander Lemgruber, Daniel Gustavo e Carlos Eduardo pela confiança e incentivo ao longo desta árdua jornada.

A Victor Guilherme Donato (PETROBRAS/CENPES), também colaborador indireto com envio de textos e troca de informações.

Ao amigo Napoleão Avelino pela ajuda na obtenção dos materiais para confecção dos corpos de prova.

A Alexander Hiroshi Kasama (PETROBRAS/CENPES), pela colaboração no ataque às amostras metalográficas.

Ao amigo Telmo Viana pela ajuda na execução dos experimentos e troca de informações.

Ao professor José Paulo Vogel pela ajuda e livre acesso ao laboratório de usinagem.

Ao professor Paulo Kenedi pela colaboração na utilização dos extensômetros.

Ao professor Ronaldo Vieira pelo esclarecimento de dúvidas e discussões a cerca da análise de tensões residuais.

A todos que colaboraram direta ou indiretamente para a viabilização desta dissertação.

RESUMO

ANÁLISE DE TENSÕES RESIDUAIS DE SOLDAGEM EM AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERDUPLEX UNS 32750: ANÁLISE NUMÉRICA E EXPERIMENTAL

Fabiano Rezende

Orientadores:

Prof. Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Prof. Pedro Manuel Calas Lopes Pacheco, D.Sc.

Resumo da Dissertação de Mestrado submetida ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Este trabalho apresenta uma metodologia desenvolvida utilizando um modelo elastoplástico parametrizado baseado no método de elementos finitos para analisar o efeito das tensões residuais de soldagem nos aços superduplex. O modelo desenvolvido considera o acoplamento entre os campos térmico e mecânico e a dependência das propriedades termomecânicas com a temperatura. Modelos analíticos de transferência de calor e um procedimento experimental para medição de tensões residuais pela técnica do furo passante são utilizados para calibrar o modelo numérico. A metodologia é aplicada ao estudo do comportamento de uma solda circunferencial multipasse, realizada com os processos TIG para passe de raiz e eletrodos revestidos para preenchimento, em tubos sem costura de 4 polegadas de aço *superduplex* UNS32750 através de um modelo de elementos finitos. Os resultados mostram uma boa correspondência entre o modelo numérico e o resultado experimental.

Palavras chave:

Soldagem; Tensões residuais; Elementos Finitos; Aço inoxidável Superduplex.

RIO DE JANEIRO

DEZEMBRO DE 2011

ABSTRACT

WELDING RESIDUAL STRESSES ANALYSIS IN SUPERDUPLEX STAINLESS STEEL UNS 32750: EXPERIMENTAL AND NUMERICAL ANALYSIS

Fabiano Rezende

Advisors:

Prof. Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Pedro Manuel Calas Lopes Pacheco, D.Sc.

Abstract of dissertation submitted to Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca CEFET/RJ as partial of the requirements for the degree of Master in Mechanical Engineering and Materials Technology.

The present work shows a developed methodology by the use of a parametric elastoplastic model based on finite element method for the evaluation of residual stress in superduplex steel welding. The developed model takes into account the coupling between mechanical end thermal fields and the temperature dependency of the thermo mechanical properties. Heat transfer analytic models and an experimental procedure based on the instrumented hole drilling technique for evaluation of the residual stress levels were performed to calibrate the numeric model. The methodology is applied to evaluate the behavior of multipass girth welding by TIG for root pass and SMAW for closing in seamless tubes of 4 inch diameter of superduplex UNS32750 using a finite elements model. The result shows a good agreement between the numerical model and the experimental values measured.

Key words:

Welding; Residual Stress; Finite Element; Superduplex Stainless Steel.

RIO DE JANEIRO

DEZEMBRO DE 2011

SUMÁRIO

CAPITULO I - INTRODUÇÃO 1
I.1 OBJETIVOS DO TRABALHO 2
CAPITULO II - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 4
II.1 A HISTÓRIA DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX 4
II.1.1 DESENVOLVIMENTOS DE 1930 A 1960 4
II.1.2 DESENVOLVIMENTOS DE 1960 A 1990 5
II.1.3 CARACTERÍSTICAS DOS AÇOS DUPLEX 7
II.1.4 METALURGIA DOS AÇOS DUPLEX E SUPERDUPLEX 10
II.1.5 PROCESSOS DE SOLDAGEM DOS AÇOS AID E AISD 13
II.1.6 ANÁLISE TÉRMICA 16
II.1.7 MODELO DA FONTE DE CALOR 28
II.1.8 ZONA TERMICAMENTE AFETADA (ZTA) 34
II.1.9 TENSÕES RESIDUAIS 35
II.2 TÉCNICAS DE MEDIÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS 39
II.2.1 TÉCNICAS DE MEDIÇÃO NÃO-DESTRUTIVAS 39
II.2.2 TÉCNICAS DE MEDIÇÃO SEMI-DESTRUTIVAS E DESTRUTIVAS 42
CAPITULO III - MATERIAIS E MÉTODOS 51
III.1 MATERIAIS E EQUIPAMENTOS 51
III.1.1 METAL BASE 51
III.1.2 CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM 51
III.1.3 GASES DE PROTEÇÃO 52
III.1.4 EQUIPAMENTOS SOLDAGEM 52
III.1.5 PREPARAÇÃO DOS CORPOS-DE-PROVA 54
III.1.6 PARÂMETROS DE SOLDAGEM 56
III.1.7 SOLDAGEM DOS CORPOS DE PROVA 57
III.1.8 PREPARAÇÃO E EXECUÇÃO DO FURO PASSANTE 60

III.1.9 SISTEMA DE AQUISIÇÃO DE DADOS 62
CAPITULO IV - MODELO NUMÉRICO 64
IV.1 MODELO NUMÉRICO DE SOLDA MULTIPASSE BIDIMENSIONAL 64
IV.1.1 ETAPA DE ANÁLISE TÉRMICA DESACOPLADA 67
IV.1.2 ANÁLISE COM ACOPLAMENTO TERMOMECÂNICO 72
CAPITULO V - RESULTADOS E DISCUSSÕES 73
V.1 ANÁLISE TÉRMICA 73
V.1.1 PRIMEIRO EXPERIMENTO 73
V.1.2 SEGUNDO EXPERIMENTO: 76
V.1.3 TERCEIRO EXPERIMENTO 79
V.2 ANÁLISE DAS TENSÕES RESIDUAIS 82
V.2.1 LEVANTAMENTO DAS TENSÕES RESIDUAIS DOS TUBOS ANTES DA SOLDAGEM 82
V.2.2 PRIMEIRO EXPERIMENTO 82
V.2.3 SEGUNDO EXPERIMENTO 90
V.2.4 TERCEIRO EXPERIMENTO 99
V.3 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA ANÁLISE METALOGRÁFICA E ANÁLISE DA ZONA TERMICAMENTE AFETADA 113
V.3.1 PRIMEIRO EXPERIMENTO 115
V.3.2 SEGUNDO EXPERIMENTO 119
V.3.3 TERCEIRO EXPERIMENTO 122
CAPITULO VI - CONCLUSÕES 123
CAPITULO VII - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS 124
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 125
APÊNDICE A 130
APÊNDICE B 137

DEFINIÇÕES, ABREVIATURAS E TERMOS UTILIZADOS

AIA – Aço Inoxidável Austenítico

AID – Aço Inoxidável Duplex

AISD – Aço Inoxidável Super Duplex

ANSYS 11.0 – Software utilizado para a modelagem e análise de tensões através de elementos finitos de componentes estruturais, dentre outras finalidades.

API – American Petroleum Institute, entidade sediada nos Estados Unidos da América que tem como finalidade a congregação do conhecimento na área da indústria do petróleo, publicando vários documentos e práticas recomendadas

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas

ASME – American Society of Mechanical Engineers

ASTM – American Society of Testing Materials

BS – British Standard, entidade inglesa de padronização e congregação de conhecimento, responsável pela publicação de documentos e práticas recomendadas muito utilizadas no meio industrial

CORPO NEGRO – É um corpo que absorve toda a radiação incidente sobre ele, não sendo capaz de refletir a radiação incidente

CST – Corrosão sob tensão

CDEN – Corrente Direta Eletrodo Negativo

CDEP – Corrente Direta Eletrodo Positivo

HAZ – Heat Affected Zone

ISO – International Standard Organization

PRE – Pitting Resistance Equivalent

SAF 2304 – Aço inoxidável duplex de baixa liga “lean”, equivalente ao aço ASTM grau S32304

SAF 2205 – Aço inoxidável duplex, equivalente aos aços ASTM graus S32205 ou S31803

SAF 2507 – Aço inoxidável superduplex , equivalente ao aço ASTM grau S32750

TEMPERATURA DE PICO - É a temperatura máxima atingida em um dado ponto, podendo indicar a possibilidade de transformações microestruturais nesta local.

UNS – Unified Number System

WRC – Welding Research Council

ZAC – Zona Afetada pelo Calor

ZAT – Zona afetada termicamente

ZTA – Zona Termicamente Afetada

LISTA FIGURAS

Figura I.1 – Comparativo entre tensões de escoamento dos aços inoxidáveis austeníticos e aços inoxidáveis duplex 02

Figura II.1 – Principais fases e precipitados encontrados nas ligas duplex e suas respectivas temperaturas de formação 09

Figura II.2 – Representação do processo por eletrodo revestido – SMAW 14

Figura II.3 – Representação do processo de soldagem TIG 15

Figura II.4 – Configuração do sistema de coordenadas no processo de soldagem 21

Figura II.5 – Conceito de chapa fina. Fluxo de calor bidimensional durante o processo de soldagem 22

Figura II.6 – Conceito de chapa grossa. Fluxo de calor tridimensional durante o processo de soldagem 22

Figura II.7 – Função de Bessel modificada de segundo tipo e ordem zero 24

Figura II.8 – Ciclos térmicos no aço 1018 – velocidade de soldagem 2.4 mm/s e Heat Input 3200 W 25

Figura II.9 – Isotermas no aço SAE 1018 - velocidade de soldagem 2.4 mm/s e Heat Input 3200 W 25

Figura II.10 – Causas de perda de energia durante a soldagem entre a fonte e a peça 30

Figura II.11 – Distribuição de calor Gaussiana segundo Rykalin 31

Figura II.12 –Sistema de coordenadas da análise numérica segundo KRUTZ e SEGERLIND 32

Figura II.13 – Modelo de distribuição de calor duplo elipsóide de GOLDAK 33

Figura II.14 – Regiões microestruturais formadas na soldagem de ligas e metais puros 35

Figura II.15 – Mudanças na temperatura e nas tensões residuais durante a soldagem 38

Figura II.16 – Representação da lei de Bragg 40

Figura II.17 – Modelo de perfil de tensões ao longo da espessura. (a) Tensões uniforme e (b) tensões não-uniformes 44

Figura II.18 – Tipos de rosetas utilizadas conforme ASTM E837 44

Figura II.19 – Detalhe das cotas dimensionais do strain gage em relação ao furo 45

Figura II.20 – Equipamento RS-200 na configuração de ajuste e centralização 47

Figura II.21 – Equipamento RS-200 na configuração de usinagem com furadeira 47

Figura II.22 – Figura esquemática da roseta de três elementos e tensões principais 49

Figura III.1 – Fonte de soldagem Miller Dynasty 200 SD 52

Figura III.2 – Torno mecânico convencional Nardini MS-206 54

Figura III.3 – Execução dos biseis em torno mecânico convencional 54

Figura III.4 – Vista da fresadora utilizada na preparação dos furos dos termopares 55

Figura III.5 – Detalhe da preparação dos furos dos termopares 56

Figura III.6 – Ilustração da configuração dos termopares instalados 58

Figura III.7 – Vista geral do processo de colagem dos termopares 58

Figura III.8 – Detalhe do processo de cura do cimento para alta temperatura 59

Figura III.9 – Etapa de execução de soldagem dos corpos de prova 59

Figura III.10 – Instalação da roseta e isoladores na superfície do tubo 61

Figura III.11 – Instalação da base, alinhamento e montagem da fresa de topo 62

Figura III.12 – Equipamento de aquisição de dados Spider8® 63

Figura III.13 – Sistema de aquisição de dados preparado para execução do experimento 63

Figura IV.1 – Representação esquemática da geometria destacando a divisão de áreas associadas aos dois passes de soldagem utilizada no modelo numérico 64

Figura IV.2 – Condições de contorno convectivas no modelo axissimétrico no primeiro passe de soldagem 66

Figura IV.3 – Condições de contorno convectivas no modelo axissimétrico no segundo passe de soldagem 66

Figura IV.4 – Malha utilizada no modelo axissimétrico 67

Figura IV.5 – Elemento Plane 55 68

Figura IV.6 – Diagrama ternário Solidus Fe-Ni-Cr 69

Figura IV.7 – Diagrama ternário Liquidus Fe-Ni-Cr 69

Figura V.1 – Evolução da temperatura. Resultados obtidos com o modelo numérico e dados aquisitados com o TERMOPAR I. Condição do experimento I 74

Figura V.2 – Evolução da temperatura. Resultados obtidos com o modelo numérico e dados aquisitados com o TERMOPAR II Condição do experimento I 74

Figura V.3 – Evolução da temperatura. Resultados obtidos com o modelo numérico e dados aquisitados com o TERMOPAR I. Condição do experimento II 76

Figura V.4 – Evolução da temperatura. Resultados obtidos com o modelo numérico e dados aquisitados com o TERMOPAR II Condição do experimento II 77

Figura V.5 – Evolução da temperatura. Resultados obtidos com o modelo numérico e dados aquisitados com o TERMOPAR III. Condição do experimento II 77

Figura V.6 – Evolução da temperatura. Resultados obtidos com o modelo numérico e dados aquisitados com o TERMOPAR I. Condição do experimento III 79

Figura V.7 – Evolução da temperatura. Resultados obtidos com o modelo numérico e dados aquisitados com o TERMOPAR II Condição do experimento III 80

Figura V.8 – Evolução da temperatura. Resultados obtidos com o modelo numérico e dados aquisitados com o TERMOPAR III. Condição do experimento III 80

Figura V.9 – Distribuição de tensão principal σ_1. Condição do experimento 1 83

Figura V.10 – Distribuição de tensão principal σ_2. Condição do experimento 1 84

Figura V.11 – Distribuição de tensão principal σ_3. Condição do experimento 1 84

Figura V.12 – Distribuição de tensões na direção radial σ_x. Condição do experimento 1 85

Figura V.13 – Distribuição de tensões na direção longitudinal σ_y. Condição do experimento 1 85

Figura V.14-Distribuição de tensões na direção circunferencial σ_Z. Condição do experimento 1 86

Figura V.15-Distribuição da tensão equivalente de *von Mises* σ_{EqV}. Condição do experimento 1 86

Figura V.16 – Distribuição da tensão equivalente de *Tresca* σ_{EqT}. Condição do experimento 1 87

Figura V.17-Distribuição da tensão de cisalhamento na direção τ_{xy}. Condição do experimento 1 87

Figura V.18 – Evolução das tensões ao longo do tempo para um ponto posicionado a 22,3 mm do centro do cordão de solda 88

Figura V.19 – Distribuição das tensões residuais na direção longitudinal obtidas pela simulação numérica ao longo do comprimento do tubo a partir da margem da solda 89

Figura V.20 – Distribuição das tensões residuais na direção circunferencial obtidas pela simulação numérica ao longo do comprimento do tubo a partir da margem da solda 89

Figura V.21 – Distribuição das tensões residuais equivalentes de *von Mises* σ_{EqV} obtidas pela simulação numérica ao longo do comprimento do tubo a partir da margem da solda 90

Figura V.22 – Distribuição de tensão principal σ_1. Condição do experimento 2 91

Figura V.23 – Distribuição de tensão principal σ_2. Condição do experimento 2 92

Figura V.24 – Distribuição de tensão principal σ_3. Condição do experimento 2 92

Figura V.25 – Distribuição de tensões na direção radial σ_x. Condição do experimento 2 93

Figura V.26 – Distribuição de tensões na direção longitudinal σ_y. Condição do experimento 2 93

Figura V.27 - Distribuição de tensões na direção circunferencial σ_Z. Condição do experimento 2 94

Figura V.28 - Distribuição da tensão de *von Mises* σ_{EqV}. Condição do experimento 2 94

Figura V.29 – Distribuição da tensão da tensão de *Tresca* σ_{EqT}. Condição do experimento 2 95

Figura V.30 – Distribuição de tensões de cisalhamento direção τ_{xy}. Condição do experimento 2 95

Figura V.31 – Variação das tensões residuais ao longo do tempo no ponto de flexão máximo a 22 mm da margem do cordão de solda 96

Figura V.32 – Variação das tensões residuais ao longo do tempo no ponto de execução do furo passante a 13 mm da margem do cordão de solda 97

Figura V.33 – Tensão residual na direção longitudinal pela técnica do furo passante e pela simulação numérica a partir da margem da solda 97

Figura V.34 – Resultados das tensões residuais na direção circunferencial a partir da margem da solda obtida pela simulação numérica 98

Figura V.35 – Tensão equivalente de *von Mises* σ_{EqV} a partir da margem da solda pela simulação numérica 98

Figura V.36 – Distribuição da tensão principal σ_1 no modelo completo. Condição do experimento 3 100

Figura V.37 – Detalhe da distribuição de tensão principal σ_1. Condição do experimento 3 .. 101

Figura V.38 – Distribuição de tensão principal σ_2 no modelo completo. Condição do experimento 3 101

Figura V.39 – Detalhe da distribuição de tensão principal σ_2. Condição do experimento 3 . 102

Figura V.40 – Distribuição da tensão principal σ_3 no modelo completo. Condição do experimento 3 102

Figura V.41 – Detalhe da distribuição de tensão principal σ_3. Condição do experimento 3 . 103

Figura V.42 - Distribuição de tensão radial σ_x no modelo completo. Condição do experimento 3 103

Figura V.43 – Detalhe da distribuição de tensões na direção radial σ_x. Condição do experimento 3 104

Figura V.44 – Distribuição de tensões na direção longitudinal σ_y no modelo completo. Condição do experimento 3 104

Figura V.45 – Detalhe da distribuição de tensões na direção longitudinal σ_y. Condição do experimento 3 105

Figura V.46 – Distribuição de tensões na direção circunferencial σ_Z no modelo completo. Condição do experimento 3 105

Figura V.47 – Detalhe da distribuição de tensões na direção circunferencial σ_Z. Condição do experimento 3 106

Figura V.48 – Distribuição da tensão equivalente de *von Mises* σ_{EqV} no modelo completo. Condição do experimento 3 106

Figura V.49 – Detalhe da distribuição de tensões pelo critério de *von Mises* σ_{EqV}. Condição do experimento 3 107

Figura V.50 – Distribuição de tensões de *Tresca* σ_{EqT} no modelo completo. Condição do experimento 3 107

Figura V.51 – Detalhe da distribuição de tensão equivalente de *Tresca* σ_{EqT}. Condição do experimento 3 108

Figura V.52 – Distribuição da tensão de cisalhamento τ_{xy} no modelo completo. Condição do experimento 3 108

Figura V.53 – Detalhe da distribuição da tensão de cisalhamento na direção τ_{xy}. Condição do experimento 3 109

Figura V.54 –Detalhe da tensão equivalente de *von Mises* σ_{EqV} na região onde ocorre o efeito denominado torniquete. Condição do experimento 3 109

Figura V.55 – Tensão equivalente de *von Mises* σ_{EqV} na região onde ocorre a flexão máxima no tubo a 23 mm da margem do cordão de solda. Condição do experimento 3 110

Figura V.56 – Variação das tensões residuais ao longo do tempo no ponto de flexão máximo a 23 mm da margem do cordão de solda 110

Figura V.57 – Tensão residual na direção longitudinal pela técnica do furo passante e pela simulação numérica 112

Figura V.58 – Tensão residual na direção circunferencial pela técnica do furo passante e pela simulação numérica 112

Figura V.59 – Tensão equivalente de *von Mises* σ_{EqV} a partir da margem da solda pela simulação numérica 113

Figura V.60 – Seccionamento da amostra com disco de corte abrasivo 114

Figura V.61 – Equipamento de corte por disco abrasivo, embutidora e politrizes utilizadas .. 114

Figura V.62 – Figura esquemática de uma junta soldada em aço duplex de passe único em relacionado ao diagrama pseudobinário 115

Figura V.63 – Amostra do primeiro experimento após embutimento e ataque eletrolítico KOH 20% 115

Figura V.64 – Macrografia das zonas fundida, parcialmente fundida (1,25 X) 116

Figura V.65 – Micrografia para avaliação da ZTA e zona parcialmente fundida (1000 X) 116

Figura V.66 – Micrografia para avaliação do metal base utilizado no experimento(1000 X) . 117

Figura V.67 – Distribuição da temperatura na região da ZTA. Condição do experimento 1 .. 118

Figura V.68 – Amostra 1 após embutimento em baquelite e ataque eletrolítico com KOH a 20% 119

Figura V.69 – Macrografia da Amostra 1 e avaliação da ZTA aumento 1,25 X 120

Figura V.70 – Macrografia da Amostra 1 e avaliação da ZTA aumento 50 X 120

Figura V.71 – Distribuição das temperaturas ao longo do modelo numérico no momento do segundo passe de soldagem 121

Figura V.72 – Distribuição da temperatura na região da ZTA. Condição do experimento 2 .. 121

LISTA DE TABELAS

Tabela II.1 – Composições químicas típicas dos aços inoxidáveis duplex 07

Tabela II.2 – Composições químicas típicas dos aços inoxidáveis duplex (continuação) 08

Tabela II.3 – Propriedades mecânicas dos aços duplex a temperatura ambiente 09

Tabela II.4 – Propriedades físicas dos aços superduplex UNS 32750 em diferentes temperaturas 09

Tabela II.5 – Composições dos gases de proteção em função do processo de soldagem 16

Tabela II.6 – Valores recomendados de eficiência para diversos tipos de soldagem a arco ... 29

Tabela II.7 – Principais origens das tensões residuais em função de diferentes processos 36

Tabela II.8 – Dimensões das rosetas conforme ASTM E837..... 45

Tabela II.9 – Espessuras de peça, diâmetro de furo e passos de furação recomendados 46

Tabela II.10 – Localização do ângulo principal β 49

Tabela II.11 – Valores numéricos dos coeficientes $\bar{a}$ e $\bar{b}$ para avaliação de tensões uniformes 50

Tabela III.1 – Composição química, % peso do metal base SAF 2507 51

Tabela III.2 – Composição química dos eletrodos, % peso 51

Tabela III.3 – Propriedades mecânicas mínimas do eletrodo quando soldado a 20 ºC 51

Tabela III.4 – Composição Química das varetas para o processo TIG, % Peso 52

Tabela III.5 - Propriedades mecânicas mínimas a 20 ºC da vareta de metal de adição quando soldado 52

Tabela III.6 – Especificações técnicas da fonte de soldagem 53

Tabela III.7 – Dimensões de preparação da junta em “V” 55

Tabela III.8 – Parâmetros de soldagem recomendados 57

Tabela III.9 – Parâmetros de soldagem aquisitados no momento de execução da junta 60

Tabela IV.1 – Propriedades térmicas e mecânicas utilizadas nas simulações numéricas 70

Tabela IV.2 – Parâmetros do modelo da fonte de calor do duplo elipsóide de Goldak 72

Tabela V.1 – Tabela comparativa entre as temperaturas máximas obtidas para o primeiro experimento, considerando o modelo numérico, modelo analítico e dados experimentais 75

Tabela V.2 – Tabela comparativa entre as temperaturas máximas obtidas para o primeiro experimento, considerando o modelo numérico, modelo analítico e dados experimentais 78

Tabela V.3 – Tabela comparativa entre as temperaturas máximas obtidas para o primeiro experimento, considerando o modelo numérico, modelo analítico e dados experimentais 81

Tabela V.4 – Valores de tensões residuais e deformações no tubo antes do processo de soldagem 82

Tabela V.5 – Valores de tensões residuais e deformações no tubo pós-soldagem 96

Tabela V.6 – Valores de tensões residuais e deformações no tubo pós-soldagem 111

Tabela V.7 – Tabela comparativa entre os resultados da análise térmica para avaliação de extensão de ZTA do primeiro experimento 118

Tabela V.8 – Tabela comparativa entre os resultados da análise térmica para avaliação de extensão de ZTA do segundo experimento 122

CAPITULO I - INTRODUÇÃO

A extração e a produção de petróleo e gás em águas cada vez mais profundas requer a superação de novos desafios tecnológicos. Neste sentido, a indústria do petróleo e gás vem buscando a aplicação de novos materiais capazes de operar em meios e com fluidos cada vez mais agressivos, para os quais ainda não estão disponíveis estudos completos sobre o seu comportamento. Entre os novos materiais utilizados estão os aços inoxidáveis *duplex* e *superduplex*, que pelas suas características especiais apresentam vantagens consideráveis sobre os materiais tradicionalmente utilizados (IMOA, 2008; McGUIRE, 2008; MESSER, 2007; SANDVIK, 2009).

Os aços inoxidáveis *duplex* e *superduplex* são aços que possuem uma microestrutura bifásica austenítica-ferrítica com proporções semelhantes de ferrita δ e austenita γ. Estes aços possuem elevados limites de resistência e de escoamento, aliada a excelente resistência à corrosão por pites ou sob tensão em meios contendo cloretos. Destaca-se também a elevada tenacidade à fratura, desde que parâmetros como aporte térmico na soldagem, proteção da poça de fusão, temperatura e patamares de tratamento térmico quando aplicados sejam controlados (GUNN, 2009; KOU, 2003; MESSLER, 1999; OLSSON et al., 1996; PARDAL, 2009) A Figura I.1 apresenta o gráfico comparativo entre os valores de tensão de escoamento dos aços inoxidáveis austeníticos e os aços inoxidáveis duplex.

Com a aplicação dos aços *duplex* (AID) e *superduplex* (AISD) na indústria do petróleo, falhas prematuras em equipamentos (LINTONA et al., 2004) vêm ocorrendo gerando lucros cessantes, perdas de produção e indisponibilidade. Na sua grande maioria, estas falhas estão associadas à presença de trincas, corrosão e fraturas em tubos de troca térmica e tubulações de processo.

Estes materiais são utilizados (CHARLES et al., 2008) em equipamentos e instalações cuja construção depende da utilização de processos de soldagem. Os processos de soldagem envolvem a aplicação de uma fonte de calor bastante localizada e intensa que promove elevados gradientes térmicos ao longo da peça. A presença destes gradientes térmicos promove, por sua vez, o desenvolvimento de campos de deformação plástica não-homogêneos, responsáveis pelo surgimento de tensões residuais após o processo de soldagem. Dependendo da magnitude, as tensões residuais podem comprometer a integridade estrutural dos equipamentos e a sua previsão é bastante relevante.

Existem na literatura diversos trabalhos de pesquisa desenvolvidos sobre o aspecto da influência de fases intermetálicas que se desenvolvem durante os processos de fabricação, soldagem e tratamentos térmicos que atuam diretamente na tenacidade à fratura (DI COCCO et al., 2008) resistência mecânica e à corrosão (FONTES, 2009) dos aços AID e AISD. No

entanto, existem poucos trabalhos disponíveis sobre a influência das tensões residuais, dos ciclos térmicos, aporte térmico e distribuição do fluxo de calor na soldagem destes materiais.

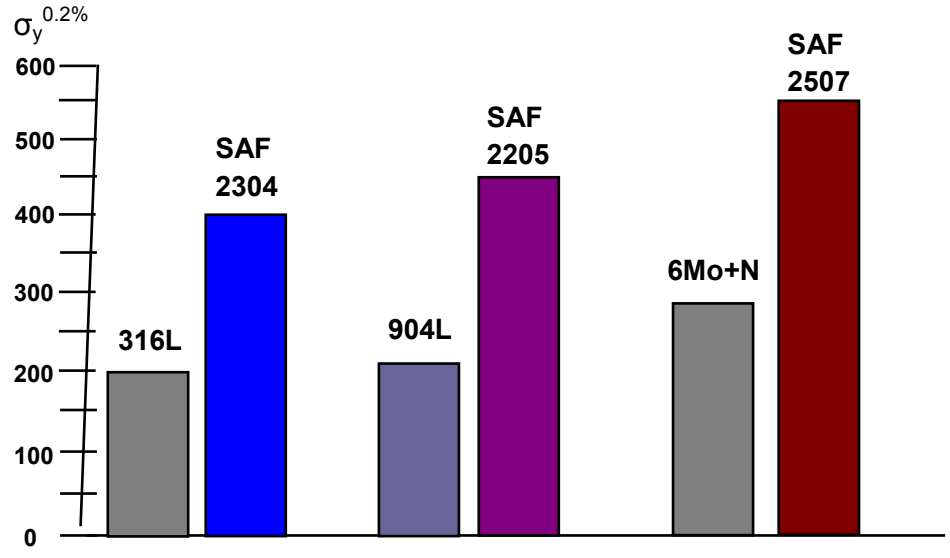


Figura I.1 – Comparativo entre tensões de escoamento dos aços inoxidáveis austeníticos e aços inoxidáveis duplex. (SANDVIK, 2009)

I.1 OBJETIVOS DO TRABALHO

Este trabalho apresenta uma metodologia desenvolvida utilizando um modelo elastoplástico, parametrizado baseado no método de elementos finitos para analisar o efeito das tensões residuais de soldagem nos aços superduplex. O modelo desenvolvido considera o acoplamento entre os campos térmico e mecânico e a dependência das propriedades termomecânicas com a temperatura. Modelos analíticos de transferência de calor e um procedimento experimental para medição de tensões residuais pela técnica do furo passante são utilizados para calibrar o modelo numérico. A metodologia é aplicada ao estudo do comportamento de uma solda circunferencial multipasses em tubos sem costura de 4 polegadas de aço *superduplex* UNS32750 através do software de simulação em elementos finitos.

O Capítulo I apresenta uma abordagem introdutória a respeito da utilização, aplicações e os desafios envolvidos na soldagem destes materiais.

O Capítulo II apresenta uma revisão bibliográfica a cerca do histórico do desenvolvimento e a metalurgia das ligas duplex, as características físicas e mecânicas, os processos de soldagem envolvidos na união destes materiais e uma revisão dos fenômenos de transferência de calor com modelos de fonte de soldagem.

O Capítulo III apresenta os materiais utilizados e as metodologias envolvidas no desenvolvimento da pesquisa para obtenção de dados experimentais que servirão de subsídios para elaboração desta dissertação.

O Capítulo IV apresenta uma abordagem sobre a análise numérica do experimento, as etapas envolvidas, as condições de contorno consideradas e os principais aspectos positivos e limitações do modelo.

O Capítulo V apresenta os resultados obtidos nas simulações numéricas e nas etapas experimentais com uma discussão sob o aspecto técnico e científico destes resultados.

O Capítulo VI apresenta as conclusões e experiências obtidas no trabalho desenvolvido.

O Capítulo VII apresenta sugestões para pesquisas e desenvolvimentos a cerca dos aços duplex e superduplex.

CAPITULO II - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O objetivo deste capítulo é descrever as principais características do material estudado, os fenômenos envolvidos no processo de soldagem por fusão e as tecnologias empregadas no desenvolvimento das ligas duplex e superduplex.

II.1 A HISTÓRIA DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

Os aços *duplex* foram desenvolvidos no início do século 20. A seguir são apresentados os principais desafios do desenvolvimento destas ligas.

II.1.1 DESENVOLVIMENTOS DE 1930 A 1960

Os aços inoxidáveis foram desenvolvidos durante as primeiras décadas do século 20 na Grã-Bretanha e Alemanha. Os primeiros aços inox foram os tipos martensíticos e ferríticos Fe-Cr, mas em seguida os aços austeníticos Fe-Cr-Ni tornaram-se o maior grupo. Esta mudança foi principalmente devido à maior facilidade de produção e soldagem deste tipo de aço. Os teores mínimos de carbono em torno de 0,08% puderam ser alcançados com o aprimoramento de fornos e técnicas de refino do material. Níveis elevados de carbono ocasionam o fenômeno de sensitização nestes aços, que através da precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grão durante as execuções de soldagem e tratamentos térmicos geram corrosão intergranular na zona termicamente afetada (ZTA), após a etapa de soldagem.

O primeiro relato sobre os aços duplex (OLSSON et al., 2009) ocorreu no século passado em 1927, quando Bain e Griffiths publicaram no resultado de suas pesquisas a existência de um campo bifásico no sistema Fe-Cr-Ni composto de austenita e ferrita. Eles descreveram que eram ligas auteníticas-ferríticas com 22 a 30% Cr e 1,2 a 9,7% Ni.

Em 1930 a empresa sueca Avesta Iron Works desenvolveu dois aços duplex forjados aplicados na indústria de papel, o Grau 453E essencialmente com liga de Cr-Ni, e o Grau 453S com adição de molibdênio, onde o principal objetivo era reduzir o problema por corrosão intergranular que ocorria nos aços austeníticos. A adição de molibdênio foi compensada com o alto teor de níquel para manter o balanceamento ferrita-austenita.

Apesar de estes aços possuírem o mesmo teor de carbono dos austeníticos, apresentaram claramente o aumento da resistência a corrosão intergranular e uniforme, conforme descrito por Payson e Harrison em 1932 e por Lindh em 1933.

Os primeiros aços duplex (OLSSON et al., 2009) continham de 60 a 70% de ferrita depois de temperados e revenidos a 1000 – 1050 ºC. O resultado foi uma microestrutura muito mais resistente do que os aços austeníticos conforme mostrado na Tabela II.1. Em virtude destes diferenciais, no ano de 1932 os aços duplex correspondiam a 6,5% do total de aços

inoxidáveis produzidos e com crescente demanda. Durante a Segunda Guerra Mundial a escassez de matérias-primas, especialmente o níquel fez aumentar o interesse nos aços duplex.

Embora o uso de duplex tenha sido bastante difundido, até 1947 o grau E453S não havia sido incluído no padrão sueco como SIS 2324. Mais tarde, este de aço também foi enumerado no EUA como AISI 329. São fornecidas ainda hoje barras e forjados desta versão com menores teores de carbono e adição de nitrogênio para aplicação em componentes rotativos.

Além da Suécia, existem relatos da produção de aços duplex na Finlândia por volta de 1930. Nesta corrida, a J.Holtzer Steel Works na França, garantiu a patente da liga duplex contendo 16 -23% de Cr, 1,5-6,5% de Ni, até 3% de Mo e W, e até 2,5% de Cu. A partir desta patente a liga duplex URANUS 50 (UNS S32404) foi desenvolvida.

II.1.2 DESENVOLVIMENTOS DE 1960 A 1990

Com o aprimoramento das técnicas de refino em fornos por arco elétrico, foi possível gradualmente reduzir os teores de carbono contido nos aços inoxidáveis austeníticos (AIA) e conseqüentemente nos duplex (AID) (OLSSON et al., 2009; PARDAL, 2009).

Na década de 40 foi observado que os aços inoxidáveis austeníticos apresentavam certa susceptibilidade à corrosão sob tensão (CST), que poderia ser reduzida com a presença de ferrita, sendo mais uma aplicação dos AID. A alta resistência dos AID foi descrita por Colombier e Hochmann. A primeira liga duplex de baixo carbono e desenvolvida para resistir à (CST) foi o 3RE60 (UNS S31500). Este grau de AID continha baixo cromo, porém mais molibdênio e silício que as primeiras ligas desenvolvidas. O 3RE60 (UNS S31500) foi usado em componentes onde a corrosão sob tensão era um problema nos inoxidável tipo 304 e 316.

Embora os primeiros AID demonstrassem ter uma melhor resistência à corrosão intergranular do que os AIA observou-se que nas soldagens a arco elétrico com baixa energia podiam ser geradas soldas com estrutura ferrítica contendo uma zona frágil localizada na ZTA. Isso foi em parte devido ao elevado nível de ferrita das primeiras séries. Como a solubilidade do carbono na ferrita é baixa, o carboneto de cromo formado no contorno de grão poderia ocorrer mesmo em baixo teor de carbono (<0,03% C), resultando corrosão intergranular e redução da tenacidade da junta soldada (LIPPOLD, 2005; PARDAL, 2009).

O desenvolvimento de um AID com 22% de cromo na década de 70 foi focado na solução dos problemas de suscetibilidade a corrosão intergranular na ZTA, que quando comparado aos antecessores apresentava alto molibdênio e a adição de nitrogênio. Esta nova patente indicava que a liga era resistente a corrosão intergranular após a soldagem, função da

alta liga e adição do nitrogênio, sendo esta susceptibilidade determinada pelo ensaio de Strauss ou Huey (GENTIL, 2003; GUNN, 2003; OLSSON et al., 1996).

Contudo, a faixa de composição química proposta, em particular o teor de nitrogênio, permitiu uma larga faixa com altos níveis de ferrita na ZTA. Existiam padrões nacionais para o AID com 22% Cr que especificavam a mesma faixa.

Desta forma, durante a soldagem existe um alto risco de formação de ZTA's totalmente ferríticas, ambas com precipitação de carbonetos e nitretos intergranular e intragranular puderam ser produzidas dentro da especificação. Isto poderia causar fragilização pelo hidrogênio e corrosão por pites.

A adoção de faixas de composição mais rigorosas, em especial de nitrogênio, indicaram ser a melhor solução e produtos mais modernos contendo 0,15-0,20% N e 22% Cr apresentaram maior resistência mecânica melhor resistência à corrosão do que os inoxidáveis austeníticos 316L e 317L em algumas aplicações, sendo superiores ao N08904 (904L). Esta nova liga duplex é designada por S31803 (OLSSON et al., 1996).

Um aumento na demanda de aços inoxidáveis duplex com 22% Cr, particularmente na indústria offshore incentivou diversas pesquisas e desenvolvimentos nas técnicas de soldagem, de metalurgia da soldagem e seus efeitos nas propriedades. O papel do nitrogênio no controle dos ciclos térmicos de soldagem foi descrito pela primeira vez na década de 80. Programas com bases de dados termodinâmicos foram utilizados para determinar o desenvolvimento de fases durante tratamentos térmicos e ciclos de soldagem proporcionando aos fornecedores a selecionar uma composição balanceada nos metais base, metais de solda e zona termicamente afetada (ZTA). O nitrogênio também foi fundamental para o controle da cinética das transformações de fase e no aumento na resistência a corrosão por pites, de maneira similar aos aços inoxidáveis austeníticos (IMOA, 2008; LIPPOLD, 2005; McGUIRE, 2008; MESSER, 2007; PARDAL, 2009; SANDVIK, 2009).

No desenvolvimento dos aços inoxidáveis superduplex (AISD) na mesma década, informações termodinâmicas também foram utilizadas. Nos AISD UNS32750, o balanço e a composição da austenita e ferrita foram otimizadas resultando uma alta liga com elevada resistência à corrosão por pites e resistência mecânica quando comparada às ligas duplex com 22% Cr. Assim, os AISD se tornaram uma alternativa competitiva em relação aos aços inoxidáveis superaustenítico com 6% Mo para serviço em ambientes agressivos da indústria offshore, tais como: equipamentos com alta pressão de trabalho e sistemas com água do mar.

Outros resultados dos desenvolvimentos na década de 80 foram alguns AID de baixa liga, como exemplo o S32304 que quando comparado aos AIA 304L e 316L possuem maiores

resistência à corrosão e resistência mecânica, gerando ganhos na redução de espessura de equipamentos.

II.1.3 CARACTERÍSTICAS DOS AÇOS DUPLEX

Assim como os aços inoxidáveis austeníticos os aços duplex são classificados em graus dados por um sistema de numeração unificado ou sistema UNS (Unified Numbering System) dos Estados Unidos. A designação EN é baseada na codificação Européia que possui sua respectiva equivalência ao sistema UNS.

II.1.3.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Cada grau do sistema UNS é provido de sua composição química conforme listado nas Tabelas II.1, e II.2

Tabela II.1 – Composições químicas típicas dos aços inoxidáveis duplex. (ASTM, 2007; IMOA, 2009; OLSSON et al., 2009; SANDVIK, 2007)

GRAU LIGA	UNS	EN	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Cu	W	PRE
AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX TRABALHADOS											
PRIMEIRA GERAÇÃO DE DUPLEX											
329	S32900	1.4460	0.08	23.0-28.0	2.5-5.0	1.0-2.0	-	1.00	-	-	-
**** 3RE60**	S31500	1.4424	0.03	18.0-19.0	4.3-5.2	2.5-3.0	0.05-0.1		-	-	-
URANUS 50	S32404		0.04	20.5-22.5	5.5-8.5	2.0-3.0	0.20	2.00	1.0-2.0	-	-
SEGUNDA GERAÇÃO DE DUPLEX											
BAIXO MOLIBIDÊNIO (LEAN)											
	S32001	1.4482	0.03	19.5-21.5	1.0-3.0	0.6	0.05-0.17	4.0-6.0	1.0	-	-
	S32101	1.4162	0.04	21.0-22.0	1.35-1.7	0.1-0.8	0.20-0.25	4.0-6.0	0.1-0.8	-	-
	S32202	1.4062	0.03	21.5-24.0	1.0-2.8	0.45	0.18-0.26	2.00	-	-	-
	S82011		0.03	20.5-23.5	1.0-2.0	0.1-1.0	0.15-0.27	2.0-3.0	0.5	-	-
2304	**S32304**	1.4362	0.03	21.5-24.5	3.0-5.5	0.05-0.6	0.05-0.20	2.50	0.05-0.60	-	-
		1.4655	0.03	22.0-24.0	3.5-5.5	0.1-0.6	0.05-0.20	2.00	1.0-3.0	-	-

Tabela II.2 – Composições químicas típicas dos aços inoxidáveis duplex (continuação). (ASTM, 2007; IMOA, 2009; OLSSON et al., 2009; SANDVIK, 2007)

GRAU LIGA	UNS	EN	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Cu	W	PRE
SEGUNDA GERAÇÃO DE DUPLEX											
STANDARD											
	S32003		0.03	19.5-22.5	3.0-4.0	1.5-2.0	0.14-0.20	2.00	-	-	-
SAF 2205	**S31803**	1.4462	0.03	21.0-23.0	4.5-6.5	2.5-3.5	0.08-0.20	2.00	-	-	-
2205	**S32205**	1.4462	0.03	22.0-23.0	4.5-6.5	3.0-3.5	0.14-0.20	2.00	-	-	-
25 Cr											
	S31200		0.03	24.0-26.0	5.5-6.5	1.2-2.0	0.14-0.20	2.00	-	-	-
	S31260		0.03	24.0-26.0	5.5-7.5	2.5-3.5	0.10-0.30	1.00	0.2-0.8	0.1-0.5	0.1-0.5
	S32506		0.03	24.0-26.0	5.5-7.2	3.0-3.5	0.08-0.20	1.00	-	0.05-0.30	0.05-0.30
	S32520	1.4507	0.03	24.0-26.0	5.5-8.0	3.0-4.0	0.20-0.35	1.50	0.5-2.0	-	-
255	**S32550**	1.4507	0.04	24.0-27.0	4.5-6.5	2.9-3.9	0.10-0.25	1.50	1.5-2.5	-	-
SUPERDUPLEX											
SAF 2507	**S32750**	1.4410	0.03	24.0-26.0	6.0-8.0	3.0-5.0	0.24-0.32	1.20	0.5	-	-
	S32760	1.4501	0.03	24.0-26.0	6.0-8.0	3.0-4.0	0.20-0.30	1.00	0.5-1.0	0.5-1.0	0.5-1.0
	S32808		0.03	27.0-27.9	7.0-8.2	0.8-1.2	0.30-0.40	1.10	-	2.1-2.5	2.1-2.5
	S32906		0.03	28.0-30.0	5.8-7.5	1.5-2.6	0.30-0.40	0.80-1.5	0.8	-	-
	S32950		0.03	26.0-29.0	3.5-5.2	1.0-2.5	0.15-0.35	2.00	-	-	-
	S39274		0.03	24.0-26.0	6.8-8.0	2.5-3.5	0.24-0.32	1.0	0.2-0.8	1.5-2.5	1.5-2.5
	S39277		0.025	24.0-26.0	6.5-8.0	3.0-4.0	0.23-0.33	0.80	1.2-2.0	0.8-1.2	0.8-1.2
		1.4477	0.03	28.0-30.0	5.8-7.5	1.5-2.6	0.30-0.40	0.80-1.50	≤0.8	-	-

NOTAS: (Tabelas II.1 e II.2)

* Teor máximo, exceto onde a faixa ou valor mínimo indicado;

- Não definido nas especificações;

** Este grau foi originalmente concebido sem a adição de nitrogênio, por este motivo deverá ser considerado como primeira geração de duplex.

II.1.3.2 RESISTÊNCIA À CORROSÃO

Assim como os aços inoxidáveis austeníticos os aços duplex são classificados em famílias com graus, no qual a faixa de resistência à corrosão é mensurada por um fator dependente do conteúdo da liga. Este fator é conhecido como PRE, que significa PITTING CORROSION EQUIVALENT ou FATOR DE PITTING, que pode ser calculado segundo as equações (1) e (2) e aplicando-se as porcentagens em peso dos elementos de liga que o compõe. Os aços duplex possuem valores de PRE superiores a 40. (LIPPOLD et al., 2005; SANDVIK, 2007)

$$PRE = \%Cr + 3.3(\%Mo) + 16(\%N) \quad (1)$$

Com a adição do tungstênio à liga o PRE pode ser determinado conforme a equação (2)

$$PRE_W = \%Cr + 3.3(\%Mo + 0.5\%W) + 16(\%N) \quad (2)$$

II.1.3.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS

A Tabela II.3 apresenta as propriedades mecânicas dos aços duplex na forma de chapa.

Tabela II.3 – Propriedades mecânicas dos aços duplex a temperatura ambiente. (ASTM, 2007; SANDVIK, 2007; IMOA, 2009)

GRAU	UNS NUMBER	LIMITE DE ESCOAMENTO $\sigma_{Y0.2\%}$ MPa (ksi)	LIMITE DE RESISTÊNCIA σ_U MPa (ksi)	ALONGAMENTO % EM 50.8 mm
2304	S32304	400 (58)	600 (87)	25
2205	S32205	450 (65)	655 (95)	25
2507	S32750	550 (80)	795 (116)	15

II.1.3.4 PROPRIEDADES FÍSICAS

A Tabela II.4 apresenta algumas propriedades físicas dos aços superduplex em função da temperatura.

Tabela II.4 – Propriedades físicas dos aços superduplex UNS 32750 em diferentes temperaturas. (ASTM, 2007; SANDVIK, 2007; IMOA, 2009)

TEMP.	CALOR ESPECÍFICO	CONDUTIVIDA DE TÉRMICA	COEFICIENTE DE DILATAÇÃO	MÓDULO DE ELASTICIDADE	RESISTIVIDADE
(°C)	J/(kg °C)	W/(m °C)	x10-6/°C	GPa	μΩm
20	490	14	13,5	200	0,83
100	505	15	13,5	194	0,89
200	520	17	14,0	186	0,96
300	550	18	14,0	180	1,03
400	585	20	14,5	160	1,08
500	-	22	15,0	150	-

II.1.4 METALURGIA DOS AÇOS DUPLEX E SUPERDUPLEX

As ligas duplex possuem características metalúrgicas complexas que envolvem fenômenos de fragilização, precipitação de compostos e mudanças de fase. A seguir serão descritos os aspectos metalúrgicos mais relevantes destas ligas.

II.1.4.1 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NOS AÇOS DUPLEX

Os elementos de liga têm efeitos diretos nas propriedades mecânicas, físicas e resistência à corrosão dos aços, a seguir será feita uma descrição sucinta da influencia destes elementos (IMOA, 2009).

II.1.4.1.1 CROMO

Um mínimo de 10,5% deste elemento é necessário para a formação de uma camada passivadora estável para proteção anticorrosiva dos aços a meios agressivos. A resistência a corrosão dos aços aumenta com o teor deste elemento na liga, além de ser um forte formador de ferrita (δ) favorecendo a formação da estrutura cúbica de corpo centrado (CCC). Na formação da estrutura duplex, quanto maior for o teor de cromo, mais níquel deverá ser adicionado para formação de austenita (γ) para balancear esta estrutura bifásica. O cromo também em altos teores promove o aumento da resistência à oxidação às altas temperaturas e em contrapartida a formação de fases intermetálicas.

II.1.4.1.2 MOLIBIDÊNIO

Este elemento age em conjunto com o cromo no aumento da resistência à corrosão por pites nos aços inoxidáveis. A adição deste elemento em aços com até 18% de Cr, proporciona três vezes mais efetividade na resistência a corrosão por pites e por frestas em meios na presença de cloretos. O molibdênio é um formador de ferrita e também aumenta a tendência de formação de fases intermetálicas, por este motivo sua adição nos aços duplex está limitada em 4%.

II.1.4.1.3 NITROGÊNIO

O nitrogênio aumenta a resistência à corrosão por pites e por frestas nos aços duplex, influencia também no aumento da resistência da liga por solução sólida, no aumento da tenacidade pela redução da formação de fases intermetálicas. O nitrogênio é um forte formador de austenita, podendo substituir uma proporção do níquel nos aços inoxidáveis austeníticos.

II.1.4.1.4 NÍQUEL

O níquel é um estabilizador da austenita, no qual promove a mudança da estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), que é ferrítica em cúbica de face centrada (CFC) austenítica.

II.1.4.2 PRECIPITADOS E FASES SECUNDÁRIAS.

Similar aos aços inoxidáveis austeníticos, ferríticos e martensíticos os aços duplex estão sujeitos também ao aparecimento de fases intermetálicas, secundárias e prejudiciais à microestrutura. O surgimento destas fases é função de taxas de aquecimento, resfriamento e ciclos térmicos no qual o aço é submetido durante processos de laminação, fundição, forjamento, tratamentos térmicos e soldagem. Um controle preciso destes ciclos térmicos é necessário para que o material não seja fragilizado e como conseqüência uma falha prematura da estrutura (GUNN, 2003; TAN et al., 2009; PARDAL, 2009). A seguir serão descritos sucintamente as principais fases e precipitados observados nas ligas duplex. A Figura II.1 ilustra as faixas de formação das fases e precipitados mais comuns nas ligas duplex.

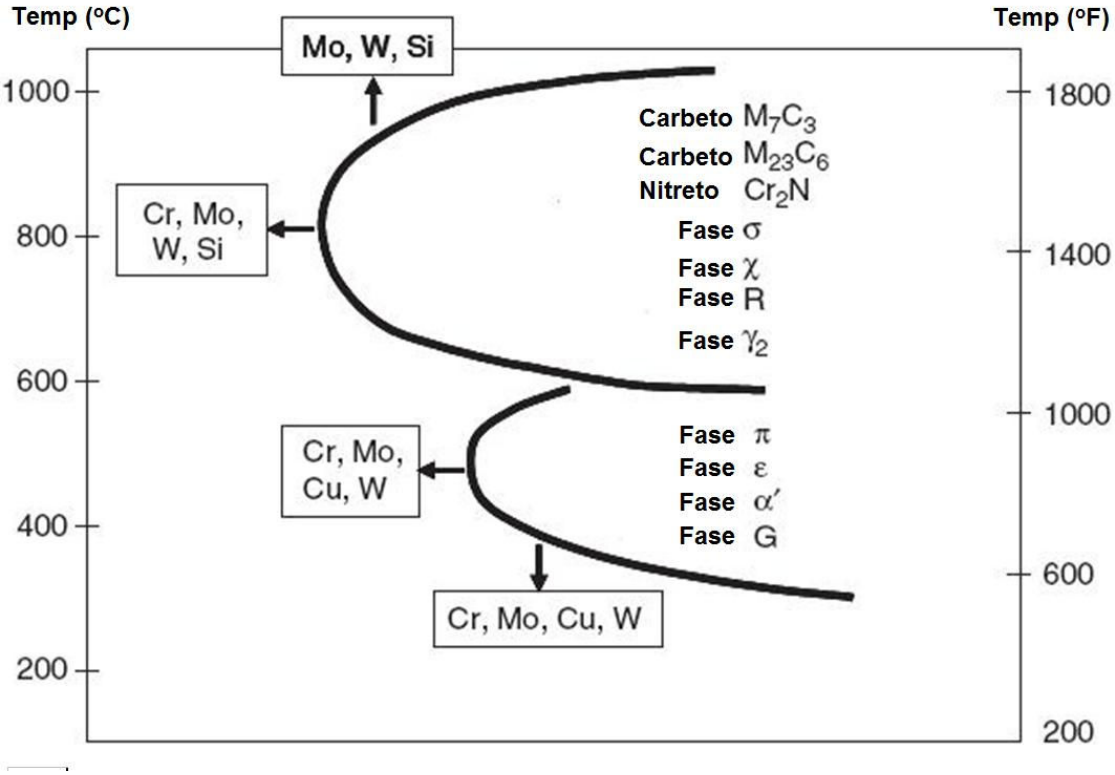


Figura II.1 – Principais fases e precipitados encontrados nas ligas duplex e suas respectivas temperaturas de formação.(LIPPOLD, 2005)

II.1.4.2.1 FASE α' OU FRAGILIZAÇÃO A 475°C

O aparecimento desta fase ocorre em temperaturas na faixa de 300 a 525 ºC, sendo mais conhecido como fragilização a 475 ºC. Seu surgimento é principalmente nos aços

inoxidáveis ferríticos, sendo também uma fase estável nos aços duplex. Seus efeitos são: mudança na temperatura da curva de transição dúctil-frágil com respectiva perda de tenacidade à temperatura ambiente, aumento da dureza e aumento do limite de escoamento do material. Por esta razão o Código ASME Seção II Parte D limita a utilização dos aços Duplex em 315 ºC.

II.1.4.2.2 FASE SIGMA (σ)

Esta fase intermetálica ocorre em temperaturas na faixa de 650 a 1000 ºC, sendo altamente prejudicial ao material. Seu constituinte principal é o Cr e Mo com nucleação principal nas interfaces δ/γ causando queda brusca na tenacidade, diminuição da resistência à corrosão e aumento disperso da dureza do material. (GUNN, 2003; LIPPOLD, 2005; PARDAL, 2009).

II.1.4.2.3 FASE CHI (χ)

Similar à fase sigma esta também é uma fase prejudicial que surge em temperaturas na faixa de 700 a 900 ºC a partir da transformação da ferrita precipitando fases intermetálicas de carbetos complexos do tipo $M_{23}C_6$ nos contornos de austenita-ferrita e no interior do grão de ferrita. A formação desta fase é promovida por altos níveis dos elementos de liga Cr e Mo, tendo como efeito similar ao da fase σ a queda de tenacidade e resistência à corrosão. O estudo dos efeitos individuais destas duas fases é difícil, pois quase sempre elas coexistem em um material fragilizado.

II.1.4.2.4 AUSTENITA SECUNDÁRIA (γ_2)

A austenita secundária pode se formar rapidamente e por três diferentes mecanismos dependendo da temperatura. Similar à fase sigma esta também é uma fase deletéria pode surgir a partir da ferrita em temperaturas abaixo de 650 ºC. A esta temperatura ela possui a mesma composição da ferrita na qual ela foi gerada com características de uma transformação adifusional similar à transformação martensítica, (PARDAL, 2009) sendo classificada como tipo I.

No intervalo de temperaturas entre 650°C a 800°C pode ser encontrada na ZTA e nos contornos δ/γ uma faixa formada durante a soldagem, chamada de austenita secundaria γ_2 tipo II que é um pouco mais enriquecida em níquel quando comparada à ferrita da qual foi originada. Realizando um comparativo entre a matriz ferrítica, mesmo que haja algum enriquecimento de nitrogênio na austenita secundária γ_2, os teores de cromo e nitrogênio contidos na mesma são menores do que na austenita primária, gerando queda na resistência à

corrosão. A austenita do tipo II pode apresentar também morfologia de Widmanstätten e alotriomorfa (PARDAL, 2009).

A austenita secundária γ_2 pode também se formar em conjunto com a fase σ nos contornos da ferrita δ e da austenita γ, sendo esta classificada como tipo III.

II.1.5 PROCESSOS DE SOLDAGEM DOS AÇOS AID E AISD

De forma similar aos aços carbono e outras ligas não-ferrosas, o aço duplex pode ser unido por processos de soldagem por fusão. Os tópicos a seguir farão uma abordagem sucinta dos dois processos de soldagem por fusão utilizados nesta dissertação.

II.1.5.1 SOLDAGEM COM ARCO ELÉTRICO

O conceito moderno da soldagem é geralmente atribuído ao Sir Humphrey Davy (1778 a 1829) em função da sua descoberta do arco elétrico. Em 1810, enquanto realizava experimentos com eletricidade, Davy verificou que um arco elétrico pode ser criado aproximando-se dois terminais de um circuito elétrico de alta tensão. Este arco, que emitia uma luz brilhante e liberava uma considerável quantidade de calor poderia ser gerado e mantido, e sua duração e intensidade podiam ser variadas dentro dos limites determinados pela tensão do circuito e os tipos de terminais utilizados. Naquele tempo era considerado como uma curiosidade sem utilidade prática, Sir Davy só aplicou o nome "arco" a sua descoberta 20 anos mais tarde. O arco elétrico foi colocado ao seu primeiro uso prático em 1881, quando as lâmpadas da rua de arco de carbono foram introduzidas.

Os primeiros experimentos de soldagem a arco foram realizados por Auguste DeMeritens em 1881, e em seus experimentos, diferentes partes de uma placa de bateria de chumbo foram soldados utilizando um arco com eletrodo de carbono como fonte de calor. Próximo ao ano de 1890, Lloyd e Lloyd de Birmingham, na Inglaterra criou uma oficina de solda a arco, muito bem equipado para a época era capaz de soldar tubos de ferro forjado até um pé de diâmetro. Em 1902, a Baldwin Locomotive Works estabeleceu uma oficina de solda na Pensilvânia para reparação e manutenção de locomotivas, utilizando o arco de carbono processo em larga escala.

II.1.5.2 PROCESSO DE SOLDAGEM POR ELETRODO REVESTIDO (SMAW)

O processo SMAW, também conhecido como processo MMA é muito antigo, a sua primeira aplicação foi registrada por Kjelberg em 1907, sendo até hoje amplamente empregado devido à sua simplicidade e flexibilidade de execução.

O eletrodo consiste de uma vareta de metal revestida com uma camada de fluxo que desempenha basicamente três funções: Elétrica, física e metalúrgica. A função elétrica está

relacionada à iniciação e estabilização do arco, enquanto a ação física concerne na viscosidade e tensão superficial da escória, no controle de transferência das gotas de metal, na efetiva proteção da poça de fusão e a soldabilidade. A função metalúrgica está relacionada às transformações químicas entre a poça de fusão e a escória, ou seja, refino do metal de solda.

O revestimento do eletrodo contém materiais minerais e orgânicos cuja função é proporcionar a geração de gases durante a sua queima nas elevadas temperaturas do arco elétrico além das reações metal-escória que controlam a composição química do metal de solda (WAINER, 1992). A Figura II.2 apresenta um esquema representativo do processo eletrodo revestido.

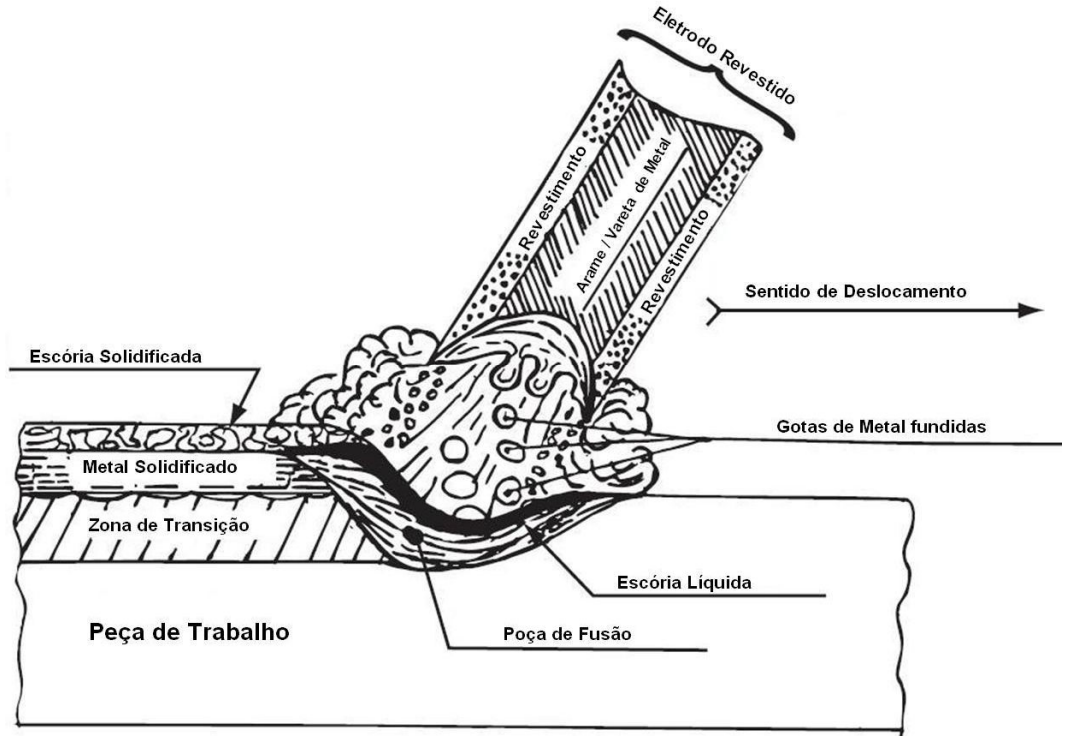


Figura II.2 – Representação do processo por eletrodo revestido – SMAW.(EURO INOX, 2007)

II.1.5.3 PROCESSO DE SOLDAGEM TIG (GTAW)

O processo GTAW (Gas Tungsten Arc Welding), também conhecido como TIG (Tungsten Inert Gas) é ilustrado na Figura II.3. A energia necessária para fundir o metal é fornecida por um arco elétrico mantido entre a peça de trabelho e um eletrodo de tungstênio ou de uma liga de tungstênio, sob uma atmosfera com um gás inerte (ASM, 1993; MESSLER, 1999; WAINER, 1992).

Os aços inoxidáveis sempre são soldados no modo corrente contínua com polaridade negativa (DCEN ou DCSP). Nestas condições, a peça de trabalho é bombardeada por elétrons, aumentando a penetração da solda, enquanto o eletrodo, no qual é geralmente fabricado por tungstênio toriado (2% de ThO_2), que sofre um pequeno desgaste. A solda pode ser do tipo

autógena ou com um metal de adição que é fornecido através de varetas nuas. O gás inerte que protege a poça de fusão do ar ambiente e outros contaminantes, fluindo através do bocal da tocha promovendo um arco estável.

Os gases de proteção consistem de uma mistura de argônio (Ar), hélio (He), e nitrogênio. A Tabela II.5 indica a seleção mais adequada dos gases de proteção para processos de soldagem dos aços inoxidáveis.

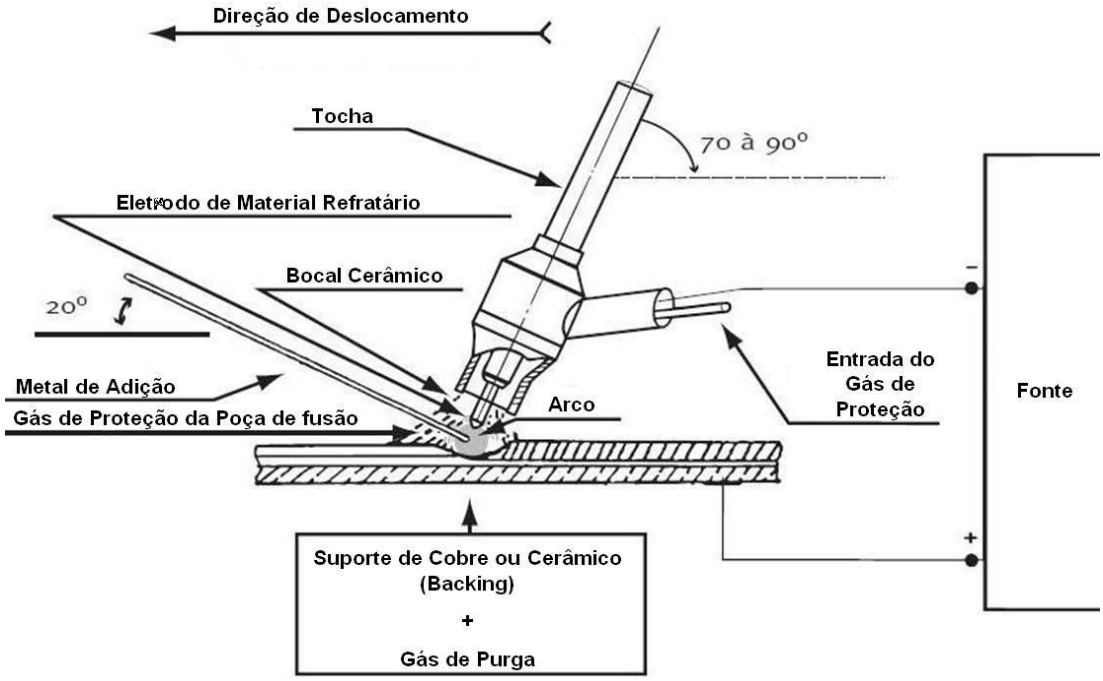


Figura II.3 – Representação do processo de soldagem TIG. (EURO INOX, 2007)

II.1.5.4 GASES DE PROTEÇÃO DA JUNTA SOLDADA

Alguns processos de soldagem utilizam gases de forma a criar uma atmosfera inerte na poça de fusão durante a execução da solda. A principal função destes gases é impedir a oxidação da solda, manter a estabilidade do arco elétrico e em alguns materiais beneficiar a formação de outras fases metalúrgicas no metal de solda. A Tabela II.5 lista as principais misturas gasosas e suas respectivas aplicações em função do processo de soldagem utilizado.

Tabela II.5 – Composições dos gases de proteção em função do processo de soldagem. (EURO INOX, 2007)

PROCESSO DE SOLDAGEM	GÁS DE PROTEÇÃO	GÁS DE PURGA
GTAW	Ar Ar + H_2 (20%) (1) Ar + He (70%) Ar + He + H_2 (1) Ar + N_2 (2)	Ar N_2 (2) N_2 + 10% H_2 (1)
PAW	Idem GTAW	Idem ao processo GTAW
GMAW	90% Ar + 2% O_2 97% Ar + 3% CO_2 95% Ar + 3% CO_2 + 2% H_2 (1) 83% Ar + 15% He + 2% CO_2 69% Ar + 30% He + 1% O_2 90% He + 7,5% Ar + 2,5% CO_2	Idem ao processo GTAW
FCAW	Sem proteção 97% Ar + 3% CO_2 80% Ar + 20% CO_2	Sem gás de Purga Idem ao processo GTAW
LBW	He Ar	Idem ao processo GTAW
Misturas contendo Hidrogênio ao devem ser usadas para soldagem de aços ferríticos, martensíticos ou duplex; Para soldagem de aços austeníticos e duplex o nitrogênio pode ser adicionado com gás de proteção.		

II.1.6 ANÁLISE TÉRMICA

Durante a união de componentes através da soldagem por arco elétrico ocorre o acoplamento de processos físicos de ordem bastante complexa. Basicamente três acoplamentos são fundamentais: térmico, transformações de fase e mecânicos. Durante a etapa de aquecimento o material próximo à fonte de calor experimenta valores elevados de temperatura que promovem a sua dilatação. Para valores de temperatura elevados, o material apresenta baixa resistência e rigidez mecânica o que facilita o desenvolvimento de deformações plásticas. Na poça de fusão o material atinge o estado de fluido. A presença de um gradiente térmico resulta num estado não-homogêneo de deformações plásticas. No instante em que o metal de solda se funde e inicia-se a solidificação com o metal base ocorre o estado de máxima expansão volumétrica.

Na etapa de resfriamento da junta, o volume expandido inicia um processo de contração, que é automaticamente restringido pelo material base mais frio, desenvolvendo-se tensões elevadas da ordem do limite de escoamento do metal de solda. Nesta região, processos de relaxação, escoamento e contração se desenvolvem simultaneamente e, ao final do processo se observa um estado de tensões residuais. O processo de transformação de fase envolve alteração de volume associado às fases presentes e, dessa forma, também contribui para as tensões residuais. Todo este processo térmico e mecânico foi descrito por BLODGETT na década de 60.

Pelo fato da soldagem ser um processo complexo que envolve acoplamento de fenômenos e diversas não-linearidades, diversos autores utilizam abordagens que tratam dos três aspectos separadamente. Alguns autores consideram somente o acoplamento entre os fenômenos térmico e mecânico (BANG *et al.*, 2002; FERNANDES *et al.*, 2003, 2004; TENG e CHANG, 2004; DEPRADEUX, 2004; DEPRADEUX et al. 2004; LUNDBACK *et al*., 2005), mas existem diversas situações onde o acoplamento associado aos fenômenos de transformação de fase também precisam ser considerados (ZACHARIA *et al.*,1995; TALJAT *et al.*, 1998; RONDA *et al*., 2000; CHENG *et al.*, 2004).

II.1.6.1 FLUXO DE CALOR DURANTE A SOLDAGEM

O fluxo de calor durante a soldagem pode afetar fortemente as transformações de fase e assim a estrutura metalúrgica e as propriedades mecânicas da junta soldada. Em conjunto, o complexo fenômeno de transferência de calor e fluxo de massa na soldagem promove a formação de tensões residuais na região da solda e distorções geométricas na peça soldada.

A análise dos fundamentos do fluxo de calor e as características básicas da transferência de calor, tais como as taxas de resfriamento do metal de solda e a distribuição do calor entre esta região e a ZTA, permite contribuir para estabelecer parâmetros que permitam otimizar o processo de soldagem, minimizando defeitos e problemas de distorção geométrica. Serão descritos a seguir os fundamentos da transferência de calor no processo de soldagem a arco elétrico de forma resumida.

II.1.6.2 FENÔMENOS DA TRANSFERÊNCIA DE CALOR

As leis que governam os processos de transferência de calor, também são aplicadas aos processos de soldagem. A Lei de Fourier (INCROPERA, 2007) que é aplicada ao processo de transferência por condução tem participação fundamental no surgimento da ZTA na solda.

O fenômeno de transferência de calor por convecção é outra forma de transferência de calor importante que ocorre na soldagem, sendo o principal responsável pelo resfriamento da peça até a temperatura ambiente e envolve a troca de calor com o ambiente e com o gás de proteção da poça fundida e de purga. Para uma mesma condição de operação, a taxa de

transferência de calor será tão mais severa quanto maior for a diferença entre a temperatura ambiente e a temperatura da peça.

A transferência por radiação consiste na troca de calor por meio de ondas eletromagnéticas. Durante a soldagem, a junta em fusão irradia calor para o ambiente e para outras superfícies próximas. Esta troca de calor é importante para temperaturas elevadas mas torna-se um mecanismo pouco importante para temperaturas mais baixas. Neste trabalho não será considerada a transferência de calor por radiação para outras superfícies e, portanto, considera-se que toda a troca de calor se dá por convecção e condução.

II.1.6.2.1 TRANSFERÊNCIA DE CALOR POR CONDUÇÃO

Na soldagem por arco elétrico, o calor que se desenvolve na poça de fusão é retirado pelos fenômenos de condução, convecção e radiação. Primeiramente será abordada apenas uma solução mais simplificada com o processo de condução em função da maior complexidade com todos os modos. Os fenômenos da convecção e radiação possuem uma pequena contribuição no processo de soldagem, em torno de 2% da energia térmica perdida pelo sistema (SILVA, 2007), em componentes de grandes dimensões (MODENESI et al., 2011).

A distribuição de temperatura em uma peça soldada pode ser obtida a partir da solução das equações de condução de calor em sólidos. Para condução uniaxial transiente com as propriedades constante, a equação que governa pode ser escrita como (INCROPERA, 2007; GRONG, 1997):

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \tag{3}$$

Onde, T é a temperatura, t é o tempo, x é direção do fluxo de calor e a é a difusividade térmica e q_0 representa a geração de calor. A difusividade é a razão entre a condutividade térmica λ e o produto da massa específica (ρ) pela capacidade térmica c (INCROPERA, 2007; GRONG, 1997).

$$a = \frac{\lambda}{\rho c} \tag{4}$$

Analogamente ao caso uniaxial, as equações de condução de calor para os casos biaxiais e triaxiais com as propriedades constantes podem ser escritas como (INCROPERA, 2007; GRONG, 1997):

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a\left[\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2}\right] \tag{5}$$

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a\left[\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2}\right] \tag{6}$$

Reescrevendo a equação diferencial que governa o processo de transferência de calor por condução nos sólidos com as propriedades dependentes da temperatura pode ser escrita como (INCROPERA, 2007; GRONG, 1997; KOU, 2003):

$$\frac{\partial}{\partial x}\left[k_x \frac{\partial T}{\partial x}\right]+\frac{\partial}{\partial y}\left[k_y \frac{\partial T}{\partial y}\right]+\frac{\partial}{\partial z}\left[k_z \frac{\partial T}{\partial z}\right]+q_0=\rho c \frac{\partial T}{\partial t} \quad (7)$$

Onde k_x, k_y, k_z são as condutibilidades térmicas do material dependente da temperatura nas direções *x*, *y* e *z*, e q_0 é o termo associado à fonte ou sorvedouro de calor.

II.1.6.2.2 TRANSFERÊNCIA DE CALOR POR CONVECÇÃO

Esse processo de transferência de calor tem sua maior contribuição no processo de resfriamento da junta soldada até a temperatura ambiente. Os tipos de convecção podem ser do tipo natural que é função da variação (INCROPERA, 2007) da massa especifica ou densidade causada pelas variações de temperatura no fluido ou forçada que ocorre devido a um agente externo como por exemplo o vento. Este modo de transferência de calor pode ser calculado pela relação (8) proposta por Isaac Newton (INCROPERA, 2007).

$$q_{convecção} = h \cdot A(T_1 - T_2) \quad (8)$$

onde, h é o coeficiente de película que é função das seguintes características: dimensão, viscosidade dinâmica do fluído, massa especifica do fluido, calor específico do fluido, condutividade térmica, coeficiente de expansão volumétrica, velocidade do fluido, aceleração da gravidade e diferença de temperatura entre o fluido e a superfície de convecção.

II.1.6.2.3 TRANSFERÊNCIA DE CALOR POR RADIAÇÃO

O processo de transferência de calor por radiação ocorre em função da emissão de ondas eletromagnéticas da superfície da solda para a vizinhança. Logo o calor transferido não precisa de um meio interveniente e é um fenômeno volumétrico se propagando em todas as direções. Esse transporte de energia na forma de calor é descrito por duas teorias:

Teoria ondulatória: a radiação é energia na forma de onda eletromagnética que viaja a velocidade da luz no meio.

Teoria Corpuscular: a radiação é transportada por fótons discretos que também viajam a velocidade da luz no meio.

A equação (INCROPERA, 2007) que governa o fenômeno de radiação é:

$$q = \varepsilon \cdot \sigma \cdot A \cdot F\left(T_1^4 - T_2^4\right) \tag{9}$$

Onde,

q = Fluxo de calor transferido por radiação;

A = Área de transferência de calor;

$\mathcal{E}$ = Emissividade $0 \leq \varepsilon \leq 1$;

σ = Constante de Stefan-Boltzmann ($5{,}67 \times 10^{-8}$);

F = Fator de forma dependente da geometria relativa entre os corpos.

Neste modo de transferência de calor a variável fundamental é a emissividade. Valores próximos a 1 indicam que a superfície tende a absorver a maior parte da energia térmica irradiada sobre a mesma, representando um corpo negro (INCROPERA, 2007) e valores próximos a zero ou 0, indicam que a superfície reflete a maior parte da energia térmica irradiada sobre ela.

A radiação térmica possui duas características importantes, uma é a natureza espectral que varia com o tipo e a temperatura da superfície emissora e a outra a direção da radiação, uma superfície pode emitir preferencialmente em certas direções.

O espectro eletromagnético de interesse da radiação varia de um comprimento de onda 0,1 a 100μm, incluindo uma parcela de ultravioleta UV, toda a faixa visível 0,4 a 0,7 μm e a faixa do infravermelho IV.

Como apresentado anteriormente, a equação fundamental da distribuição de temperatura em um corpo condutor de calor é a equação de Fourier. Em função da complexidade da solução analítica da equação de Fourier aplicada ao processo de soldagem devido às condições de contorno inerentes ao processo, à complexa distribuição da fonte de calor, à dependência das propriedades físicas com a temperatura, à fonte de calor ser móvel e aos processos serem transitórios, Rosenthal na década de 30 foi um dos pesquisadores pioneiros, que aplicando modelos mais simplificados, determinou soluções para a equação de Fourier aplicadas ao processo de soldagem (MESSLER, 1999).

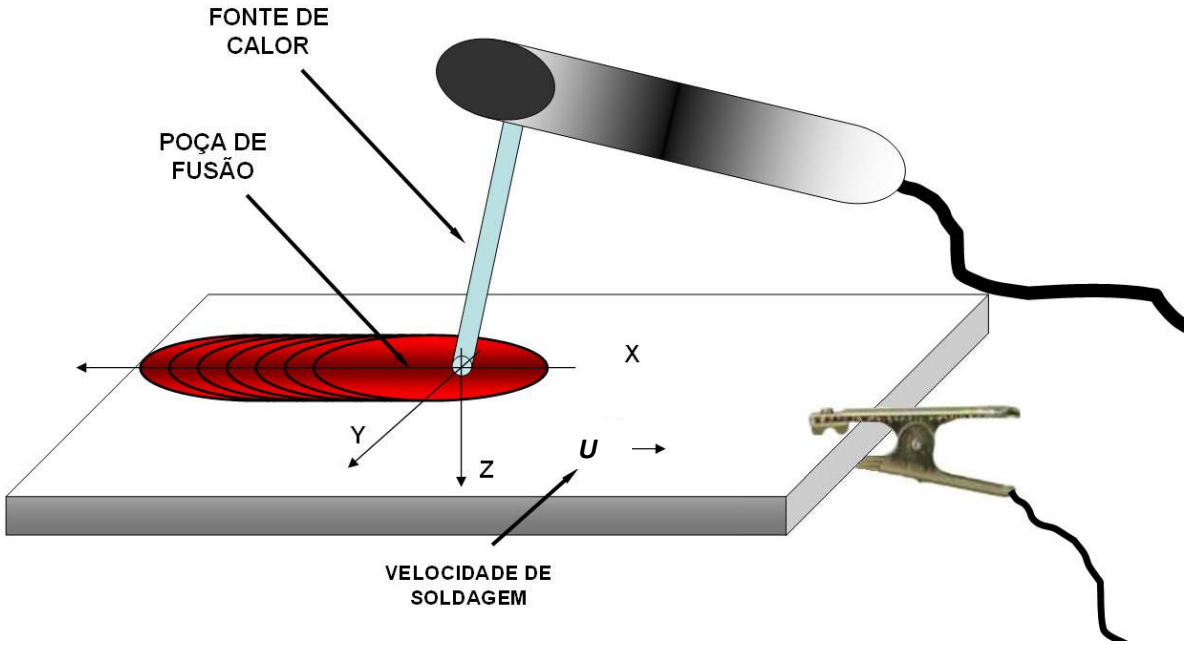


Figura II.4 – Configuração do sistema de coordenadas no processo de soldagem.

Conforme ilustrado na Figura II.4, uma peça é estacionaria e a origem do sistema de coordenadas se move com a fonte de calor à uma velocidade constante U na direção negativa de x. A transferência de calor na soldagem é dependente do tempo e expressada pela equação de condução de calor: (KOU, 2003; MESSLER, 1999).

$$\frac{\partial}{\partial x}\left(k(T)\frac{\partial T}{\partial x}\right)+\frac{\partial}{\partial y}\left(k(T)\frac{\partial T}{\partial y}\right)+\frac{\partial}{\partial z}\left(k(T)\frac{\partial T}{\partial z}\right)=\rho\frac{\partial}{\partial T}\left[C_M(T)T\right]+U\rho\frac{\partial}{\partial x}\left[C_M(T)T\right] \quad (10)$$

Onde, x é a coordenada na direção de soldagem, y é a coordenada transversal à solda e z é a coordenada normal à superfície de soldagem. T é a temperatura de soldagem, $k(T)$ é a condutibilidade térmica do metal, ρ é a massa específica do metal e $C_M(T)$ é o calor específico do metal.

II.1.6.3 CONCEITO DE ESPESSURA DE CHAPA

O conceito de espessura de chapa fina ou grossa é normalmente utilizado nos modelos analíticos como o de Rosenthal (KOU, 2003; MESSLER, 1999). O conceito está associado a condições específicas no modo de distribuição do calor, da taxa de resfriamento e de gradientes térmicos ao longo da peça. Para cada condição, existe uma forma da equação a ser aplicada. É importante ressaltar que o conceito de baixa ou alta espessura não é somente função da dimensão física do material, ele depende do processo de soldagem que será utilizado.

II.1.6.3.1 CONCEITO DE CHAPA FINA

O conceito de chapa fina está diretamente ligado com a forma na qual as isotermas se distribuirão ao longo da peça. Para chapa fina é considerado que o fluxo de calor é bidimensional, não sendo observado gradientes de temperatura ao longo da espessura. As isotermas se distribuem como linhas paralelas entre si ao longo da espessura e perpendiculares em relação à superfície da peça. A Figura II.5 apresenta a disposição esquemática das isotermas para uma chapa fina.

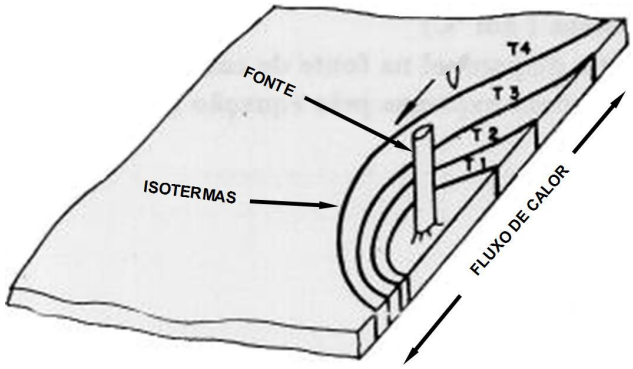


Figura II.5 – Conceito de chapa fina. Fluxo de calor bidimensional durante o processo de soldagem. (WAINER, 1992)

II.1.6.3.2 CONCEITO DE CHAPA GROSSA

No conceito de chapa grossa as isotermas não são paralelas ao longo da espessura da peça, onde o fluxo de calor é tridimensional gerando esferas concêntricas a partir da fonte de calor. Neste caso observam-se gradientes de temperatura ao longo da espessura. A Figura II.6 apresenta a disposição esquemática das isotermas para uma chapa grossa.

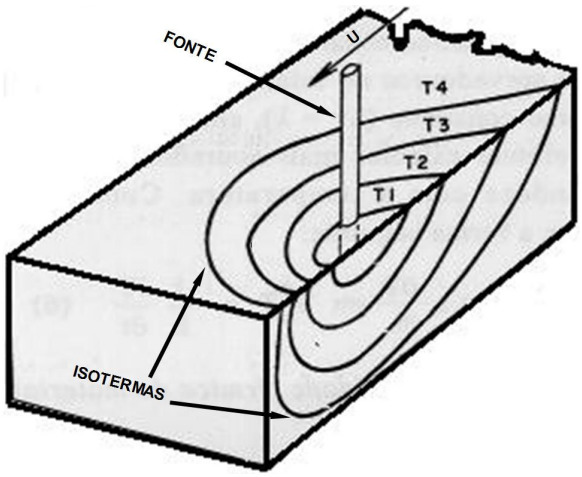


Figura II.6 – Conceito de chapa grossa. Fluxo de calor tridimensional durante o processo de soldagem. (WAINER, 1992)

Adams estabeleceu um critério para classificação destas espessuras através do desenvolvimento de um parâmetro adimensional definido como espessura relativa. Este parâmetro é dado pela equação (11) (KOU, 2003; MESSLER, 1999).

$$\tau = e\sqrt{\frac{\rho C(T_c - T_0)}{q}} \quad (11) \quad \text{e} \quad q = \frac{VI}{U} \quad (12)$$

Onde:

τ = Parâmetro adimensional de espessura relativa;

e = Espessura da chapa;

q = Energia emitida pela fonte de soldagem;

ρC = Capacidade térmica volumétrica do material;

T_0 = Temperatura inicial ou ambiente;

T_C = Temperatura máxima;

V = Tensão de soldagem;

I = Corrente de soldagem;

U = Velocidade de soldagem.

Se o valor de τ < 0,6 a chapa é classificada como fina, se τ > 0,9 a chapa é classificada como espessa. Para valores intermediários onde 0,6 $\leq \tau \leq$ 0,9 é considerada uma zona intermediária que com τ = 0,75 onde as equações (19) e (20) do cálculo de taxa de resfriamento levam a erros de até 15%.

II.1.6.4 EQUAÇÕES DE ROSENTHAL

O conceito de espessura de chapa é utilizado nas equações de Rosenthal que são baseadas na equação (10) e utilizam as seguintes hipóteses para se obterem soluções analíticas para a equação de transferência de calor na soldagem:

1. Fluxo de calor no estado “quasi-estacionário”;

2. Fonte de calor pontual;

3. Propriedades térmicas e físicas constantes;

4. Calor latente de fusão e mudanças de fase são desprezadas;

5. Não existem perdas por convecção e radiação na superfície da peça;

6. Não existe convecção na poça de fusão.

Para pequenas espessuras, a transferência de calor na direção normal à superfície da peça de trabalho é ignorada e o fluxo de calor é assumido como bidimensional. Rosenthal propôs a seguinte equação para calcular a distribuição de temperatura bidimensionalmente durante a soldagem de chapas finas de largura infinita extensa: (KOU, 2003; MESSLER, 1999)

$$T - T_0 = \frac{Q}{2\pi kg} e^{\left(\frac{Vx}{2\alpha}\right)} K_0\left(\frac{U(x^2+y^2)^{0.5}}{2\alpha}\right) \quad (13)$$

onde $\alpha = \frac{k}{\rho C_M}$ (14) e $r = (x^2+y^2)^{0.5}$ (15)

Onde, T_0 é a temperatura inicial da peça, g é a espessura do componente, U é a velocidade de soldagem, K_0 é a função de Bessel modificada de segundo tipo e ordem zero, como mostrado na Figura II.7, e Q é o fluxo de calor em termos de corrente de soldagem I, tensão de soldagem V e eficiência do arco.

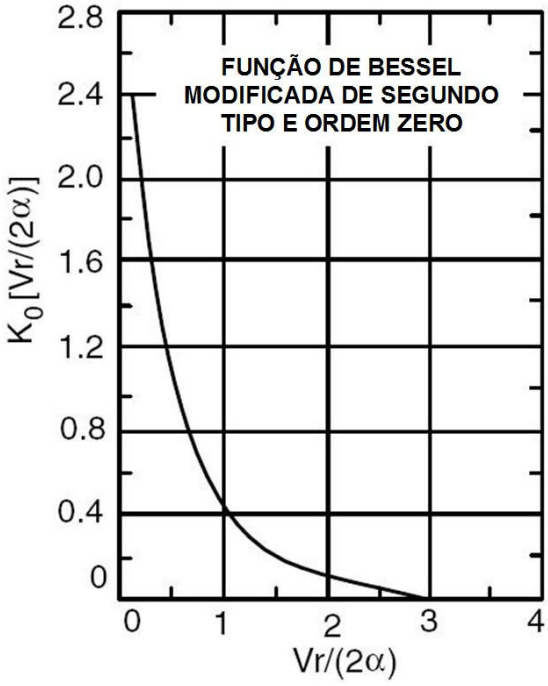


Figura II.7 – Função de Bessel modificada de segundo tipo e ordem zero. (KOU, 2003)

A solução analítica para a transferência de calor tridimensional em uma peça semi-infinita durante a soldagem é dada pela equação (16) derivada por Rosenthal (KOU, 2003; MESSLER, 1999):

$$T - T_0 = \frac{Q}{2\pi k(x^2+y^2+z^2)^{0.5}} \exp^{\left(\frac{-U((x^2+y^2+z^2)^{0.5}-x)}{2\alpha}\right)} \quad (16)$$

Esta equação implica que todas as isotermas da seção transversal à solda, incluindo a linha de fusão e borda mais externa na ZTA apresentam contorno semicircular. Apesar das simplificações assumidas, estas equações são amplamente utilizadas pela comunidade de estudo de soldagem devido à simplicidade de aplicação e aos bons resultados fornecidos. As Figuras II.8 e II.9 ilustram os resultados calculados a partir da equação de Rosenthal para fluxo de calor tridimensional.

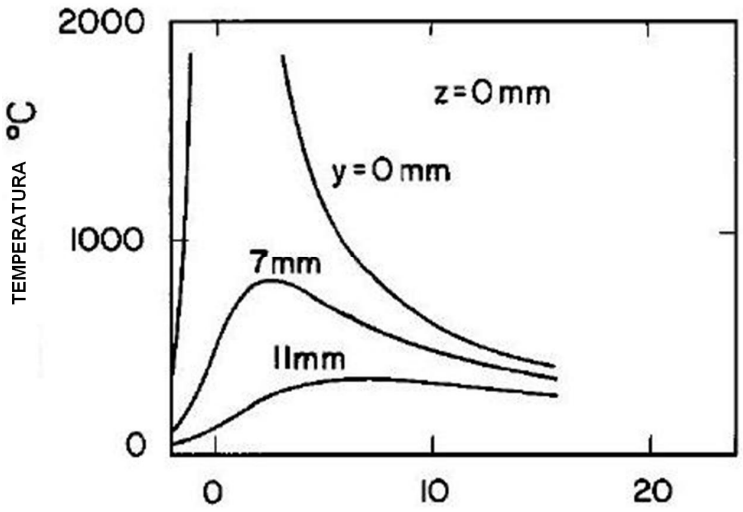


Figura II.8 - Ciclos térmicos aço 1018- velocidade de soldagem 2.4 mm/s e Heat Input 3200 W. (KOU, 2003)

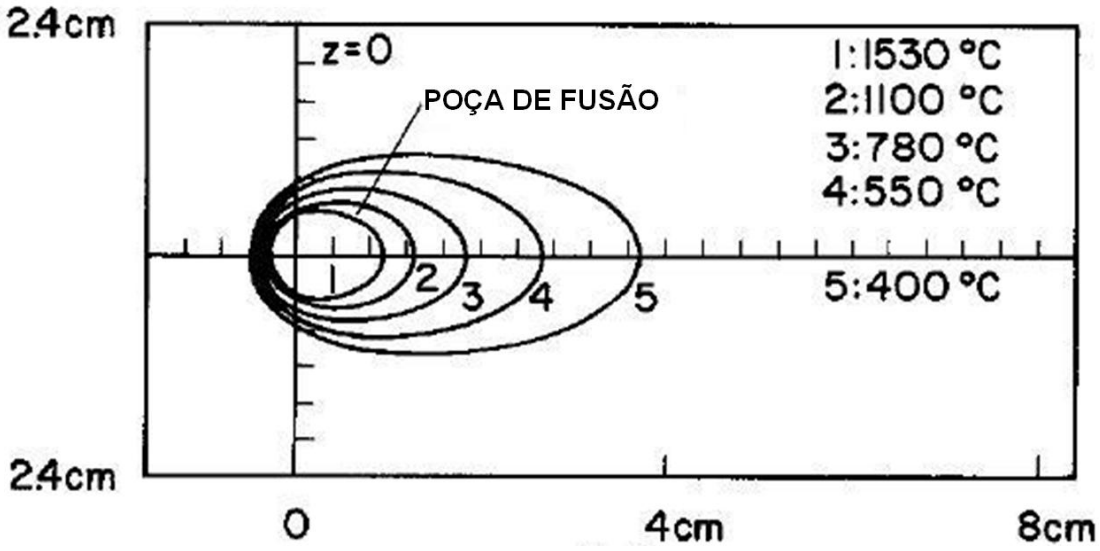


Figura II.9 - Isotermas no aço SAE 1018 - velocidade de soldagem 2.4 mm/s e Heat Input 3200 W. (KOU, 2003)

II.1.6.5 MODELOS DE ROSENTHAL MODIFICADOS

O modelo de Rosenthal como visto anteriormente, é uma solução de uma serie infinita para a dissipação de calor por condução em uma peça semi-infinita com propriedades termofísicas supostas constantes. Após a sua publicação, diversos refinamentos foram feitos. Adams (1958) reconheceu a existência da poça de fusão e outros problemas, e utilizou a linha de fusão da solda como condição de contorno para desenvolver equações para o cálculo de pico de temperatura a qualquer distancia y a partir deste contorno, nas condições de fluxo de calor bidimensional e tridimensional.

Outros pesquisadores, assim como Adams tentaram modificar as soluções de Rosenthal para duas e três dimensões. Varias modificações para o estado bidimensional foram desenvolvidas por Grosh et al. (1955), Grosh e Trabant (1956), Jhaveri et al. (1962), e Meyer set al. (1967). Últimas modificações foram feitas por Swift-Hook e Gick (1973), Travedi e Shrinivasan (1974), e Ghent et al. (1980). Para a solução tridimensional foram aplicadas modificações por Grosh e Trabant (1956), Jhaveri et al. (1962), e Malmuth et al. (1974).

Mesmo após o aprimoramento destes diversos modelos analíticos, algumas condições devem ser assumidas em função de restrições ainda existentes dos modelos, baseando-se nas características físicas dos processos de soldagem.

Estas equações são uma importante ferramenta de simples aplicação para o cálculo de temperatura máxima alcançada em uma região especifica, temperaturas de pico, extensões de ZTA, linhas de fusão. No tópico a seguir serão apresentas equações simplificadas para aproximação das condições de soldagem.

II.1.6.5.1 TEMPERATURA DE PICO

Como uso de equações simplificadas, a evolução da temperatura máxima ou de pico da chapa em função da distância a partir da zona de ligação pode ser prevista e como conseqüência a extensão de ZTA de uma junta soldada. Para chapas finas a temperatura de pico é dada pela equação (KOU, 2003; MESSLER, 1999):

$$\frac{1}{T_p - T_0} = \frac{(2\pi e)^{0.5}\,\rho C h y}{q} + \frac{1}{T_m - T_0} \tag{17}$$

Onde,

T_P = Temperatura de pico;

h = Espessura da chapa;

e = logaritmo natural (2,718);

q = Fluxo de energia líquida;

ρC = Capacidade térmica volumétrica do material;

T_0 = Temperatura inicial ou ambiente;

T_m = Temperatura de fusão;

y = Distância da margem da zona fundida;

II.1.6.5.2 TAXA DE SOLIDIFICAÇÃO DA POÇA DE FUSÃO

O tempo de solidificação, ou seja o tempo em que a poça de fusão permanece no estado líquido pode ser determinada pela equação (18). Esta informação pode ser de grande utilidade na determinação de crescimento de grão que influencia profundamente as propriedades microestruturais do material (MESSLER, 1999).

$$S_t = \frac{L \cdot q}{2\pi k \rho C \left(T_m - T_0\right)^2} \tag{18}$$

Onde,

L = Calor latente de fusão;

k = Condutividade térmica do material;

q = Fluxo de energia líquida;

ρC = Capacidade térmica volumétrica do material;

T_0 = Temperatura inicial ou ambiente;

T_m = Temperatura de fusão;

S_t = Tempo gasto entre o início e final da solidificação.

II.1.6.5.3 TAXA OU VELOCIDADE DE RESFRIAMENTO

A taxa de resfriamento de uma junta soldada é uma importante variável para a determinação da microestrutura final da zona fundida e da zona termicamente afetada a partir da temperatura de pico e do ciclo térmico de soldagem. Nos casos em que a peça necessita da realização de tratamentos térmicos, onde algumas transformações dependem da temperatura para que ocorra difusão, mudança de fase ou alívio de tensões a taxa de resfriamento é fator determinante da característica final desejável. As equações fundamentais da transferência de calor podem fornecer a velocidade de resfriamento, porém soluções mais simplificadas foram

propostas por Adams para taxas de resfriamento bidimensional e tridimensional. As seguintes equações (19) e (20) fornecem a velocidade de resfriamento em relação ao centro do cordão de solda para o caso bidimensional aplicado em chapas finas e para o fluxo tridimensional para aplicação em chapas grossas respectivamente (MESSLER, 1999).

$$V_R^{2D} = \frac{2\pi k\left(T_c - T_0\right)^2}{q} \quad (19) \qquad V_R^{3D} = 2\pi k\rho C\left(\frac{h}{q}\right)^2\left(T_c - T_0\right)^3 \quad (20)$$

Onde,

V_R^{2D} = Taxa de resfriamento bidimensional – Chapas finas até 4 passes;

V_R^{3D} = Taxa de resfriamento tridimensional – Chapas grossas;

k = Condutividade térmica do material;

q = Fluxo de energia líquida;

ρC = Capacidade térmica volumétrica do material;

T_0 = Temperatura inicial ou ambiente;

T_c = Temperatura na qual a taxa de resfriamento é calculada;

h = Espessura da chapa.

II.1.7 MODELO DA FONTE DE CALOR

Inúmeros modelos de fonte de calor com distribuição do fluxo de calor através de uma área de superfície tem sido propostos e estudados. Em função de sua complexidade e fundamental importância para que ocorra o processo de fusão do metal, uma modelagem que represente com maior realidade a fonte de calor é necessária para que as correlações entre os métodos numéricos e experimentais possam convergir em seus resultados e obterem respostas mais precisas sobre os fenômenos térmicos que ocorrem na poça de fusão. Diversos pesquisadores propuseram modelos geométricos da fonte de calor gerada por arco elétrico, onde a potência da fonte de calor total Q é dada por (KOU, 2003; MESSLER, 1999):

$$Q = \eta \cdot V \cdot I \quad (21)$$

Onde:

Q = Potencia fornecida pela fonte na soldagem por unidade de tempo;

I = Corrente de soldagem em ampéres;

V = Tensão de soldagem em volts;

η = Eficiência térmica do processo de soldagem

Outro aspecto importante desta equação é o rendimento térmico da fonte de calor, pois como é um processo irreversível perdas de energia ao longo da soldagem ocorrem e seu valor sempre será menor do que um. A eficiência é definida pela razão entre do fluxo de calor transferido da fonte para peça de trabalho e o fluxo de calor nominal fornecido da fonte de soldagem, ambos na unidade de tempo.

Diversos métodos de avaliação da eficiência dos processos de soldagem são utilizados, sendo o mais usual o do calorímetro molhado, que através do resfriamento de um tubo em que está sendo depositado um cordão de solda, é verificado o aumento da temperatura do fluxo de água em seu interior se utilizado a equação de balanço de energia. A Tabela II.6 apresenta os valores de eficiência térmica para os diferentes processos de soldagem.

Tabela II.6 – Valores recomendados de eficiência para diversos tipos de soldagem a arco (GRONG, 1997; KOU, 2003, MESSLER, 1999).

PROCESSO DE SOLDAGEM	FATOR DE EFICIÊNCIA DO ARCO	
	FAIXA	MÉDIA
SMAW	0.70 – 0.85	0.775
GTAW	0.22 – 0.75	0.485
GMAW	0.66 – 0.75	0.705
SAW	0.90 – 0.99	0.945

Como exemplo de fatores de perda de eficiência pode-se citar que 1% a 10% de perdas no processo SAW estão relacionadas à parte do fluxo de proteção da poça que não foram fundidas, e a baixa eficiência do processo TIG é associado à perdas de calor através do suporte da tocha que fixa o eletrodo de tungstênio. A Figura II.10 apresenta os métodos de transferência de calor que ocorrem durante a soldagem, gerando perdas de eficiência.

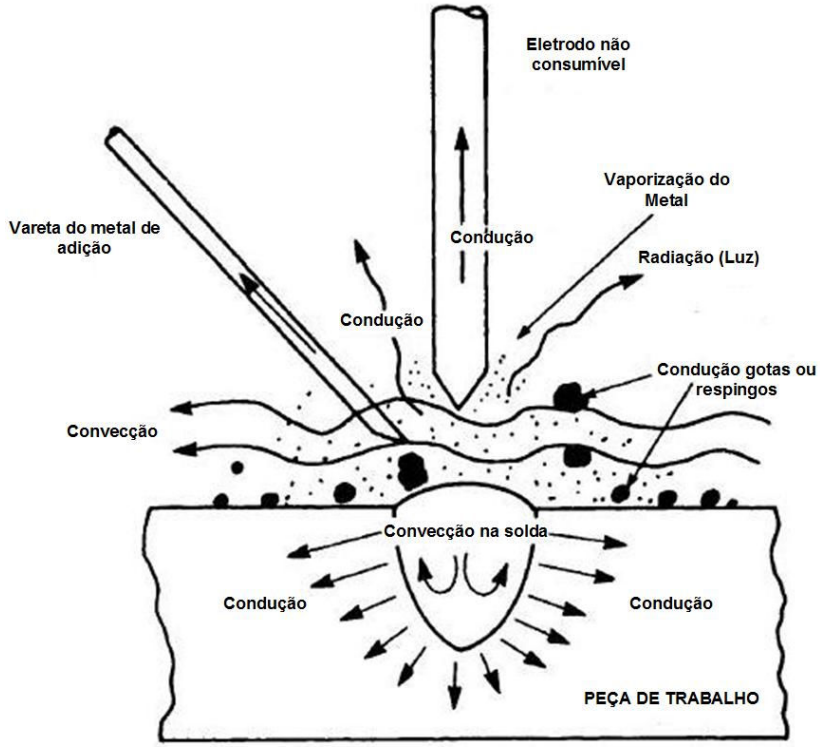


Figura II.10 – Causas de perda de energia durante a soldagem entre a fonte e a peça (MESSLER, 1999).

A forma como o fluxo de calor se distribui no componente soldado e nos meios adjacentes depende de uma série de fatores, não existindo até hoje estudos que estabeleçam de uma forma completa como esse fenômeno ocorre.

Uma abordagem bastante utilizada consiste na distribuição do fluxo de acordo com uma geometria conhecida, cujo formato possa ser modelado por equações dependentes da posição. PAVELIC et al. (1968), propôs um fluxo de distribuição de calor Gaussiana ou distribuição normal a um plano em uma área circular que sem move ao longo de uma chapa na direção do movimento da fonte. Utilizando-se uma formulação mais simplificada sem o deslocamento da fonte, este modelo é apresentado pela equação:

$$q(r) = q(0) \cdot e^{-Cr^2} \tag{22}$$

onde,

$q(0)$ É o valor máximo fluxo de calor no centro da distribuição;

C É o coeficiente de concentração de fluxo de calor;

r É distância radial a partir do centro da distribuição;

Rykalin descreveu em seu trabalho a representação e o significado físico da distribuição de calor Gaussiana que é ilustrada pela Figura II.11 do modelo de área circular da equação

(22). Neste modelo os maiores fluxos são observados no centro da distribuição, comportamento esperado em uma fonte de calor.

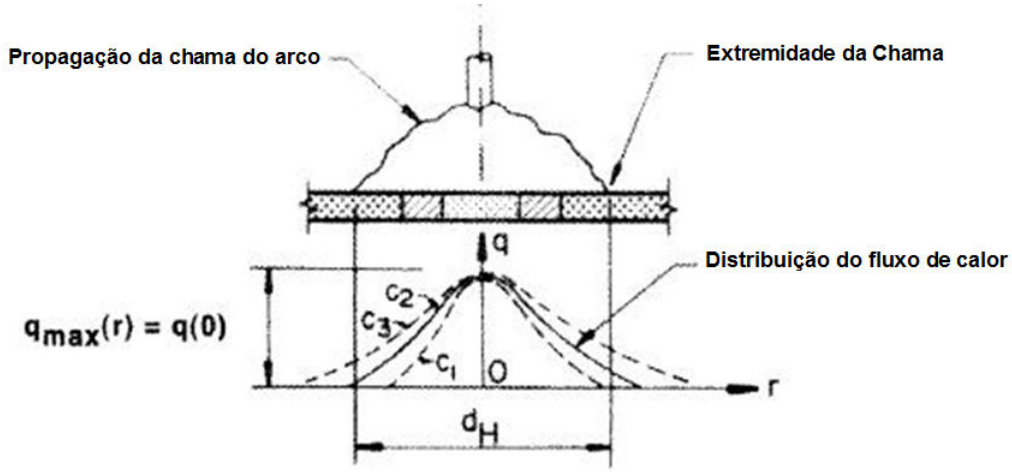


Figura II.11 – Distribuição de calor Gaussiana segundo Rykalin.

KRUTZ e SEGERLIND (1978) sugeriram uma revisão do modelo da equação (22), com a introdução de um sistema de coordenadas móvel no centro da fonte e indicando a posição da fonte ao longo da direção de soldagem. O sistema de coordenadas é fixo no plano de trabalho e dependente do tempo. A equação para este modelo é dada por:

$$q(x,\xi) = \frac{3Q}{\pi c^2} e^{\frac{-3x^2}{c^2}} \cdot e^{\frac{-3\xi^2}{c^2}} \qquad (23)$$

onde,

Q = Energia de soldagem;

c = Raio característico da distribuição do fluxo de calor;

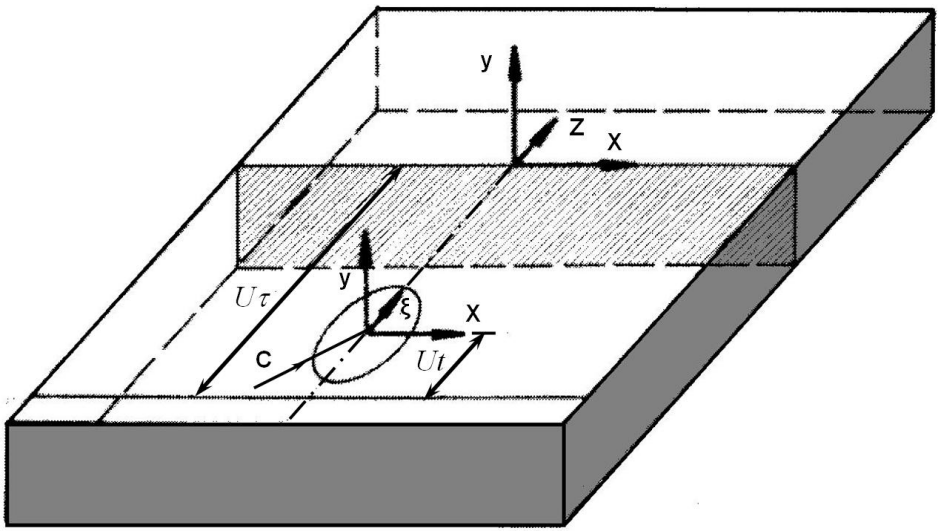


Figura II.12 – Sistema de coordenadas da análise numérica segundo KRUTZ e SEGERLIND.

A relação de transformação ξ dada pela equação (24) representa a posição da fonte na direção de soldagem em relação a um sistema de coordenadas móvel, localizado no centro da distribuição da fonte de calor.

$$\xi = z + U(\tau - t) \tag{24}$$

onde,

z = Posição na direção de soldagem em relação a um sistema de coordenadas fixo, localizado sobre a superfície referenciada para o estudo;

U = velocidade de soldagem;

τ = Fator de atraso. Tempo necessário para que a fonte, partindo da posição inicial de soldagem, chegue a superfície de referência;

t = tempo.

Quando $\tau = t$, tem-se também que $\xi = z$, indicando que os dois sistemas de coordenadas (móvel e fixo) são coincidentes, logo a fonte de calor de soldagem encontra-se exatamente sobre a superfície de referência.

Goldak et al. (1984) propuseram uma distribuição volumétrica de densidade de energia em um duplo elipsóide tridimensional não simétrico para uma fonte de calor de soldagem móvel baseada também na distribuição gaussiana, conforme ilustrado na Figura II.13. Neste modelo o fluxo de calor total é distribuído em uma geometria tridimensional considerando o fluxo de calor nas três coordenadas espaciais. Conforme já apontado existem diversos modelos, sendo que o volumétrico fornece resultados mais precisos, pois é composta por duas semi-elipses, uma à

frente do centro da fonte e outra atrás, pela qual esse modelo também é conhecido como distribuição em duplo elipsóide. Este modelo de fonte é descrito pela equação (GOLDAK, 1984):

$$q(x,y,\xi) = \frac{6\sqrt{3}Qf}{abc\pi\sqrt{\pi}} e^{\frac{-3x^2}{a^2}} \cdot e^{\frac{-3y^2}{b^2}} \cdot e^{\frac{-3\xi^2}{c^2}} \tag{25}$$

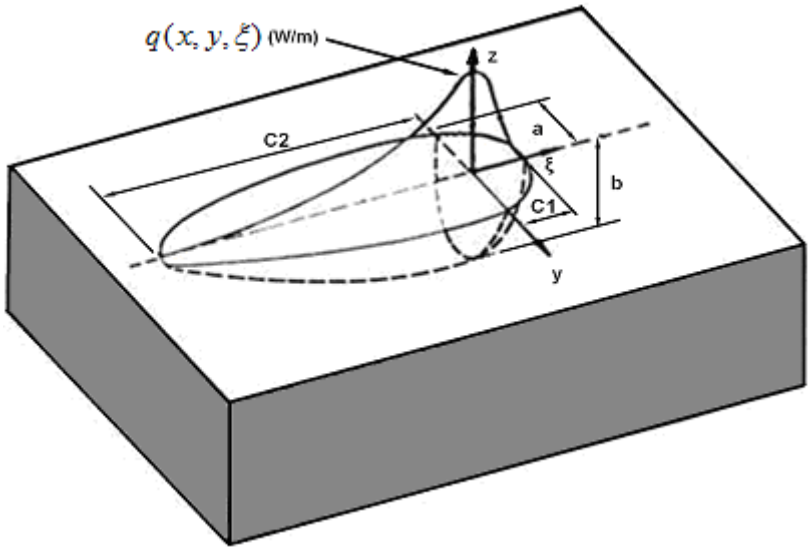


Figura II.13 – Modelo de distribuição de calor duplo elipsóide de GOLDAK.

O modelo do duplo elipsóide da equação (25) é constituído pelos parâmetros geométricos da fonte, onde:

$q(x,y,\xi)$ = Densidade de energia ou Potência por unidade de volume;

a = Largura do elipsóide;

b = Profundidade do elipsóide;

C_1 = Distância do centro da fonte de calor ao ponto frontal do elipsóide;

C_2 = Distância do centro da fonte de calor ao ponto posterior do elipsóide;

f = Fração de energia depositada à frente e na parte posterior do elipsóide.

O parâmetro f do modelo do duplo elipsóide pode receber diferentes valores para controlar a amplitude nas regiões frontal (f_f) e posterior (f_r) do elipsóide, de modo que:

$$f_f + f_r = 2 \tag{26}$$

II.1.8 ZONA TERMICAMENTE AFETADA (ZTA)

Existem diversas denominações na literatura para esta região da junta soldada, sendo as denominações mais comuns a zona termicamente afetada (ZTA), zona afetada pelo calor (ZAC) ou zona afetada termicamente (ZAT). Esta região é foco de estudo para diversos pesquisadores desde as primeiras décadas do século XX, porém novos aprimoramentos nos processos de soldagem são necessários de forma a minimizar os efeitos prejudiciais desta zona da junta soldada.

Diversas variáveis influenciam a ZTA de uma junta soldada e suas adjacências, porém a discussão será limitada a esta região. Parâmetros como velocidade de soldagem, corrente e ciclos térmicos se não atendidos conforme as práticas recomendadas por fabricantes e especialistas, tendem a aumentar a extensão da ZTA através do crescimento de grão, a fragilidade em função do aumento de dureza e a queda na resistência à corrosão nos caso dos aços duplex. Especificamente nos aços duplex, o melhor balanço entre fases e o não aparecimento de fases e precipitados danosos é obtido se obedecendo as taxas de resfriamento e temperatura de interpasses especificados por fabricantes e normas específicas elaboradas por sociedades reconhecidas, como exemplo AWS, ASME e WRC.

A região da zona termicamente afetada dos aços duplex é dividida em zona parcialmente fundida, ZTA a alta temperatura, onde a linha de fusão e a região adjacente se aproximaram do ponto de fusão do metal transformando-se em uma zona totalmente ferrítica e no outro extremo temos ZTA a baixa temperatura, onde os balanços entre as fases ferrita e austenita originais permaneceram praticamente inalterados. É importante ressaltar que a região delimitada por estes extremos é complexa, sendo em muitos casos agravada a cada ciclo térmico em que é submetida na soldagem multipasses. A origem dos termos zona parcialmente fundida, alta ZTA e baixa ZTA está ligada ao fato que o aquecimento para fusão completa das ligas cresce acima da temperatura da linha Liquidus produzindo uma zona fundida ZF. Fora desta região onde a temperatura da liga está abaixo da linha Liquidus e acima da linha Solidus é produzida uma zona parcialmente fundida (MESSLER, 1999). Nos metais puros a zona parcialmente fundida não é encontrada, pois material puro funde a uma temperatura distinta e única. A baixa ZTA é a região mais distante do centro da zona fundida, onde a temperatura foi menor, porém pode ter sido suficiente para ter provocado mudanças observáveis na microestrutura devido a transformações de fase sólida e a alta ZTA pode ser observada uma área com crescimento de grão mais intenso e processos de recristalização em função de temperaturas mais elevadas. A Figura II.14 representa à esquerda a configuração das ZTA`s para as ligas e à direita para os metais puros.

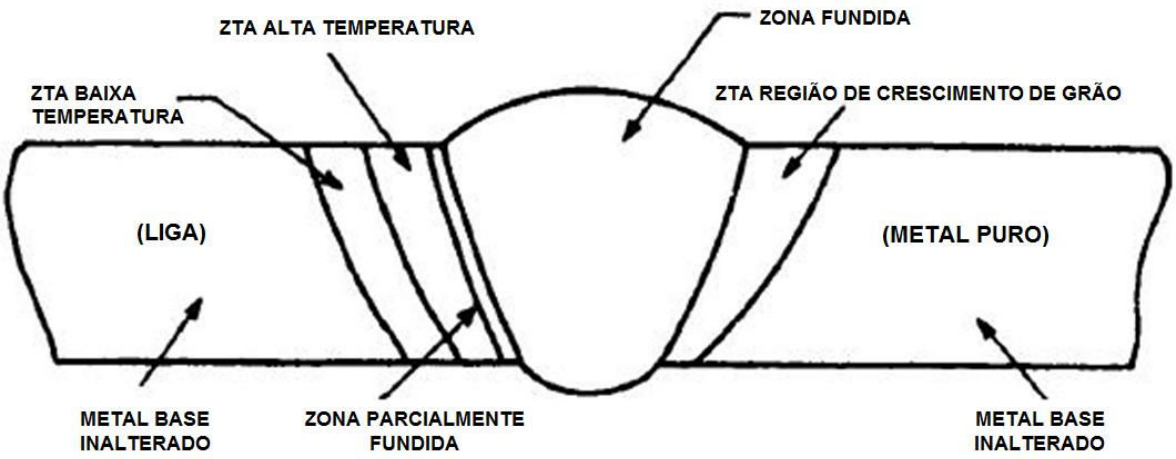


Figura II.14 – Regiões microestruturais formadas na soldagem de ligas e metais puros (MESSLER, 1999).

No projeto de estruturas soldadas o projetista considera sempre como regra de projeto que a resistência mecânica mínima da junta soldada tem que ser maior ou igual ao do metal base. Muitos procedimentos de qualificação de soldas são reprovados nas etapas de testes em função da solda apresentar níveis de resistência inferiores e/ou baixa absorção de energia nos ensaios de impacto, sendo estes efeitos mais agravados na ZTA.

II.1.9 TENSÕES RESIDUAIS

As tensões residuais são esforços internos auto-equilibrantes, sendo uma importante variável no projeto mecânico e diretamente ligado à integridade, estabilidade dimensional, resistência à corrosão e fadiga de componentes e equipamentos industriais. Na grande maioria das vezes mensurar seu valor é uma tarefa difícil para o projetista, sendo que se subestimada poderá causar falhas prematuras no componente ou equipamento. Estas tensões são originadas durante os processos de fabricação, conformação, tratamentos térmicos, montagens e soldagem, sendo esta última o foco principal desse trabalho. A Tabela II.7 indica as principais origens de tensões residuais em componentes e equipamentos.

Tabela II.7 – Principais origens das tensões residuais em função de diferentes processos (TOTTEN et al., 2002).

PROCESSO	MECÂNICO	TÉRMICO	ESTRUTURAL
Fundição	Não	Gradiente de temperatura durante o resfriamento	Transformação de fase
Shot Peening, Martelamento, Escovamento rotativo, Laser choque, flexão, laminação, Forjamento, extrusão	Deformação plástica heterogênea entre a região interna e a superfície do componente	Não	Dependente do material
Esmerilhamento, torneamento, fresamento, mandrilhamento e furação	Deformação plástica devido à remoção de material (cavaco)	Gradiente de temperatura devido ao aquecimento durante a usinagem	Transformação de fase durante a usinagem se a temperatura estiver suficientemente alta
Revenido	Não	Gradiente de temperatura	Não
Têmpera Superficial (Indução, EB, laser, Plasma, Métodos Clássicos)	Não	Gradiente de temperatura	Mudança de volume devido à transformação de fase
Cementação, Nitretação	Não	Incompatibilidade térmica	Novo componente químico com mudança de volume
Soldagem	Contração	Gradiente de temperatura	Mudança microestrutural (HAZ)
Brazagem	Incompatibilidade mecânica	Incompatibilidade térmica	Nova fase na interface
Galvanização, galvanoplastia	Incompatibilidade mecânica	Incompatibilidade mecânica	A composição da camada depende do banho utilizado
Aspersão Térmica (Plasma, Laser e HVOF)	Incompatibilidade mecânica, microtrincas	Incompatibilidade térmica e gradiente de temperatura	Mudança de fase na camada do revestimento
PVD, CVD	Incompatibilidade mecânica	Incompatibilidade mecânica	Mudança de fase
Compósito	Incompatibilidade mecânica	Incompatibilidade mecânica	Não

EB – Electron Beam (Feixe de Elétrons Plasma); **HVOF –** High Velocity Oxygem Fuel (Oxigênio de Alta Velocidade) ; **HAZ -** Heat Affected Zone (Zona Termicamente Afetada) ;

Outro foco da pesquisa é a necessidade de obtenção dos valores de tensões residuais que está diretamente ligado ao estudo de casos de falha causados por fadiga, corrosão por fadiga, corrosão sob tensão e distorções em serviço de máquinas e equipamentos causando

instabilidade dimensional. Uma grande aplicabilidade do estudo das tensões residuais atualmente está ligado ao chamado “Fitness for Service” ou "Life assessment", onde avaliações com as mais modernas ferramentas matemáticas e de análise numérica podem levar máquinas e equipamentos a extensão de vida remanescente com danos pré-existentes. Normas como o API-RP-579 e a BS-7910 são utilizadas com esta finalidade (American Petroleum Institute, 2000; British Standards Institution, 2005).

II.1.9.1 CLASSIFICAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS

As tensões residuais são definidas em macro-tensões e micro-tensões e classificadas em três tipos: tipo I, tipo II e tipo III (Hauk, 2003; Pardal, 2009). A seguir estão descritas suas definições e principais particularidades.

II.1.9.1.1 TENSÃO RESIDUAL TIPO I (σ^I)

A tensão residual do tipo I é definida como uma macro tensão residual onde sua escala é maior do que um grão do material e da ordem do volume compreendido por estes. Este valor de tensão considera uma média dos grãos que estão compreendidos no volume da região que foi ensaiado através de uma técnica de raios-x ou através de strain-gages, assim representando o nível de tensões em nível macroscópico. A representação matemática deste tipo de tensões é dada pela equação (Hauk, 2003):

$$\sigma^I = \frac{1}{V}\int_V \sigma(x)dV \tag{27}$$

II.1.9.1.2 TENSÃO RESIDUAL TIPO II (σ^{II})

A tensão residual do tipo II é caracterizada como uma micro tensão residual que varia na escala da ordem do tamanho de um grão da microestrutura e é definida como o desvio médio do nível da macro tensão residual. A representação matemática deste tipo de tensões é dado pela equação (Hauk, 2003):

$$\sigma^{II} = \frac{1}{V}\int_V \left[\sigma(x) - \sigma^I\right]dV \tag{28}$$

onde, V representa o volume do cristal.

II.1.9.1.3 TENSÃO RESIDUAL TIPO III (σ^{III})

A tensão residual do tipo III é caracterizada também como uma micro tensão residual que é dependente da posição e do desvio médio da tensão do cristal. Pode também ser considerada como a tensão existente em um grão resultante da presença de discordâncias

outros defeitos cristalinos. A representação matemática deste tipo de tensões é dada pela equação (Hauk, 2003):

$$\sigma^{III}(x) = \sigma(x) - \sigma^{I} - \sigma^{II} \tag{29}$$

II.1.9.2 TENSÕES RESIDUAIS DE SOLDAGEM

Assim como nos processos de fabricação ilustrados na Tabela II.7, as tensões residuais de soldagem são originadas em função do aporte de calor introduzido pela fonte de soldagem, gerando transformações de fase, dilatação, gradientes térmicos e distribuição não uniforme de deformações plásticas ao longo da espessura de componentes.

Quando uma solda é executada, a peça de trabalho é submetida a um ciclo térmico, promovido pela energia de soldagem emitida pela fonte de calor. Os níveis de tensões residuais dependem de diversas variáveis que influenciam o processo. Diversos fatores podem ser enumerados, sendo os principais o grau de restrição da junta que pode ser influenciado pela espessura da chapa, e o aporte térmico. Descontinuidades tais como falta de fusão, falta de penetração e mordeduras podem também induzir altos níveis de concentração de tensões, amplificando o campo de tensões residuais, que se torna crítico na região da ZTA. A Figura II.15 apresenta uma representação esquemática do estado de tensões residuais característico que se forma ao longo do processo de soldagem (KOU, 2003; MESSLER, 1999; TOTTEN, 2002).

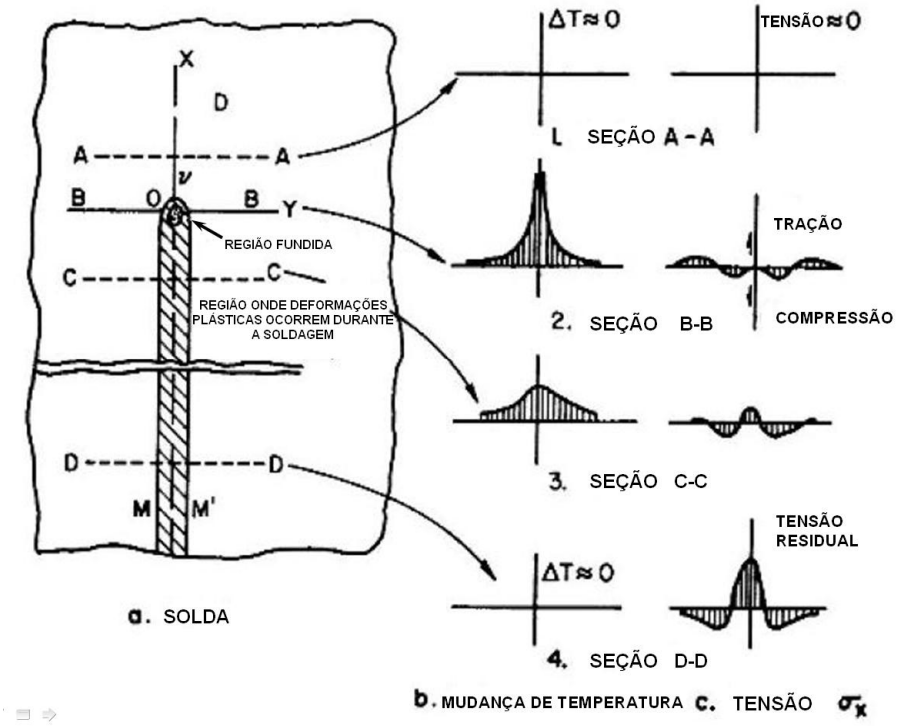


Figura II.15 – Mudanças na temperatura e nas tensões residuais durante a soldagem (MESSLER, 1999).

Uma forma de atenuar o nível de tensões residuais de um componente é através de tratamentos térmicos específicos de alívio de tensão residual e de pré-aquecimentos executados antes do processo de soldagem.

II.2 TÉCNICAS DE MEDIÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS

As técnicas de medição de tensões residuais podem ser classificadas em técnicas destrutivas, que danificam total ou parcialmente o espécime de estudo, e em técnicas não-destrutivas, onde o espécime ou componente não sofre nenhum dano ou perde sua capacidade funcional após o ensaio.

Das diversas técnicas existentes, somente algumas podem ser aplicadas em medições no campo, pois dependem de portabilidade e versatilidade do método. A presença de gradientes elevados de tensão na região a ser medida introduz dificuldades que devem ser tratadas de forma adequada, sob o risco das medidas apresentarem valores discrepantes da realidade. Os métodos processam informações dentro de um determinado volume do material. A Presença de um gradiente de tensão elevado neste volume irá resultar em valores próximo ao valor médio da tensão residual na região.

II.2.1 TÉCNICAS DE MEDIÇÃO NÃO-DESTRUTIVAS

As técnicas não-destrutivas de medição de tensão residual mensuram também distorção, porém em ordens de grandeza microscópicas. Estas são basicamente baseadas na medição dos parâmetros de rede de estruturas cristalinas de materiais que quando sujeitas às tensões residuais provocam distorção na rede cristalina do material quando comparado aos parâmetros de rede padrões de um material supostamente “isento” de tensões.

II.2.1.1 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

A difração por raios-X é uma técnica utilizada para identificar fases presentes em materiais e medir propriedades, tais como: estado de deformação, tamanho de grão, epitaxialide, composição das fases e orientação preferencial da estrutura. Baseada no fato que quando um metal está sob uma tensão, aplicada ou residual a estrutura apresenta deformações elásticas nos planos atômicos da estrutura cristalina do metal que resulta em mudança nos seus espaçamentos interplanares. A difração pro raios-X pode mensurar diretamente o espaçamento entre os diversos planos atômicos e a partir destes valores, a tensão total no metal pode ser obtida.

A determinação dos espaços interplanares d, se dá através de um feixe de comprimento de onda λ conhecido incidindo sobre uma superfície e medindo os ângulos da onda difratada. Conhecendo-se o ângulo de difração de uma amostra livre de tensões, calcula-

se a deformação de rede encontrada no corpo-de-prova e através de uma relação tensão x deformação é obtido o valor de tensão residual. O espaçamento interplanar d é dado pela lei Bragg representada pela equação (30) (TOTTEN, 2007) :

$$n\lambda = 2d \cdot Sen\theta \tag{30}$$

onde,

n = Número inteiro;

λ = Comprimento de onda do feixe de raios-X;

d = Espaçamento entre os planos refletidos do espécime;

θ = Ângulo de incidência entre o espécime e o feixe de raios-X.

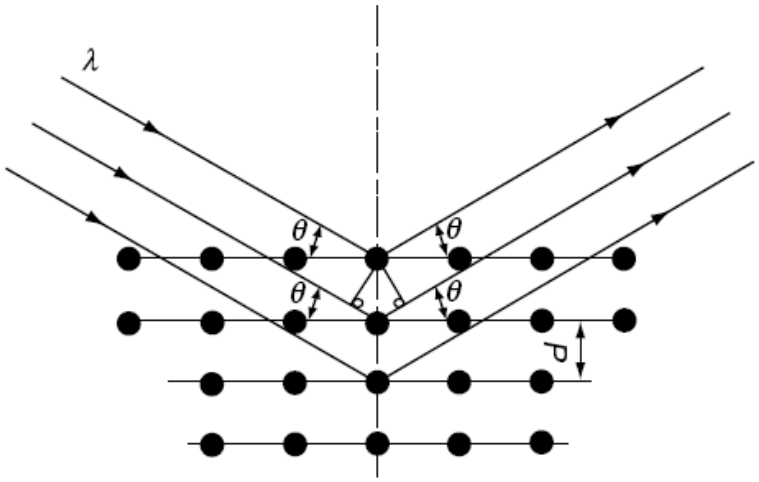


Figura II.16 – Representação da lei de Bragg (TOTTEN, 2007).

Quando uma carga é aplicada em uma amostra, ocorrerá uma perturbação nos espaçamentos interplanares, estas mudanças medidas nos padrões de difração Δd são relacionadas com a deformação da rede $(\Delta d / d)$, que é calculada a partir dos resultados do ensaio pela equação (31) (TOTTEN, 2007).

$$\frac{\Delta d}{d} = -\cot\left(\frac{\Delta 2\theta}{2}\right) \tag{31}$$

Existem diversos procedimentos experimentais para cálculo da tensão a partir das informações do ensaio, sendo o mais comum dado por $sen^2\psi$, no qual o espécime é irradiado pelo feixe e as mudanças nos ângulos de difração ψ são relacionados ao espaçamento interplanar d e a deformação $(\Delta d / d_0)$. A determinação da mudança do espaçamento interplanar é encontrada pela medição d com diferentes tensões aplicadas. A tensão σ é determinada pela equação (32) (TOTTEN, 2007).

$$\sigma = \frac{d - d_0}{d_0}\left(\frac{E}{1+\upsilon}\right)\left(\frac{1}{sen^2\psi}\right) \tag{32}$$

onde,

υ = Coeficiente de Poisson;

E = Módulo de elasticidade ou de Young;

d_0 = Espaçamento inicial livre de tensão;

d = Espaçamento entre os planos refletidos do espécime;

ψ = Ângulo de difração.

II.2.1.2 DIFRAÇÃO DE NÊUTRONS

A difração de nêutrons mensura deformações elásticas induzidas através de uma espessura sem a necessidade de seccionamento ou remoção de camadas. Similarmente ao método de difração por raios-x, este mede o espaçamento entre os planos cristalográficos e como conseqüência sua deformação causada pela tensão residual. O espaçamento entre os panos cristalográficos (ϕ) é relacionado com o ângulo de incidência e difração da radiação por nêutrons (θ), no qual são iguais ao comprimento de onda da radiação monocromática (λ) pela lei de Bragg expressão na equação (33) (HAUK, 2006).

$$\lambda = 2d \cdot sen\theta \tag{33}$$

A deformação elástica (ε) induzida pela tensão residual perpendicular ao plano cristalográfico difratado é relacionado à variável d pela equação (34) (HAUK, 2006).

$$\varepsilon = \frac{d - d_0}{d_0} = \frac{sen\theta_o}{sen\theta - sen\theta_o} \tag{34}$$

Onde, d_0 é a distancia entre os planos cristalográficos não deformados. Conhecendo-se a orientação da tensão principal, a tensão em qualquer direção pode ser calculada pela equação (35) (HAUK, 2006).

$$\sigma_A = \frac{E}{(1-\nu)}\left[\varepsilon_A + \frac{\nu}{(1-2\nu)}(\varepsilon_A + \varepsilon_B + \varepsilon_C)\right] \tag{35}$$

II.2.1.3 TÉCNICA DO ULTRA-SOM

A técnica de medição de tensões residuais por meio de ultra-som é baseada no efeito de alteração da velocidade sônica de uma onda sonora de alta freqüência que é induzida no material através de um transdutor, sendo que esta velocidade da onda varia de forma praticamente linear com o nível de tensões do corpo-de-prova. Existem diversos métodos de medição de tensões por ultra-som, porém todas se baseiam na Lei de Hook dada por $\sigma = \varepsilon \cdot E$. Esta lei tem sido referenciada as propriedades anarmônicas do sólido em estudo por uma série de potências representada pela equação (36) (HAUK, 2006).

$$\sigma = E \cdot \varepsilon + C\varepsilon^2 + D\varepsilon^3 + ... \tag{36}$$

Onde,

C = Constante anarmônica de terceira ordem;

D = Constante anarmônica de quarta ordem.

Uma forma bem simplificada de expressar a lei de tensão x deformação anarmônica é como $\sigma = \varepsilon(E + C\varepsilon)$, onde o termo entre parêntesis pode ser reescrito em termos da velocidade do som como: $\rho V^2 \cong E + C\varepsilon$.

Reescrevendo e aproximando, a velocidade pode ser relacionada em função da deformação como (HAUK, 2006):

$$V = \sqrt{\frac{E}{\rho}\left[1 + \frac{C}{2E}\varepsilon\right]} \tag{37}$$

A solução para a deformação é dada por (HAUK, 2006):

$$\varepsilon = \frac{2\left(V\sqrt{E}\rho - 2E\right)}{C} \tag{38}$$

A técnica do ultra-som, assim como as demais técnicas apresentadas possuem limitações de aplicação que deverão ser avaliadas caso a caso. Outro método de medição de tensões por ultra-som está baseado na birrefringência acústica que não será abordada neste trabalho.

II.2.2 TÉCNICAS DE MEDIÇÃO SEMI-DESTRUTIVAS E DESTRUTIVAS

Algumas técnicas de levantamento das tensões residuais podem ocasionar danos parciais ou inviabilizar a utilização de um componente ou corpo-de-prova. Para isso é importante que seja selecionada a técnica mais adequada para o problema a ser analisado, avaliando a indisponibilidade total o parcial de um componente, bem como o tipo de resultados

de campo de tensões que se deseja obter, conforme foi explicado na discussão sobre a classificação de tensões residuais.

II.2.2.1 TÉCNICAS DO FURO PASSANTE E DO FURO CEGO (HOLE DRILLING OU BLIND HOLE DRILLING)

A técnica do furo passante e do furo cego já são ferramentas consolidadas no estudo das tensões residuais, e sua metodologia é baseada na medição da deformação superficial causada pelo alívio de tensão causado pela usinagem de um furo cego ou passante na superfície do corpo-de-prova. A metodologia determina os perfis de tensão residual próximos à superfície em um material isotrópico com comportamento linear-elástico em uma região que sofre um alívio devido à remoção de material e passa a apresentar um novo estado de tensões.

Esta metodologia de análise é padronizada pela Norma ASTM E837 (ASTM, 2008), que descreve todo o procedimento em etapas de preparação, execução e avaliação dos resultados. É importante que o operador conheça os princípios da técnica, suas aplicações e suas limitações. Para isso alguns conceitos serão expostos a seguir, limitando-se a aplicação em peças de baixa espessura e perfil de tensões uniformes ao longo da espessura.

II.2.2.2 CONCEITOS E FUNDAMENTOS DA TÉCNICA BASEADOS NA E837

A seguir serão abordados os principais conceitos e fundamentos da técnica dos furos cego e passante à luz da norma ASTM E837-08.

II.2.2.2.1 ESPESSURA DE ESPÉCIME E PERFIL DE TENSÕES

No levantamento do perfil de tensão do componente, as tensões podem permanecer aproximadamente constantes ao longo da profundidade e espessura, ou podem variar significativamente, sendo classificadas como tensões “uniformes” e tensões “não-uniformes”, respectivamente conforme ilustrado na Figura II.17. As peças que são ensaiadas por este método podem ser classificadas como “finas” ou “espessas”. Para o caso de peças classificadas como “finas” somente o caso de tensões uniformes é especificado, enquanto para as “espessas” são aplicados ambos os casos de perfis de tensões. Uma peça é considerada “fina” quando a espessura é pequena quando comparada ao diâmetro do furo e o diâmetro da roseta de strain-gages, e para peças espessas a comparação é similar, porém de forma contrária.

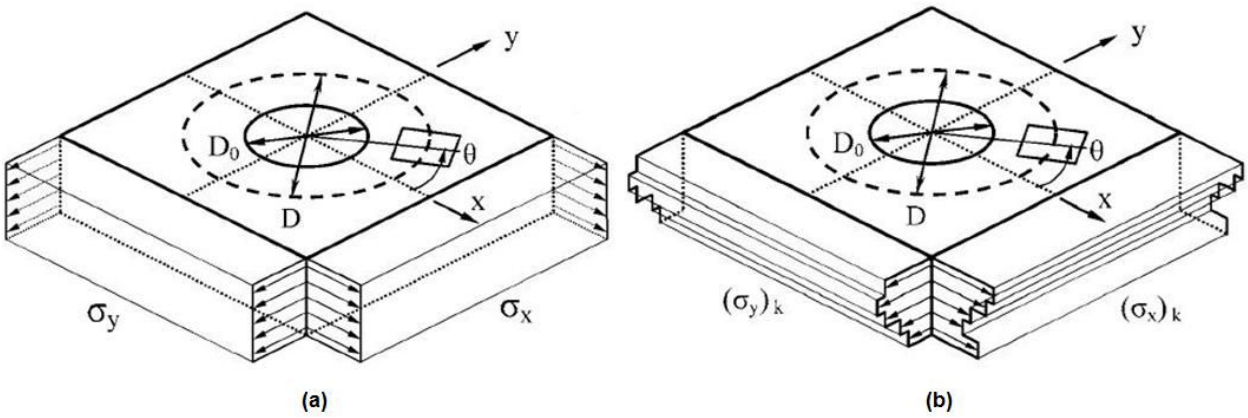


Figura II.17 – Modelo de perfil de tensões ao longo da espessura. (a) Tensões uniforme e (b) tensões não uniformes (ASTM, 2008).

II.2.2.2.2 ROSETA DE STRAIN-GAGES

A roseta é um conjunto com três ou mais elementos sensores de deformação chamados de extensômetros ou strain-gages, onde a variação do comprimento gerada pela deformação do elemento metálico depositado sobre um filme de material polimérico, altera a resistência. As rosetas são classificadas como tipo A, B e C e as dimensões são padronizadas conforme Tabela II.8.

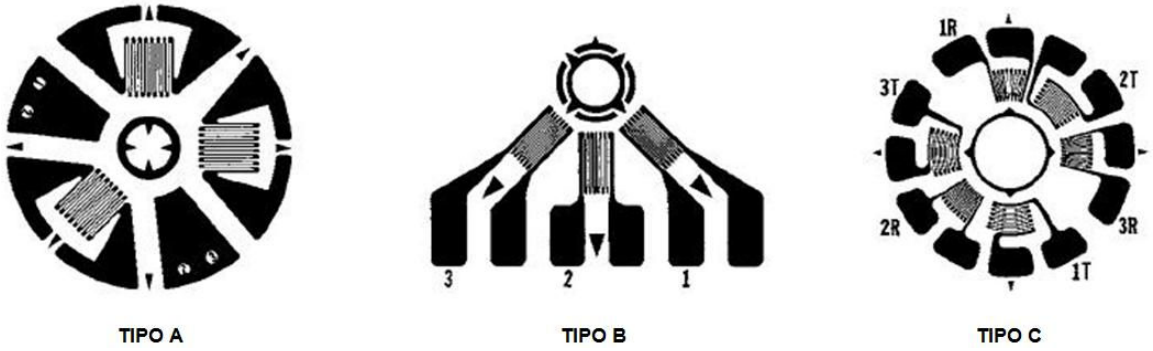


Figura II.18 – Tipos de rosetas utilizadas conforme ASTM E837. (ASTM, 2008)

Os elementos sensores de deformação também são padronizados pelos fabricantes e normas. A Tabela II.8 e as Figuras II.17 e II.19 indicam as dimensões e suas respectivas posições na roseta.

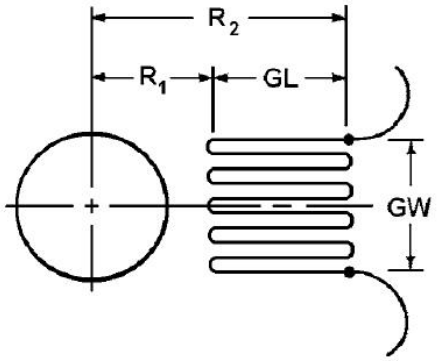


Figura II.19 – Detalhe das cotas dimensionais do strain gage em relação ao furo. (ASTM, 2008)

Tabela II.8 – Dimensões das rosetas conforme ASTM E837. (ASTM, 2008)

Tipo de Roseta	D	GL	GW	R_1	R_2
			Tipo A		
Conceitual	D	0.309D	0.309D	0.3455D	0.6545D
1/32 in. nominal	0.101 (2.57)	0.031 (0.79)	0.031 (0.79)	0.035 (0.89)	0.066 (1.68)
1/16 in. nominal	0.202 (5.13)	0.062 (1.59)	0.062 (1.59)	0.070 (1.77)	0.132 (3.36)
1/8 in. nominal	0.404 (10.26)	0.125 (3.18)	0.125 (3.18)	0.140 (3.54)	0.264 (6.72)
			Tipo B		
Conceitual	D	0.309D	0.223D	0.3455D	0.6545D
1/16 in. nominal	0.202 (5.13)	0.062 (1.59)	0.045 (1.14)	0.070 (1.77)	0.132 (3.36)
			Tipo C		
Conceitual	D	0.176D	30° sector	0.412D	0.588D
1/16 in. nominal	0.170 (4.32)	0.030 (0.76)	30° (30°)	0.070 (1.78)	0.100 (2.54)

NOTA: Dimensões em polegadas e em (mm).

II.2.2.2.3 PROCEDIMENTO DE EXECUÇÃO, EQUIPAMENTOS E MONTAGEM

O critério de classificação para espessuras “finas”, onde será realizado um furo passante, a espessura não pode exceder $0.4D$, para rosetas do tipo A e B e $0.48D$, para roseta do tipo C. A Tabela II.9 indica as espessuras recomendadas, o diâmetro dos furos e os passos de furação.

Tabela II.9 – Espessuras de peça, diâmetro de furo e passos de furação recomendados. (ASTM, 2008)

Tipo de Roseta	D	Máx. Espessura de uma peça "fina"	Min. Espessura de uma peça "espessa"	Tensões uniformes			Tensões não-uniformes		
				Diâmetro min. furo	Diâmetro máx. furo	Passos recomendados de furação	Diâmetro min. furo	Diâmetro máx. furo	Passos recomendados de furação
				Tipo A					
Conceitual	D	0.4 D	1.2 D	0.6 Max D_0	Max D_0	0.05 D	Min D_0	Max D_0	0.01 D
1/32 in. nominal	0.101 (2.57)	0.040 (1.03)	0.121 (3.08)	0.024 (0.61)	0.040 (1.01)	0.005 (0.25)	0.037 (0.93)	0.040 (1.00)	0.001 (0.025)
1/16 in. nominal	0.202 (5.13)	0.081 (2.06)	0.242 (6.17)	0.060 (1.52)	0.100 (2.54)	0.010 (0.25)	0.075 (1.88)	0.085 (2.12)	0.002 (0.05)
1/8 in. nominal	0.404 (10.26)	0.162 (4.11)	0.485 (12.34)	0.132 (3.35)	0.220 (5.59)	0.020 (0.50)	0.150 (3.75)	0.170 (4.25)	0.004 (0.10)
				Tipo B					
Conceitual	D	0.4 D	1.2 D	0.6 Max D_0	Max D_0	0.05 D	Min D_0	Max D_0	0.01D
1/16 in. nominal	0.202 (5.13)	0.081 (2.06)	0.242 (6.17)	0.060 (1.52)	0.100 (2.54)	0.010 (0.25)	0.075 (1.88)	0.085 (2.12)	0.002 (0.05)
				Tipo C					
Conceitual	D	0.48 D	1.44 D	0.6 Max D_0	Max D_0	0.0575 D	Min D_0	Max D_0	0.0115 D
1/16 in. nominal	0.170 (4.32)	0.082 (2.07)	0.245 (6.22)	0.060 (1.52)	0.100 (2.54)	0.010 (0.25)	0.075 (1.88)	0.085 (2.12)	0.002 (0.05)

NOTA: Dimensões em polegadas e em (mm).

O equipamento de usinagem do furo é composto por uma base com três apoios ajustáveis, um colar micrométrico, acessórios para centralização da base em relação à roseta e componentes para execução do furo. A utilização do equipamento envolve duas etapas de montagem, sendo a primeira a de ajuste e centralização do centro do tripé ao centro da roseta através de uma luneta microscópica e a segunda etapa a montagem dos acessórios de furação que podem ser por meio de uma turbina pneumática ou um mandril acoplado a uma furadeira elétrica com controle de velocidade. A Figuras II.20 e II.21 apresentam um equipamento típico nas configurações de ajuste e usinagem.

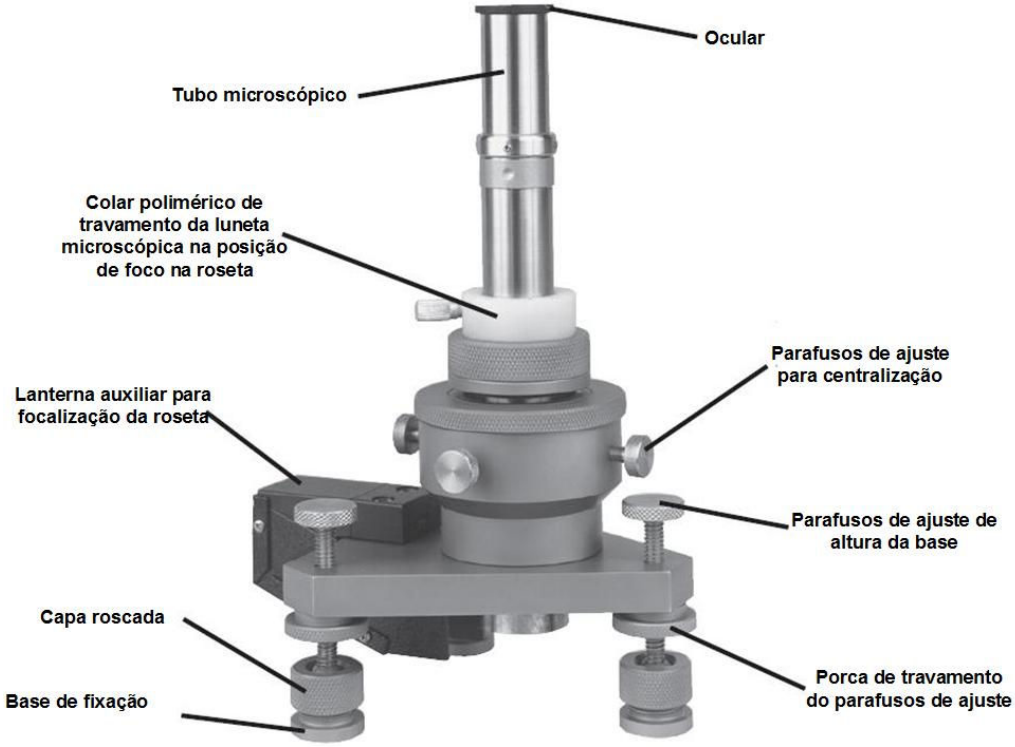


Figura II.20 – Equipamento RS-200 na configuração de ajuste e centralização.(VISHAY, 1996)

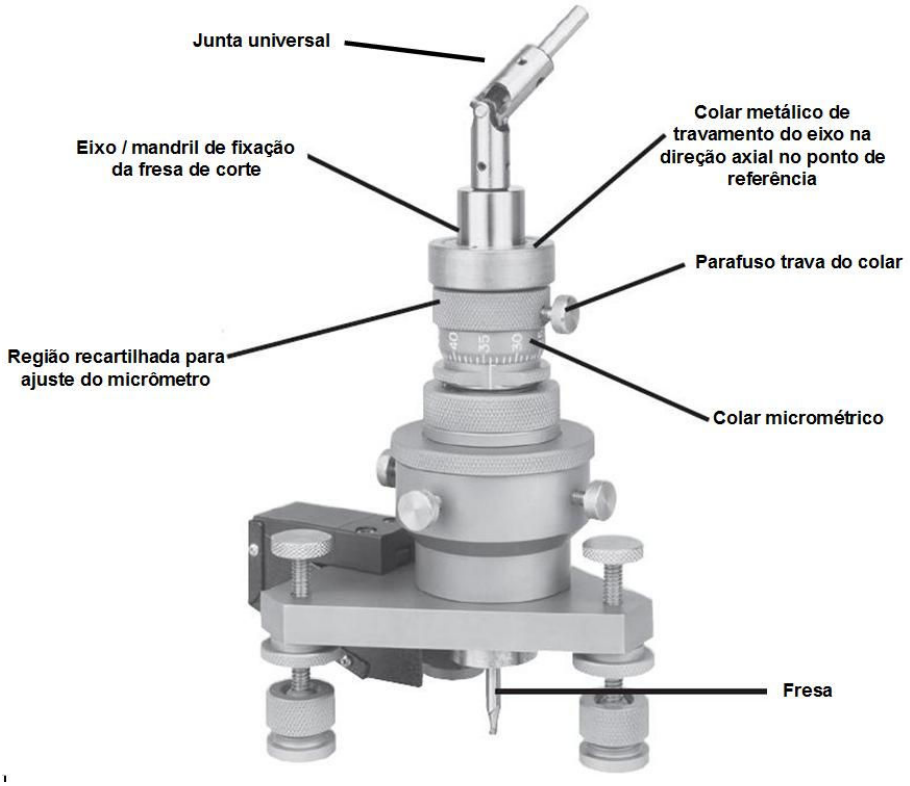


Figura II.21 – Equipamento RS-200 na configuração de usinagem com furadeira. (VISHAY, 1996)

II.2.2.2.4 CÁLCULO DAS TENSÕES RESIDUAIS A PARTIR DAS DEFORMAÇÕES OBTIDAS NAS ETAPAS DE USINAGEM DO FURO

A partir das deformações aquisitadas pelos transdutores de deformação em cada etapa de profundidade em que a tensão é aliviada ao redor do furo, relações matemáticas fundamentadas na teoria da elasticidade são aplicadas para obtenção do campo de tensões ao redor do furo, ou seja, tensão radial para os casos de tensão uniforme e tensão não-uniforme conforme apresentado nas equações (39) e (40) respectivamente (ASTM, 2008).

$$\varepsilon = \frac{1+\upsilon}{E}\bar{a}\frac{\sigma_x+\sigma_y}{2} + \frac{1}{E}\bar{b}\frac{\sigma_x-\sigma_y}{2}\cos 2\theta + \frac{1}{E}\bar{b}\,\tau_{xy}sen2\theta \tag{39}$$

$$\varepsilon_j = \frac{1+\upsilon}{E}\sum_{k=1}^{j}\bar{a}_{jk}\left(\frac{\sigma_x+\sigma_y}{2}\right)_k + \frac{1}{E}\sum_{k=1}^{j}\bar{b}_{jk}\left(\frac{\sigma_x-\sigma_y}{2}\right)_k \cos 2\theta + \frac{1}{E}\sum_{k=1}^{j}\bar{b}_{jk}\left(\tau_{xy}\right)_k sen2\theta \tag{40}$$

Onde $\bar{a}$ e $\bar{b}$ são constantes de calibração adimensionais dependentes do material e determinadas por análise de elementos finitos para as rosetas padronizadas pela norma. A deformação total para o caso de tensões não-uniformes é a soma de cada deformação superficial aquisitada a cada passo da furação que varia de $1 \le k \le j$.

Após a execução do furo passante no caso de espessura “fina”, o valores finais de deformação $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ dos três extensômetros são utilizados para determinar os seguintes parâmetros (ASTM, 2008):

$$p = \left(\frac{\varepsilon_3+\varepsilon_1}{2}\right) \tag{41}$$

$$q = \left(\frac{\varepsilon_3-\varepsilon_1}{2}\right) \tag{42}$$

$$t = \left(\frac{\varepsilon_3+\varepsilon_1-2\varepsilon_2}{2}\right) \tag{43}$$

Os parâmetros p, q, t são utilizados em conjunto com as constantes de calibração $\bar{a}$ e $\bar{b}$, obtidas da Tabela II.11, para a determinação dos parâmetros P, Q, T (ASTM, 2008):

$$P = \left(\frac{\sigma_x+\sigma_y}{2}\right) = -\frac{Ep}{\bar{a}(1-\upsilon)} \tag{44}$$

$$Q = \left(\frac{\sigma_x+\sigma_y}{2}\right) = -\frac{Eq}{\bar{b}} \tag{45}$$

$$T = \tau_{xy} = -\frac{Et}{\bar{b}} \tag{46}$$

Finalmente através dos valores de P,Q,T pode-se obter as tensões normais σ_x, σ_y e a tensão de cisalhamento τ_{xy}.

$$\sigma_x = P - Q \quad (47) \qquad \sigma_y = P + Q \quad (48) \qquad \tau_{xy} = T \quad (49)$$

A partir da transformação do estado de tensão nas direções *x* e *y* as tensões principais $\sigma_{máx}$ e $\sigma_{mín}$ podem ser obtidas como (ASTM, 2008):

$$\sigma_{máx,}\sigma_{mín} = P \pm \sqrt{Q^2 + T^2} \quad (50)$$

A direção da maior tensão trativa principal $\sigma_{máx}$ é localizada por um ângulo β medido no sentido horário a partir do extensômetro 1 e a menor tensão trativa principal $\sigma_{mín}$.é localizada em um ângulo β medido no sentido horário a partir do extensômetro 3. A Figura II.22 apresenta a disposição dos extensômetros na roseta.

$$\beta = \frac{1}{2}\arctan\left(\frac{-T}{-Q}\right) \quad (51)$$

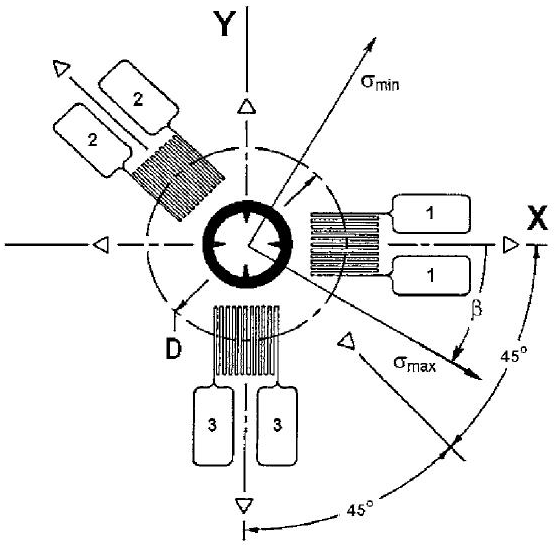


Figura II.22 – Figura esquemática da roseta de três elementos e tensões principais.(ASTM, 2008)

Tabela II.10 – Localização do ângulo principal β. (ASTM, 2008)

	Q>0	Q=0	Q<0
T<0	45< β <90	45	0< β <45
T=0	90	Indefinido	0
T>0	-90< β <-45	-45	-45< β <0

Tabela II.11– Valores numéricos dos coeficientes $\bar{a}$ e $\bar{b}$ para avaliação de tensões uniformes. (ASTM, 2008)

Roseta A	$\bar{a}$					$\bar{b}$				
Furo cego	Diâmetro do Furo, D_o/D					Diâmetro do Furo, D_o/D				
Profundidade/D	0.30	0.35	0.40	0.45	0.50	0.30	0.35	0.40	0.45	0.50
0.00	.000	.000	.000	.000	.000	.000	.000	.000	.000	.000
0.05	.027	.037	.049	.063	.080	.051	.069	.090	.113	.140
0.10	.059	.081	.108	.138	.176	.118	.159	.206	.255	.317
0.15	.085	.115	.151	.192	.238	.180	.239	.305	.375	.453
0.20	.101	.137	.177	.223	.273	.227	.299	.377	.459	.545
0.25	.110	.147	.190	.238	.288	.259	.339	.425	.513	.603
0.30	.113	.151	.195	.243	.293	.279	.364	.454	.546	.638
0.35	.113	.151	.195	.242	.292	.292	.379	.472	.566	.657
0.40	.111	.149	.192	.239	.289	.297	.387	.482	.576	.668
Furo Passante	.090	.122	.160	.203	.249	.288	.377	.470	.562	.651
Roseta B	$\bar{a}$					$\bar{b}$				
Furo cego	Diâmetro do Furo, D_o/D					Diâmetro do Furo, D_o/D				
Profundidade/D	0.30	0.35	0.40	0.45	0.50	0.30	0.35	0.40	0.45	0.50
0.00	.000	.000	.000	.000	.000	.000	.000	.000	.000	.000
0.05	.029	.039	.053	.068	.086	.058	.078	.102	.127	.157
0.10	.063	.087	.116	.148	.189	.134	.179	.231	.286	.355
0.15	.090	.123	.162	.205	.254	.203	.269	.343	.419	.504
0.20	.107	.145	.189	.236	.289	.256	.336	.423	.511	.605
0.25	.116	.156	.202	.251	.305	.292	.381	.476	.571	.668
0.30	.120	.160	.206	.256	.309	.315	.410	.509	.609	.707
0.35	.120	.160	.206	.256	.308	.330	.427	.529	.631	.730
0.40	.118	.158	.203	.253	.305	.337	.437	.541	.644	.743
Furo Passante	.096	.131	.171	.216	.265	.329	.428	.531	.630	.725
Roseta C	$\bar{a}$					$\bar{b}$				
Furo cego	Diâmetro do Furo, D_o/D					Diâmetro do Furo, D_o/D				
Profundidade/D	0.40	0.45	0.50	0.55	0.60	0.40	0.45	0.50	0.55	0.60
0.00	.000	.000	.000	.000	.000	.000	.000	.000	.000	.000
0.06	.081	.106	.132	.163	.200	.132	.167	.199	.235	.279
0.12	.178	.230	.286	.349	.427	.309	.386	.451	.533	.624
0.18	.252	.321	.395	.475	.565	.464	.569	.666	.760	.857
0.24	.297	.375	.458	.546	.640	.576	.696	.805	.905	.997
0.30	.321	.404	.491	.583	.679	.650	.778	.893	.994	1.081
0.36	.333	.417	.507	.601	.701	.697	.829	.946	1.048	1.131
0.42	.337	.422	.514	.610	.712	.727	.860	.980	1.082	1.162
0.48	.338	.423	.516	.614	.717	.746	.881	1.001	1.103	1.182
Furo Passante	.316	.399	.494	.597	.707	.623	.723	.799	.847	.859

II.2.2.2.5 CRITÉRIOS DE AVALIAÇÃO DOS RESULTADOS

Segundo a norma ASTM 837-08, para espécimes de espessura “fina”, considera-se que se alguma das tensões principais exceder 60% da tensão de escoamento do material ensaiado, isto indica que ocorreu plastificação localizada no material ao redor do furo. Neste caso os resultados não podem ser considerados quantitativos, e os mesmos deverão ser reportados como “indicativos”, pois em geral se as tensões excederem estes valores de referencia, elas tendem a ser superestimadas

CAPITULO III - MATERIAIS E MÉTODOS

III.1 MATERIAIS E EQUIPAMENTOS

A seguir serão abordados e especificados os materiais e equipamentos utilizados para execução da etapa experimental da dissertação.

III.1.1 METAL BASE

No presente trabalho os ensaios foram desenvolvidos com material superduplex designação UNS32750 SAF 2507, na forma de tubo sem costura com diâmetro de 4 polegadas e 3,2 mm de espessura média. A Tabela III.1 apresenta a composição química do material utilizado.

Tabela III.1 – Composição química, % peso do metal base SAF 2507 (SANDVIK, 2007)

C máx.	Si máx.	Mn máx.	P máx.	S máx	Cr	Ni	Mo	N
0.030	0.8	1.2	0.035	0.015	25	7	4.0	0.3

III.1.2 CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM

Nos processos de soldagem desenvolvidos para os experimentos foram utilizados eletrodos revestidos para a técnica SMAW e varetas de metal de adição para soldagem TIG, com a seguinte especificação: Sandvik Grau 25.10.4.LR / AWS E2594-16 / EN E 2594 N L. A Tabela III.2 apresenta a composição química dos eletrodos.

Tabela III.2 – Composição química dos eletrodos, % peso. (SANDVIK, 2007)

C	Si	Mn	P máx	S máx	Cr	Ni	Mo	N
0.03	0.5	0.7	0.030	0.025	25	9.5	4.0	0.25

Tabela III.3 – Propriedades mecânicas mínimas do eletrodo quando soldado a 20 ºC. (SANDVIK, 2007)

LIMITE DE ESCOAMENTO $\sigma_{Y\,0.2\%}$ MPa	LIMITE DE RESISTÊNCIA σ_U MPa	ALONGAMENTO %	REDUÇÃO DE ÁREA %	ENERGIA CHARPY (J)
640	840	25	50	50

Padrões Utilizados: Sandvik Grau 25.10.4.L / AWS ER2594 / EN E 2594 N L

Tabela III.4 – Composição Química das varetas para o processo TIG, % Peso: (SANDVIK, 2007)

C	Si	Mn	P máx	S máx	Cr	Ni	Mo	N
0.02	0.3	0.4	0.020	0.015	25	9.5	4.0	0.21

Tabela III.5 - Propriedades mecânicas mínimas a 20 ºC da vareta de metal de adição quando soldado. (SANDVIK, 2007)

LIMITE DE ESCOAMENTO $\sigma_{Y\,0.2\%}$ MPa	LIMITE DE RESISTÊNCIA σ_U MPa	ALONGAMENTO %	REDUÇÃO DE ÁREA %	ENERGIA CHARPY (J)
650	850	25	-	135

III.1.3 GASES DE PROTEÇÃO

Foi utilizado no presente trabalho o Argônio com 99,9% de pureza como gás de proteção da poça de fusão e como gás de purga da raiz.

III.1.4 EQUIPAMENTOS SOLDAGEM

Na soldagem dos corpos de provas, utilizou-se como fonte para soldagem o equipamento Miller Dynasty 200 SD.



Figura III.1 – Fonte de soldagem Miller Dynasty 200 SD.

Tabela III.6 – Especificações Técnicas da Fonte de Soldagem (Miller, 2011).

Alimentação	Saída nominal	Faixa da Corrente de soldagem (A)**	Tensão em vazio máxima	Corrente primária na Saída nominal, 50/60 Hz				KVA	KW
				115	230	400	460		
Trifásico Processo Eletrodo Revestido	130 A @ 25,2 Vcc, a F.T. = 60 %	1 − 200	80∇ 5−10♦	--	12,3 0,16*	7,6 0,24*	6,0 0,25*	4,8 0,06*	4,6 0,03*
Trifásico Processo TIG	150 A @ 16 Vcc, a F.T. = 60 %	1 − 200	80∇ 5−10♦	--	9,4 0,16*	6,0 0,24*	4,7 0,25*	3,8 0,06*	3,6 0,03*
Processo Eletrodo Revestido − alimentação trifásica	200 A @ 28 Vcc, a F.T. = 20 %	1 − 200	80∇ 5−10♦	--	20,8 0,16*	13,0 0,24*	10,2 0,25*	8,1 0,06*	7,8 0,03*
Processo TIG − alimentação trifásica	200 A @ 18 Vcc, a F.T. = 20 %	1 − 200	80∇ 5−10♦	--	13,7 0,16*	8,7 0,24*	6,9 0,25*	5,5 0,06*	5,2 0,03*
Monofásica Processo Eletrodo Revestido	130 A @ 25,2 Vcc, a F.T. = 60 %	1 − 200	80∇ 5−10♦	--	20,0 0,23*	--	10,0 0,25*	4,7 0,05*	4,7 0,02*
Monofásica Processo TIG	150 A @ 16 Vcc, a F.T. = 60 %	1 − 200	80∇ 5−10♦	--	15,8 0,23*	--	7,9 0,25*	3,6 0,05*	3,6 0,02*
Monofásica Processo Eletrodo Revestido	100 A @ 24 Vcc, a F.T. = 60 %	1 − 200	80∇ 5−10♦	--	--	--	--	3,6 0,05*	3,6 0,03*
Monofásica Processo TIG	140 A @ 15,6 Vcc, a F.T. = 40 %	1 − 200	80∇ 5−10♦	--	--	--	--	3,6 0,05*	3,5 0,03*
Monofásica Processo Eletrodo Revestido	90 A @ 23,6 Vcc, a F.T. = 100 %	1 − 200	80∇ 5−10♦	--	--	--	--	3,2 0,05*	3,2 0,03*
Monofásica Processo TIG	100 A @ 14 Vcc, a F.T. = 100 %	1 − 200	80∇ 5−10♦	--	--	--	--	2,3 0,05*	2,3 0,03*

*em vazio

** Em corrente alternada, a faixa da Corrente de soldagem é 5 a 200 A.

♦Tensão em vazio baixa em TIG Lift− Arc_ ou em Eletrodo Revestido com “Tensão em vazio baixa” selecionada.

∇**Tensão em vazio normal (80 V) em Eletrodo Revestido com “Tensão em vazio normal” selecionada.**

As limitações do Fator de Trabalho nas unidades com alimentação em 115 V são devidas ao cabo de entrada fornecido com as unidades.

Esta unidade é equipada com Auto−Line_. Auto−Line é um circuito que adapta automaticamente a unidade a redes elétricas de 120 a 460 Vca, monofásicas ou trifásicas sem que seja necessário abrir a tampa da unidade e refazer as conexões primárias internas.

III.1.5 PREPARAÇÃO DOS CORPOS-DE-PROVA

Foram preparadas as duas extremidades de quatorze tubos de diâmetro 4” (101,6 mm) em torno mecânico convencional NARDINI MASCOTE modelo MS-205 ilustrado na Figura III.2, sendo obedecidos o parâmetros de velocidade de corte, avanço e profundidade de corte estipulados pelo guia IMOA (2009) para execução de soldas de topo com chanfro em “V”. A Tabela III.7 apresenta as dimensões recomendadas.

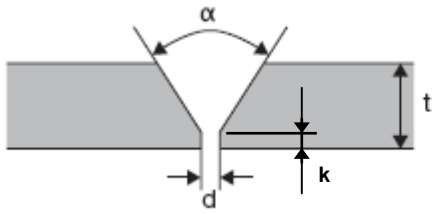


Figura III.2 – Torno mecânico convencional Nardini MS-206.



Figura III.3 – Execução dos biseis em torno mecânico convencional.

Tabela III.7 – Dimensões de preparação da junta em “V”. (IMOA, 2009)



Processo	t (mm)	d (mm)	k (mm)	α (º)
SMAW	4–15	1–3	1–2	55–65
GTAW	3–8	1–3	1–2	60–70
GMAW	5–12	1–3	1–2	60–70
SAW	9–12	0	5	80

Para aquisição das temperaturas foram usinados na fresadora NARDINI modelo Diplomat FVF-2000, três furos adjacentes ao bisel para instalação dos termopares. As Figuras III.4 e III.5 ilustram o equipamento e a execução do furo dos termopares.



Figura III.4 – Vista da fresadora utilizada na preparação dos furos dos termopares.

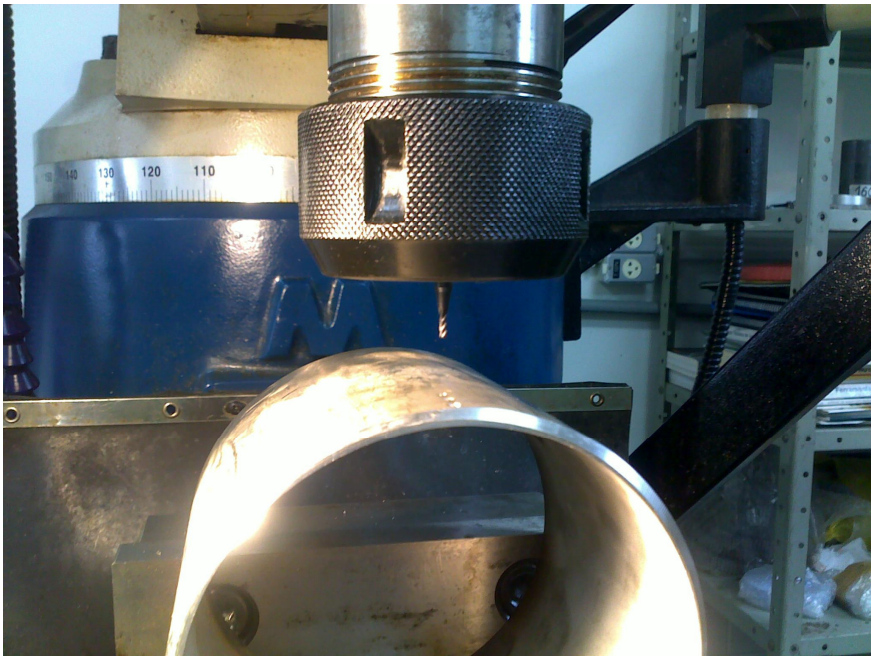


Figura III.5 – Detalhe da preparação dos furos dos termopares.

III.1.6 PARÂMETROS DE SOLDAGEM

A seguir estão descritos os parâmetros de soldagem utilizados na soldagem dos corpos de prova. O procedimento abaixo foi baseado nas práticas recomendadas pelos fabricantes (SANDVIK, 2007; IMOA, 2009) e em EPS's qualificadas para execução de soldagens de tubulações de processo em unidades marítimas.

Processo de Soldagem: GTAW + SMAW

Tipo de Junta e dimensões: "V" simples e dimensões conforme Tabela III.7

Gás da tocha (l/min): Ar (12 a 16)

Gás de Purga (l/min): Ar (15 a 25)

Passe de Raiz: GTAW

Tipo de corrente: CC

Polaridade: GTAW – CDEN ; SMAW – CDEP

Eletrodo de Tungstênio: AWS A5.12 EWTh-2 – 3,2 mm

Diâmetro do Bocal da Tocha: 15 mm;

Passe de enchimento: SMAW

Oscilação do Cordão GTAW: Sim ☒ Não ☐

Oscilação do Cordão SMAW: Sim ☐ Não ☒

Velocidade de Soldagem GTAW: 60 – 90 mm/min

Velocidade de Soldagem SMAW: 210 – 425 mm/min

Heat Input: 0,2 – 1,5 kJ/mm

Temperatura mínima de interpasses: 150 ºC

Tabela III.8 – Parâmetros de soldagem recomendados. (SANDVIK, 2007; IMOA, 2009)

PROCESSO TIG	**Diâmetro, mm**	2,4	**PROCESSO SMAW**	**Diâmetro, mm**	3,25
	Corrente, A	55 – 95		**Corrente, A**	75 – 110
	Tensão, V	10 - 13		**Tensão, V**	11 - 15

III.1.7 SOLDAGEM DOS CORPOS DE PROVA

Os experimentos envolveram 3 corpos de prova em forma de tubo de diâmetro 101,6 mm, 3,2 mm de espessura nominal no material UNS 32750.

Na calibração dos parâmetros de fonte de calor para o modelo numérico foram instalados no primeiro corpo de prova 4 termopares transversalmente à junta soldada circunferencial, ou seja na direção axial do tubo na parte interna. Cada bisel possuía 2 termopares adjacentes às distâncias de 5,5 mm e 12 mm em relação ao nariz do bisel de cada lado da junta sem furo de alojamento. Estes termopares foram fixados somente com cimento para alta temperatura *OMEGA BOND 400* com limite de utilização de 1425 ºC.

Em função das dificuldades encontradas na manipulação do corpo de prova no primeiro experimento, onde os termopares foram instalados na superfície interna do tubo e fixados com cimento para alta temperatura, foi alterada a configuração de instalação dos termopares da parte interna para externa com furo para alojamento e acrescentado mais um termopar em cada lado da junta na direção axial. O esquema de montagem dos termopares está ilustrado na Figura III.6

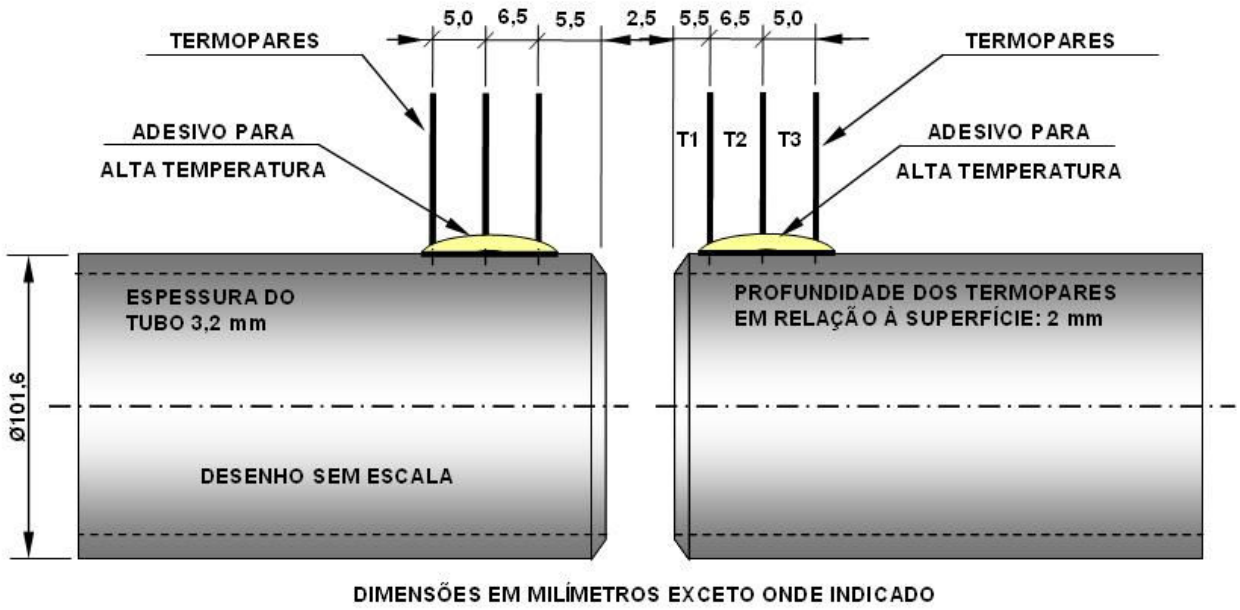


Figura III.6 – Ilustração da configuração dos termopares instalados.

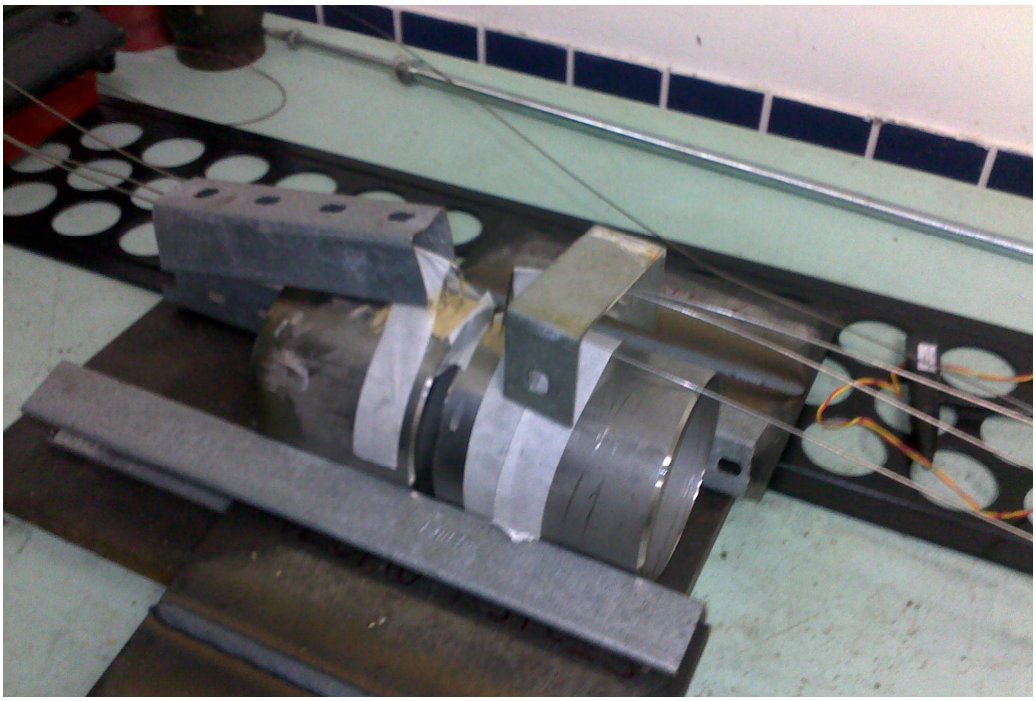


Figura III.7 – Vista geral do processo de colagem dos termopares.



Figura III.8 – Detalhe do processo de cura do cimento para alta temperatura.

Após a cura do cimento para fixação dos termopares, os dois tubos foram posicionados com a abertura de raiz indicada na Tabela III.7, e executados os dois passes de solda, sendo um de raiz pelo processo TIG e o de enchimento / acabamento pelo processo SMAW.



Figura III.9 – Etapa de execução de soldagem dos corpos de prova.

Tabela III.9 – Parâmetros de soldagem aquisitados no momento de execução da junta.

CORPO DE PROVA	PROCESSO DE SOLDAGEM	NÚMERO DO PASSE	CORRENTE DE SOLDAGEM (A)	TENSÃO (V)	VELOCIDADE DE SOLDAGEM (mm/min)	ENERGIA DE SOLDAGEM (Kj/mm)
1	GTAW	1	92,0	15,3	63,4	0,78
	SMAW	2	90,5	23,1	160,0	1,32
2	GTAW	1	103,7	15,3	92,0	1,03
	SMAW	2	95	22,5	174	0,74
3	GTAW	1	58	15,2	50,0	1,06
	SMAW	2	93,6	24,3	187,2	0,73

III.1.8 PREPARAÇÃO E EXECUÇÃO DO FURO PASSANTE

A seguir estão descritas as etapas de preparação, execução e aquisição dos dados experimentais obtidos através da técnica do furo passante para medição de tensões residuais.

III.1.8.1 PREPARAÇÃO DA SUPERFÍCIE

A superfície do tubo foi lixada com lixa de granulometria 600 de forma à retirar depósitos, gordura que atrapalhem na aderência da roseta de strain-gages. O lixamento foi executado de forma que não fossem induzidas novas tensões ou afetasse a distribuição das existentes. Após o lixamento efetuou-se a limpeza com álcool e pano limpo.

III.1.8.2 FIXAÇÃO DA ROSETA, CABEAMENTO E TESTES

Após a limpeza instala-se a roseta com um adesivo cianoacrilato indicado pelo fabricante, ou seja, comercialmente conhecido como *SUPERBOND* e garantido que a mesma esteja perfeitamente aderida à superfície. Em seguida instala-se os isoladores com cianoacrilato de forma à facilitar a soldagem entre os terminais dos extensômetros da roseta aos terminais do cabeamento do sistema de aquisição de dados. A roseta utilizada nesta dissertação foi do tipo A segundo a Norma ASTM E837-08, para furação com diâmetro de 1/8” do fabricante KYOWA modelo KFG-3-120-D28-11.

Com a roseta e isoladores colados, efetua-se a soldagem dos terminais dos extensômetros aos isoladores e a soldagem dos isoladores aos fios do cabo de aquisição de dados. Concluída a soldagem executa-se o teste de continuidade entre os terminais dos extensômetros e a peça (tubo), para certificar-se que não existem terminais conectados com a

massa. Por fim mede-se a resistência dos três extensômetros e compara-se com o especificado pelo fabricante que é de $120\Omega \pm 0{,}8$.

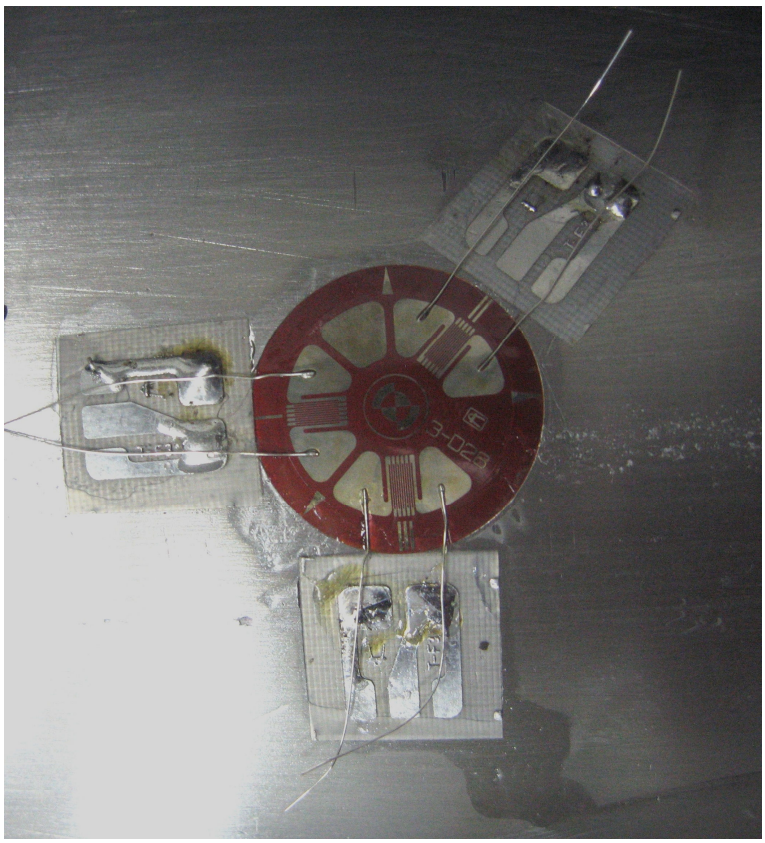


Figura III.10 – Instalação da roseta e isoladores na superfície do tubo.

III.1.8.3 BALANCEAMENTO E CALIBRAÇÃO

Com todo o cabeamento pronto, instalam-se o conectores do cabeamento ao sistema de aquisição de dados que indica às deformações dos extensômetros da roseta com o auxílio de pontes de Weatstone internas, efetuando-se assim o balanceamento das pontes e calibrando-se os extensômetros com uma década de resistência ou resistências padrão.

III.1.8.4 INSTALAÇÃO DAS BASES DE FIXAÇÃO E ALINHAMENTO DO SISTEMA DE FURAÇÃO

Esta etapa deve ser executada com bastante atenção e cuidado, pois o desalinhamento do dispositivo poderá induzidos erros nos valores de tensão estimados. Segundo Rendler e Vigness (VISHAY, 1996) a exatidão do método de furo cego depende fortemente da habilidade do operador em alinhar o centro da fresa com o centro dos strain-gages instalados no componente. Pesquisas atuais (VISHAY, 1996) mostram que um desalinhamento de 0,025 mm em relação ao centro da roseta 062RE ou 062UL pode gerar erros de até 3% na tensão obtida pela técnica para um estado de tensões uniaxial.

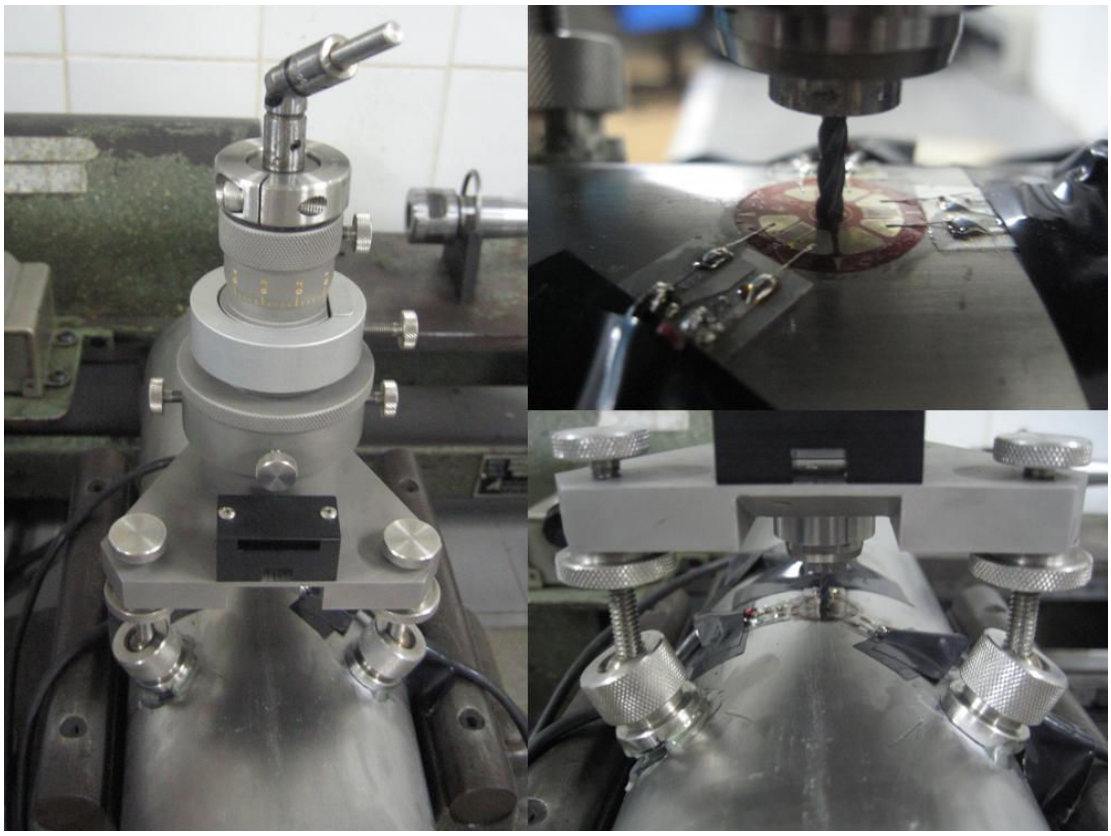


Figura III.11 – Instalação da base, alinhamento e montagem da fresa de topo.

III.1.9 SISTEMA DE AQUISIÇÃO DE DADOS

O sistema de aquisição dos valores de deformação dos strain-gages, é apresentado na Figura III.12, sendo composto pelo equipamento Spider8® fabricado pela empresa HBM, que é um sistema multicanal digital que dispõe de uma alimentação para transdutores, amplificadores, filtros e conversores A/D passivos. Todos os conversores A/D trabalham sincronizados e fornecem até 9.600 aquisições por segundo com uma resolução de 16 bits por canal e com freqüência portadora de 600 Hz para os transdutores de banda extensométrica e indutivos. Pode também ser utilizado para a medição de temperaturas com termo-elementos ou PT100, assim como para tensão contínua e corrente contínua.

O controle, armazenamento e visualização dos dados aquisitados é realizado pelo software catman® também do fabricante HBM, que é instalado em um notebook ou desktop conforme mostrado na Figura III.13.

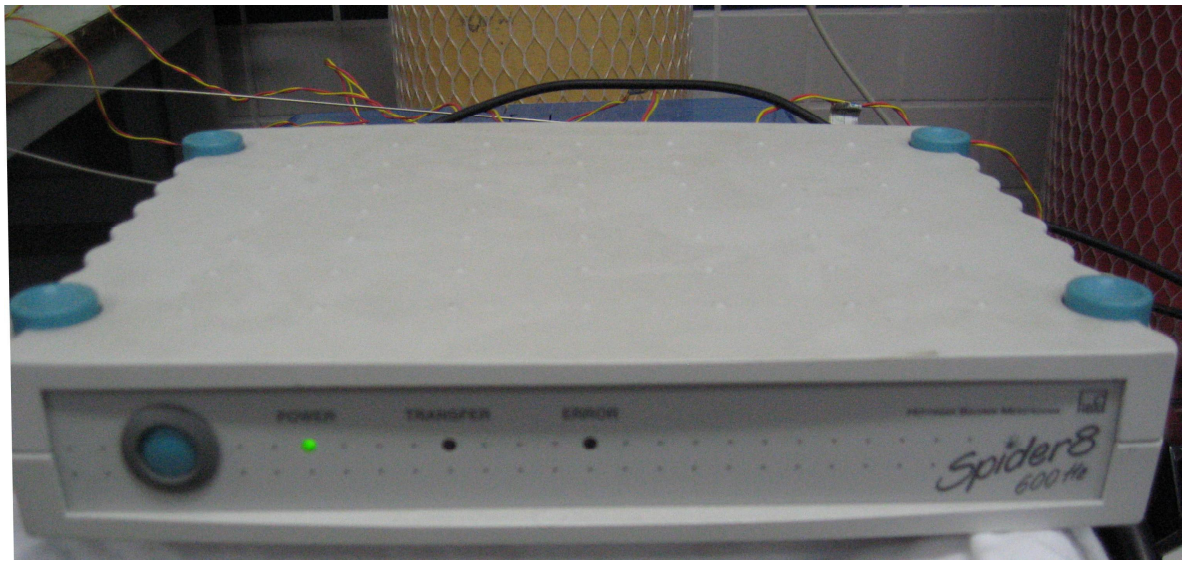


Figura III.12 – Equipamento de aquisição de dados Spider8®.

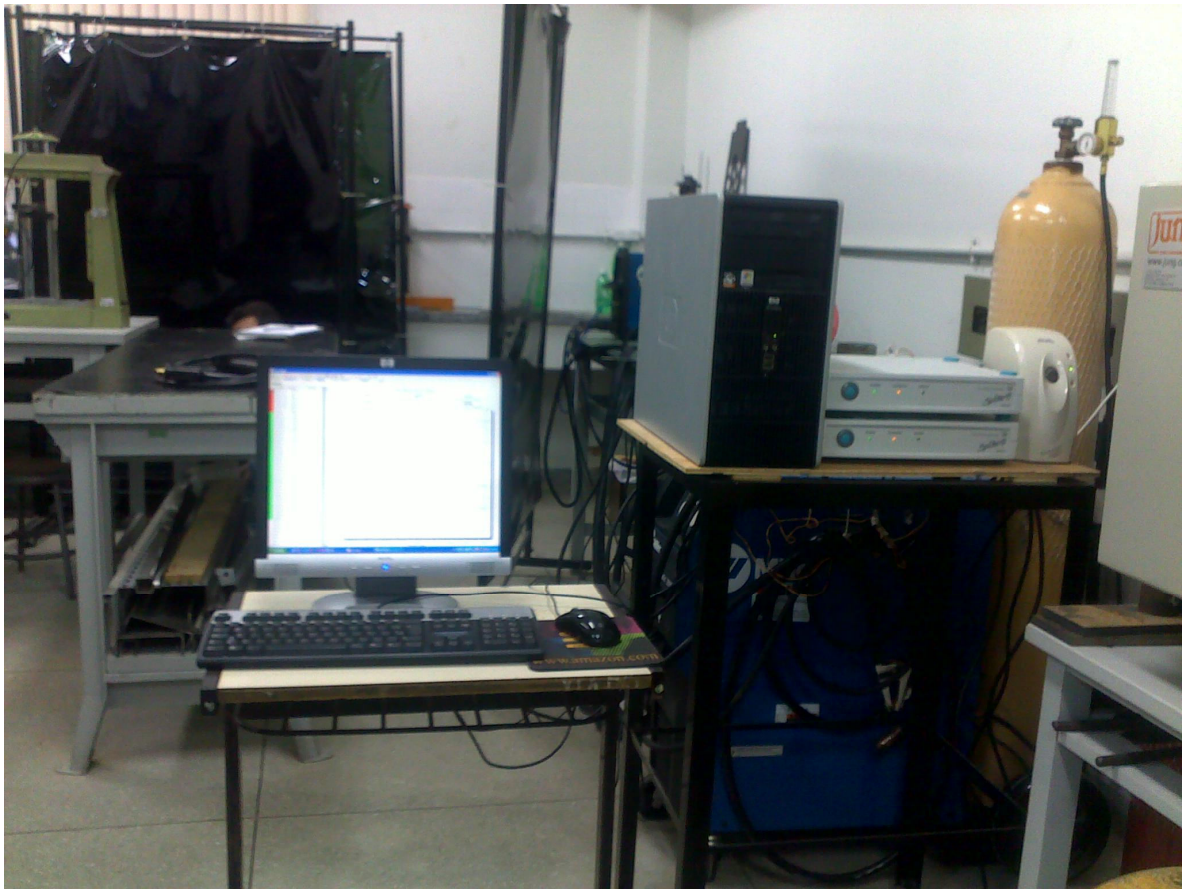


Figura III.13 – Sistema de aquisição de dados preparado para execução do experimento.

CAPITULO IV - MODELO NUMÉRICO

Foi desenvolvido um modelo numérico baseado no método de elementos finitos para analisar o processo de soldagem multipasse em tubos com junta de topo. O modelo desenvolvido considera o comportamento elastoplástico com endurecimento cinemático para o material e a dependência das propriedades termomecânicas com a temperatura. O tubo é representado através de uma geometria bidimensional axissimétrica. As simulações numéricas foram desenvolvidas com auxílio do software de análise por elementos finitos ANSYS versão 11. O modelo é calibrado se utilizado dados experimentais obtidos com termopares e análises metalográficas para um tubo de 4 polegadas de diâmetro. Posteriormente os valores das tensões residuais previstas pelo modelo induzidas durante os processos de soldagem são comparadas com dados experimentais obtidos através da técnica do furo cego.

IV.1 MODELO NUMÉRICO DE SOLDA MULTIPASSE BIDIMENSIONAL

O modelo de elementos finitos axissimétrico desenvolvido foi elaborado de forma parametrizada, sendo dividido em três áreas de interesse: metal base, metal de solda 1º passe (TIG) e metal de solda 2º passe (SMAW). As simulações foram desenvolvidas através de duas etapas. A primeira é uma análise desacoplada que considera somente o processo térmico e é utilizada para calibrar os parâmetros da fonte de calor, comparando a distribuição de temperatura obtida com os valores aquisitados nos termopares instalados nos corpos-de-prova no momento da soldagem e com a extensão da ZTA medida através de análises metalográficas efetuadas após o processo de soldagem. A segunda etapa, executada após o processo de calibração, envolve uma análise acoplada que considera o acoplamento termomecânico e permite avaliar o nível de tensões durante e após o processo de soldagem. As propriedades mecânicas e térmicas do material variam em função da temperatura. A Figura IV.1 apresenta uma representação esquemática da geometria da seção analisada com o modelo desenvolvido, indicando as áreas associadas aos dois passes de soldagem.

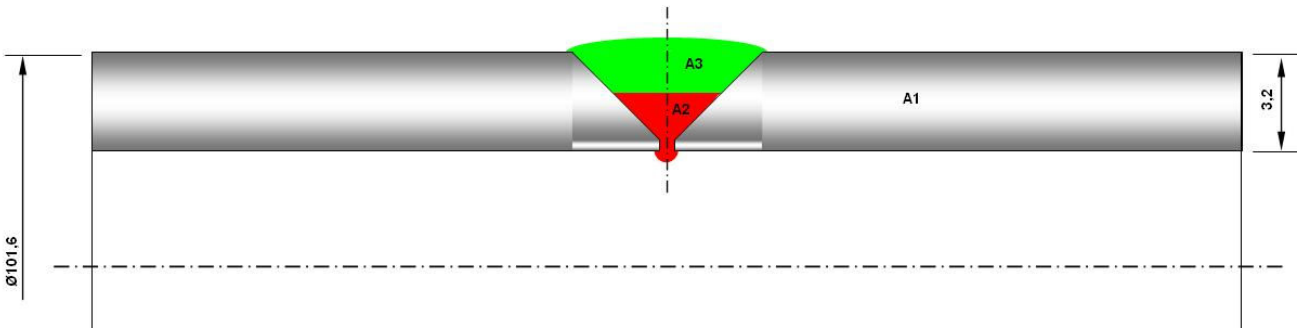


Figura IV.1 – Representação esquemática da geometria destacando a divisão de áreas associadas aos dois passes de soldagem utilizados no modelo numérico.

A simulação do processo de soldagem envolve a aplicação de três etapas: 1) soldagem da raiz, 2) ciclo de resfriamento, onde a temperatura mínima de interpasses de 150 ºC é respeitada; e 3) passe de acabamento e seu respectivo ciclo de resfriamento até a temperatura ambiente.

Para simular o efeito da aplicação de dois passes no processo de soldagem, durante o primeiro passe os elementos referentes à área de solda associados ao material depositado no segundo passe foram desativados através do comando KILL do Ansys. Este comando reduz as propriedades termomecânicas da região, como o módulo de elasticidade e o coeficiente de condutibilidade térmica em algumas ordens de grandeza, de modo a simular a ausência de material nesta região, onde a matriz de rigidez do material é multiplicada pelo valor padrão de $1.0E^{-6}$. Durante o segundo passe os elementos desta região são reativados através do comando ALIVE.

A aplicação de um modelo axissimétrico para análise de juntas de topo circunferenciais em tubos é uma simplificação que está associada a diversas limitações que devem ser consideradas na análise dos resultados. Nesse modelamento a fonte de soldagem assume uma velocidade infinita, visto que a aplicação do calor é simultânea em toda a circunferência da junta. Esta condição de axissimetria implica na ausência de gradientes de temperatura e de um processo de condução de calor na direção circunferencial.

Os modelos 2D axissimétricos são uma ferramenta muito útil na predição de campos de tensão residual com boa acurácia, porém os resultados devem ser vistos com cuidado por apresentarem diversas limitações na representação do processo como não representar corretamente as deformações causadas pelas tensões térmicas. Esta limitação é explicada pelo fato que o processo de solidificação e contração da zona fundida ocorre simultaneamente, o que afeta diretamente as interações computacionais do processo de solidificação na direção axial.

Em função das não-linearidades existentes e do acoplamento termomecânico com as propriedades físicas e mecânicas dependentes da temperatura, apesar das limitações, o modelo bidimensional axissimétrico representa uma opção, pois o hardware necessário para a simulação computacional é de elevado custo e o tempo despendido se torna cada vez mais elevado em função do grau de complexidade do modelo.

Outra estratégia utilizada para redução do tempo entre as interações realizadas pelo software, foi o modelamento de apenas metade da junta soldada em função da simetria em relação ao plano XZ que passa pelo centro do cordão circunferencial. As condições de contorno de convecção, indicadas pelas setas, e geometria são apresentadas nas Figuras IV.2 e IV.3

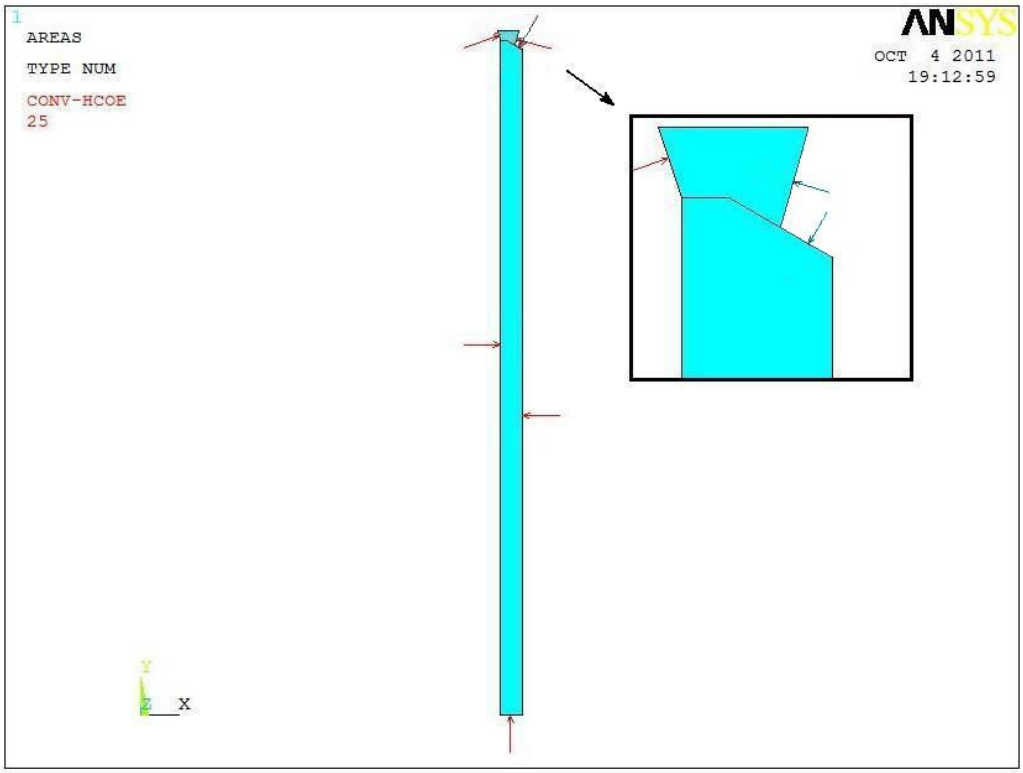


Figura IV.2 – Condições de contorno convectivas no modelo axissimétrico no primeiro passe de soldagem.

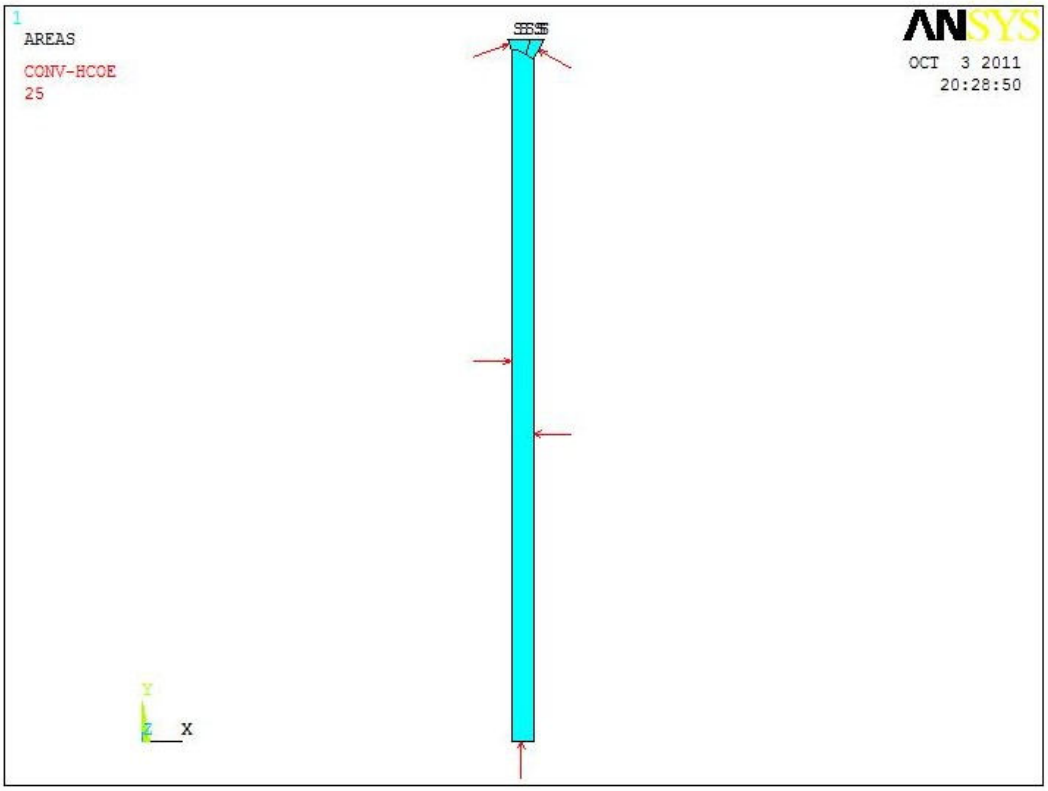


Figura IV.3 – Condições de contorno convectivas no modelo axissimétrico no segundo passe de soldagem.

Foi realizada uma análise de convergência ajustando-se a malha de elementos finitos, que possui tamanhos diferenciados para a região da zona fundida e para o metal de base de modo a lidar adequadamente com os gradientes mais elevados presentes nesta região. A região do metal de solda compreendida pelas áreas A1 e A2 apresentadas pela Figura IV.1 utiliza uma malha com elementos com dimensões da ordem de $\frac{t}{25}$ e a região do metal base apresenta uma malha com elementos com dimensões da ordem de $\frac{t}{15}$, onde t representa a espessura do tubo.

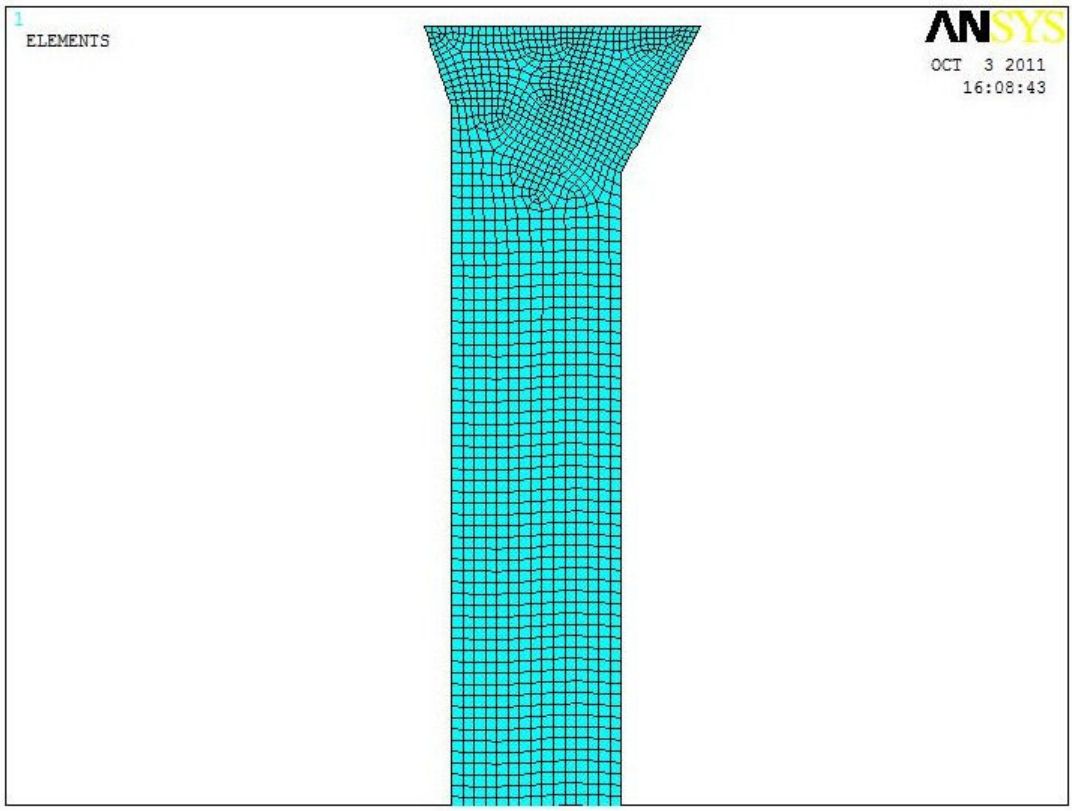


Figura IV.4 – Malha utilizada no modelo axissimétrico.

IV.1.1 ETAPA DE ANÁLISE TÉRMICA DESACOPLADA

Nesta análise, utilizou-se o elemento plano axissimétrico, Plane 55 (elemento bidimensional de 4 nós e 1 grau de liberdade por nó (Temperatura) – (Figura IV.5). Este elemento é aplicado ao modelo 2D em análises térmicas em regime permanente ou transitório de fluxo, com a possibilidade de transporte de massa no fluxo de calor a partir de um campo de constante de velocidade.

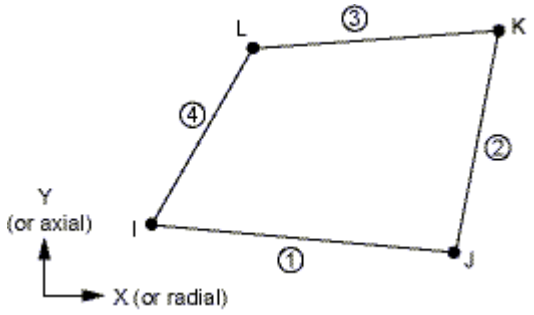


Figura IV.5 – Elemento Plane 55 (ANSYS INC., 2007)

A etapa de análise térmica é conduzida independente da análise de tensões em função de não ser utilizado o acoplamento termomecânico. A rotina elaborada considera propriedades físicas tais como a condutibilidade térmica e calor específico, ambos em função da temperatura.

Para representar a energia introduzida pelo processo de soldagem foi utilizado o modelo de fonte de calor volumétrico baseado na distribuição de duplo elipsóide de Goldak (GOLDAK, 2005). Os parâmetros do modelo de fonte de calor foram ajustados considerando os dados de temperatura aquisitados pelos termopares instalados nos corpos-de-prova e análises metalográficas da ZTA. Diagramas ternários Fe-Ni-Cr foram utilizados para determinação de faixas aproximadas de fusão da liga conforme apresentado pelas Figuras IV.6 e IV.7

O valor para a faixa de temperatura de fusão para o metal totalmente líquido adotado foi de 1480 a 1470 ºC, e a faixa de solidificação entre 1445 a 1385 ºC (ASM, 1966; LIPPOLD, 2005; MESSER et al., 2007).

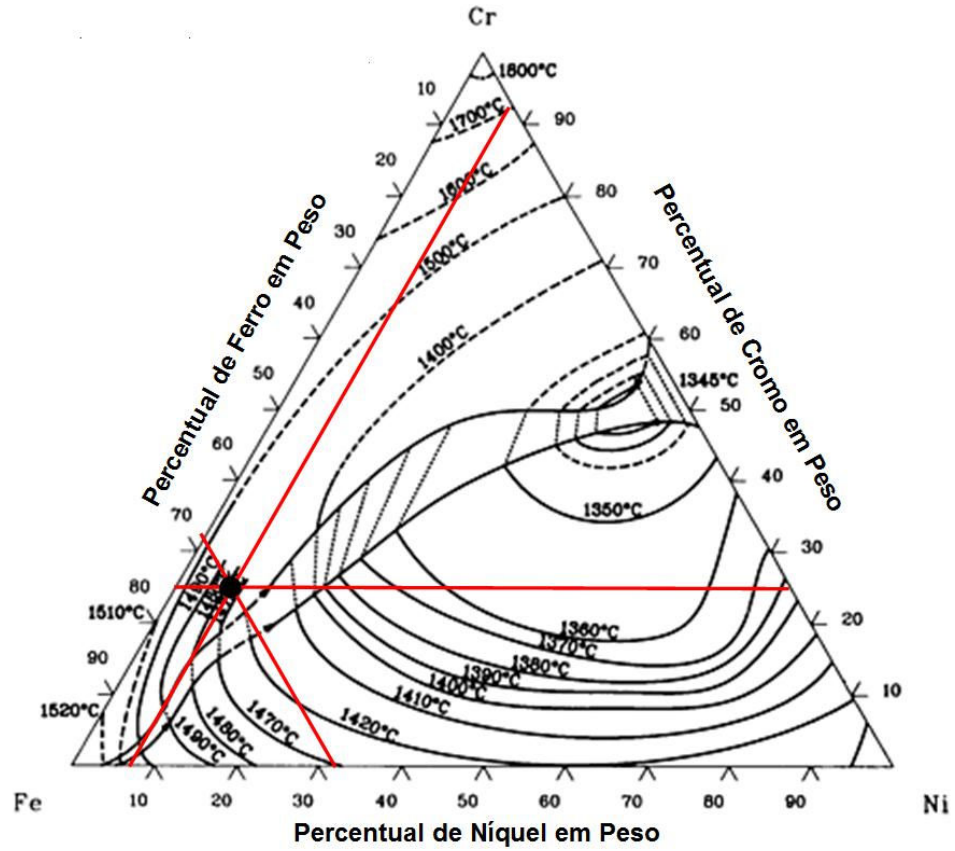


Figura IV.6 – Diagrama ternário Solidus Fe-Ni-Cr. (ASM, 1966)

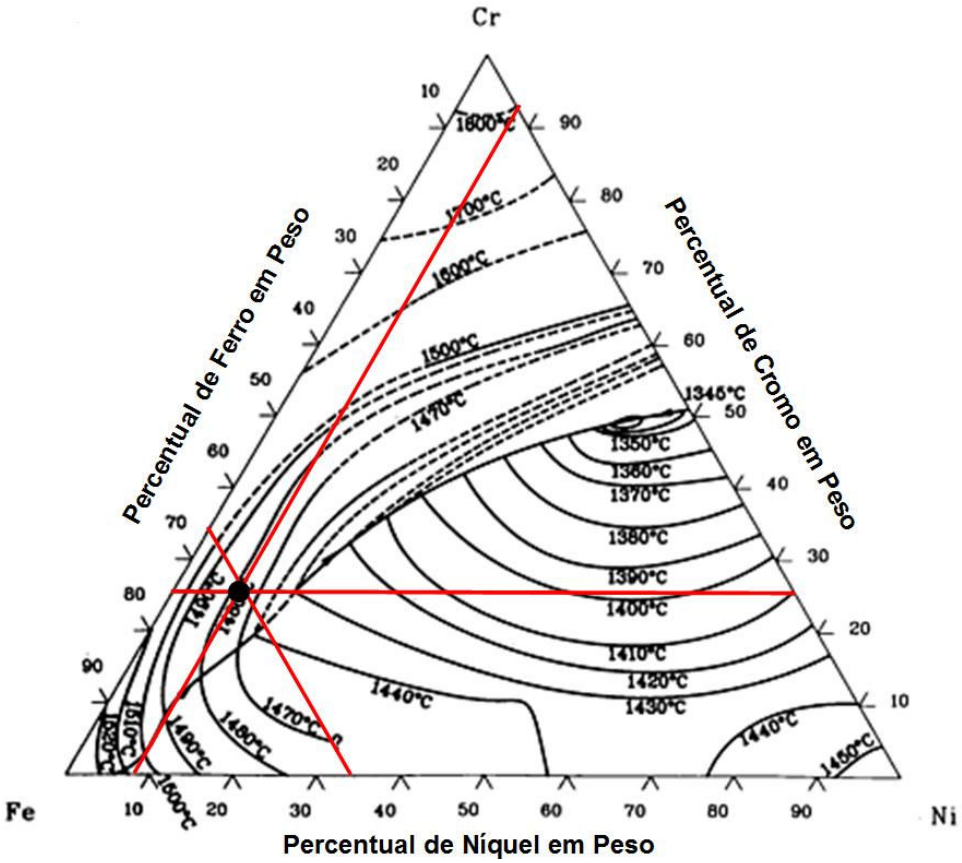


Figura IV.7 – Diagrama ternário Liquidus Fe-Ni-Cr. (ASM, 1966)

Para as simulações numéricas, o valor do coeficiente de convecção h adotado para as superfícies livres do tubo foi de 25 W $m^{-2}K^{-1}$. Para o material foram utilizadas as propriedades dos aços duplex e superduplex disponíveis na literatura (GUNN, 2003; IMOA, 2009; SANDVIK, 2007) até 600 ºC. Para valores acima desta temperatura utilizaram-se as propriedades térmicas e mecânicas para aços inoxidáveis (BRICKSTAD et al. 1998). A Tabela IV.1 apresenta as propriedades térmicas e mecânicas utilizadas nas simulações numéricas.

Para execução do modelo térmico foi adotada a massa específica como constante no valor de $\rho = 7800$ Kg/m^3. As propriedades mecânicas somente são utilizadas na análise com acoplamento termomecânico que é apresentado a seguir.

Tabela IV.1 – Propriedades térmicas e mecânicas utilizadas nas simulações numéricas. (BRICKSTAD et al. 1998; GUNN, 2003; IMOA, 2009; SANDVIK, 2007)

TEMP.	CALOR ESPECÍFICO	CONDUTIVIDADE TÉRMICA	COEFICIENTE DE DILATAÇÃO	MÓDULO DE ELASTICIDADE	POISSON	LIMITE DE ESCOAMENTO	MÓDULO TANGENTE
(°C)	J/(kg °C)	W/(m °C)	x10-6/°C	GPa	υ	σ_y MPa	E_T / E
20	490	14	13,5	200	0,278	585	0,014
100	505	15	13,5	194	-	480	0,014
200	520	17	14,0	186	0,288	400	0,014
300	550	18	14,0	180	-	380	0,014
400	585	20	14,5	160	0,298	-	0,014
500	-	22	15,0	150	-	-	0,014
600	-	-	-	-	-	209	0,014
800	609	25,5	19	135	0,327	154	0,014
1000	631	28,3	19	96	0,342	50	0,0001
1200	654	31,1	19	50	0,350	10	0,0001
1340	669	33,1	19	10	0,351	10	0,0001
1390	675	66,2	19	10	0,353	10	0,0001
2000	675	66,2	19	10	0,357	10	0,0001

Os parâmetros de soldagem utilizados nas simulações foram idênticos aos utilizados na etapa experimental, conforme listados na Tabela III.9.

IV.1.1.1 CALIBRAÇÃO E AJUSTE DOS PARÂMETROS DA FONTE DE CALOR

A calibração do modelo é realizada através do ajuste dos parâmetros a, b, C_1 e C_2 da fonte de calor de Goldak do duplo elipsóide, apresentado pela equação (25) e aplicação dos parâmetros tensão, corrente e velocidade de soldagem utilizados no momento da execução da junta soldada.

Para cada experimento desenvolveu-se uma simulação numérica correspondente, sendo ajustados os parâmetros dimensionais da fonte de calor para cada etapa, baseados nos valores de temperatura aquisitados pelos termopares e na medição da extensão da ZTA com o exame metalográfico. O ajuste dos parâmetros no modelo numérico é de fundamental importância para que a distribuição de temperaturas ao longo da junta possa ser correlacionada com a análise experimental.

Os parâmetros a, b estão relacionados com as dimensões da largura e da profundidade da fonte de calor, respectivamente. O comprimento da fonte de calor está relacionado com os parâmetros C_1 e C_2, onde o primeiro está associado à frontal, e o segundo à parte posterior da fonte de calor, conforme ilustrado na Figura II.13.

Na etapa de calibração dos parâmetros da fonte foi utilizado o modelo desacoplado, considerando-se somente os fenômenos térmicos. Conforme mencionado anteriormente, o modelo axissimétrico possui limitações associadas à geometria axissimétrica que não prevê a transferência de calor na direção circunferencial. O Capítulo V apresenta comparações entre os resultados obtidos com as simulações numéricas e com os experimentos. A Tabela IV.2 apresenta os parâmetros utilizados na fonte de calor para os três experimentos executados.

A diferença entre os parâmetros levantados para o primeiro experimento e para os dois subseqüentes está associada a problemas de acoplamento que ocorreram entre os termopares e o tubo para o primeiro experimento. Já para os experimentos subseqüentes, que contaram com uma nova metodologia de fixação dos termopares, observam-se valores constantes para os parâmetros após o ajuste, apenas sendo alteradas as variáveis de soldagem apresentadas na Tabela III.9

Os Apêndices A e B apresentam as rotinas de cálculo para o modelo bidimensional axissimétrico, desenvolvidas em linguagem de programação paramétrica APDL do pacote computacional de elementos finitos ANSYS .

Tabela IV.2 – Parâmetros do modelo da fonte de calor do duplo elipsóide de Goldak.

EXPERIMENTO	PROCESSO	PARÂMETROS			
		a (mm)	b (mm)	C_1 (mm)	C_2 (mm)
1	TIG	7,4 (2,3 t)	3,2 (t)	5,44 (1,7 t)	16,96 (5,3 t)
	SMAW	11,2 (3,5 t)	3,2 (t)	8,0 (2,5 t)	22,4 (7,0 t)
2	TIG	4,8 (1,5 t)	4,8 (1,5 t)	6,4 (2,0 t)	20,8 (6,5 t)
	SMAW	4,8 (1,5 t)	4,8 (1,5 t)	9,6 (3,0 t)	16,0 (5,0 t)
3	TIG	4,8 (1,5 t)	4,8 (1,5 t)	6,4 (2,0 t)	20,8 (6,5 t)
	SMAW	4,8 (1,5 t)	4,8 (1,5 t)	9,6 (3,0 t)	16,0 (5,0 t)

IV.1.2 ANÁLISE COM ACOPLAMENTO TERMOMECÂNICO

A análise com acoplamento termomecânico foi desenvolvida utilizando o elemento plano axissimétrico, Plane 13 (elemento bidimensional de 4 nós e 4 graus de liberdade por nó similar ao elemento da Figura IV.5, este elemento é aplicado ao modelo bidimensional em análises térmicas em regime permanente ou transitório de fluxo considerando os esforços gerados durante os gradientes térmicos gerados, e como conseqüência a informação das tensões residuais remanescentes no componente analisado.

O modelo considera elastoplasticidade com endurecimento cinemático bilinear e utiliza o modelo de material BKIN do Ansys. Os valores do módulo tangente foram obtidos considerando os valores do limite de escoamento e do limite de resistência do material para as diversas temperaturas.

Em função da limitação de aplicação dos aços duplex em temperaturas acima de 315ºC, não foi encontrado na literatura ou em especificações de fornecedores as propriedades físicas do material para temperaturas acima de 600ºC. Para a análise numérica utilizaram-se os valores disponíveis até 600ºC e a partir deste valor adotaram-se os valores disponíveis para o aço inoxidável austenítico. As propriedades mecânicas e físicas do material utilizada no modelo acoplado estão listadas na Tabela IV.1.

CAPITULO V - RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados obtidos para os perfis de temperatura e para distribuição de tensões residuais através das análises numéricas e experimentais desenvolvidas.

V.1 ANÁLISE TÉRMICA

A calibração do modelo numérico foi baseada na comparação de resultados do modelo e as curvas experimentais de aquecimento e resfriamento dos corpos-de-prova levantados durante o processo de soldagem com termopares instalados. A seguir serão apresentados os resultados e discussões sobre dos resultados obtidos através das simulações numéricas, dos modelos analíticos e dos dados experimentais para os três ensaios realizados.

V.1.1 PRIMEIRO EXPERIMENTO

As Figuras V.1 e V.2 mostram a comparação entre os resultados experimentais da evolução da temperatura durante os ciclos térmicos obtidos pelos TERMOPARES I e II, respectivamente, e os resultados obtidos com o modelo numérico para posições correspondentes. Pode-se observar uma boa correspondência entre os valores aquisitados durante os processos de soldagem e os obtidos com o modelo numérico. Observa-se que os resultados numéricos apresentam valores de temperatura máxima bem superiores aos encontrados para o experimento no segundo passe que está associado ao processo de soldagem SMAW. Considerando as limitações do modelo 2D axissimétrico, um dos fatores que pode ter influenciado a diferença de valores foi o fato de que os termopares fixados pelo lado interno do tubo estavam somente tocando a superfície interna do tubo sem furo para encaixe e com isso pode ter ocorrido uma alteração no seu posicionamento. Baseado no coeficiente de dilatação do aço (IMOA, 2009) e do cimento (OMEGA, 2011) e, em função dos efeitos de dilatação diferencial entre os dois elementos, pode ter ocorrido o deslizamento e desacoplamento entre o termopar e a superfície interna do tubo. Após o resfriamento completo da peça foi identificado que o cimento possuía diversas trincas ao contrário do primeiro passe pelo processo TIG que sofreu pouca variação no comparativo. Esta informação foi ratificada, pois o cimento após a soldagem da raiz estava perfeitamente íntegro. A Tabela V.1 apresenta com detalhes os valores e as diferenças nas temperaturas máximas obtidas entre os dados experimentais, um modelo analítico baseado na equação (17) e a simulação numérica para o primeiro experimento.

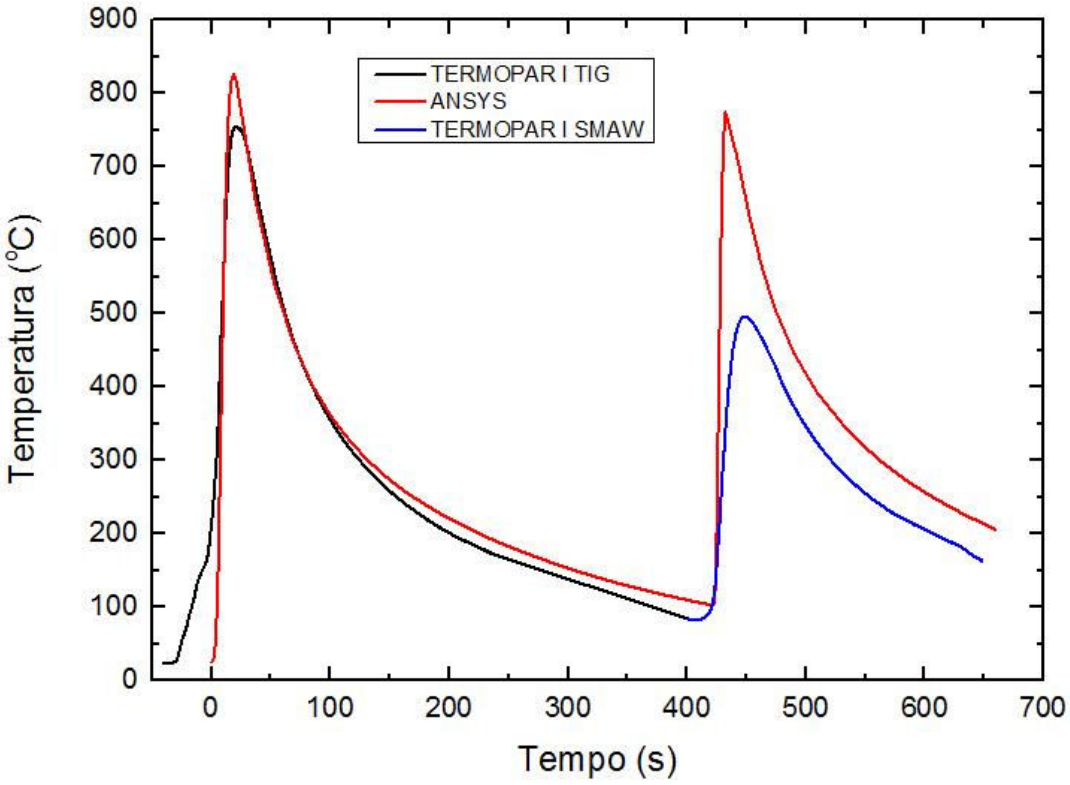


Figura V.1 – Evolução da temperatura. Resultados obtidos com o modelo numérico e dados aquisitados com o TERMOPAR I. Condição do experimento I.

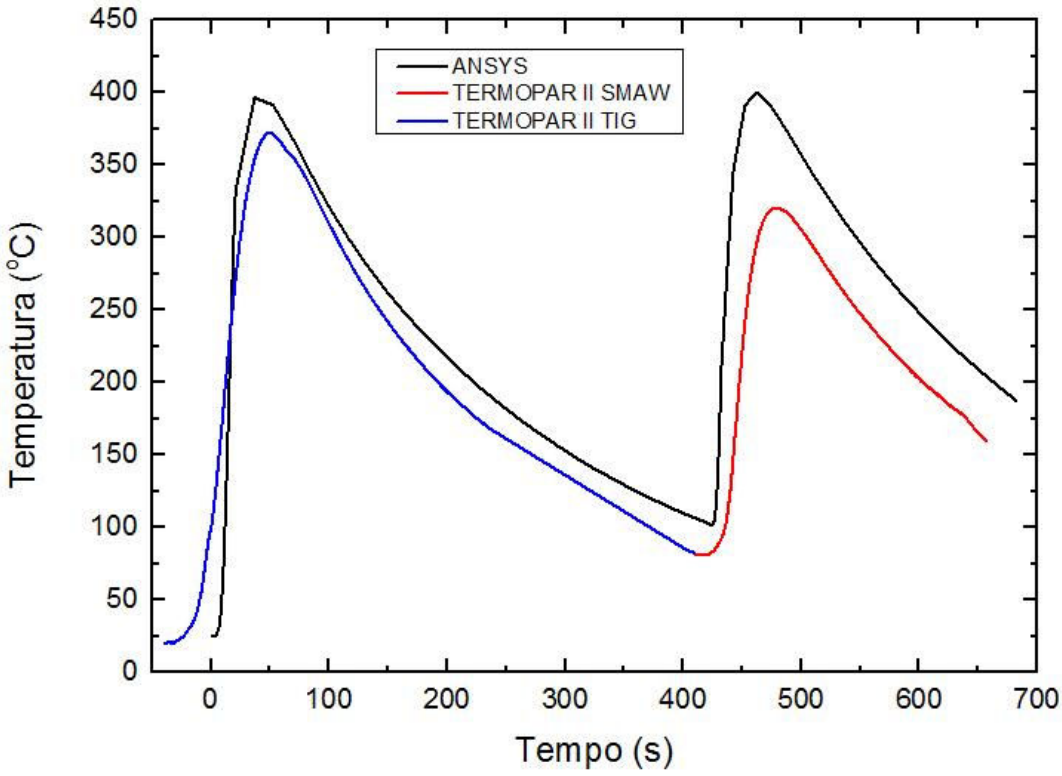


Figura V.2 – Evolução da temperatura. Resultados obtidos com o modelo numérico e dados aquisitados com o TERMOPAR II. Condição do experimento I.

Tabela V.1 – Tabela comparativa entre as temperaturas máximas obtidas para o primeiro experimento, considerando o modelo numérico, modelo analítico e dados experimentais.

PROCESSO DE SOLDAGEM	FONTE DE DADOS	TEMPERATURA MÁXIMA ºC	* DIFERENÇA %
TIG	TERMOPAR I	754,8	+ 8,6 %
	**MODELO NUMÉRICO	825,7	
	MODELO ANALÍTICO	1157,0	- 0,12 %
	***MODELO NUMÉRICO	1155,6	
SMAW	TERMOPAR I	495,9	+ 36,0 %
	**MODELO NUMÉRICO	774,5	
	MODELO ANALÍTICO	1267,0	- 9,6 %
	***MODELO NUMÉRICO	1156,1	
TIG	TERMOPAR II	372,4	+ 6,1 %
	**MODELO NUMÉRICO	396,6	
	MODELO ANALÍTICO	631,0	- 39,2 %
	***MODELO NUMÉRICO	453,2	
SMAW	TERMOPAR II	320,5	+ 19,9 %
	**MODELO NUMÉRICO	400,1	
	MODELO ANALÍTICO	821,0	- 97,3 %
	***MODELO NUMÉRICO	416,2	

* Diferença baseada em relação aos valores experimentais.

** O valor de temperatura foi aquisitada na superfície interna no modelo, onde foram fixados os termopares.

*** O valor de temperatura foi aquisitada na superfície externa no modelo numérico.

O modelo analítico baseado no modelo de Rosenthal e Adams descrito pela equação (17) permite estimar a temperatura de pico para chapas finas. Assim é necessário verificar se esta condição pode ser aplicada à geometria dos experimentos desenvolvidos. Aplicando a equação (11) do parâmetro adimensional de espessura relativa de Adams aos três corpos-de-prova, obtém-se um valor de 0,1, o qual indica que a geometria estudada pode ser classificada como chapa fina.

Os resultados obtidos mostram que a equação (17) apresenta valores de temperatura de pico sempre superiores aos encontrados pelos resultados experimentais e resultados da simulação numérica. As diferenças estão associadas às simplificações do modelo analítico e ao

fato de que o mesmo foi concebido para chapas, onde as equações de transferência de calor são modificadas. A aplicação deste modelo foi extrapolada para a condição de tubo, considerando que a geometria de um tubo se aproxima de uma chapa para valores elevados de raio de curvatura. Os resultados do modelo analítico servem apenas como uma estimativa qualitativa da previsão de temperatura de pico em um dado ponto.

V.1.2 SEGUNDO EXPERIMENTO:

No segundo experimento, em função das dificuldades citadas no item III.1.7 do Capítulo III, e nos resultados do primeiro experimento, foi implementada uma alteração na forma de fixação dos termopares ao corpo-de-prova. Como resultado, observam-se menores diferenças entre os valores de temperatura aquisitados durante a soldagem e os obtidos através do modelo numérico. A Tabela V.2 apresenta os valores experimentais e os simulados para o segundo experimento.

Como discutido no Capítulo IV, os ensaios utilizando os termopares foram essenciais para a calibração do modelo numérico. As Figuras V.3, V.4 e V.5 apresentam a evolução de temperatura obtida pelos termopares e pelo modelo numérico desenvolvido. As pequenas diferenças observadas entre os valores experimentais e numéricos (inferiores a 17%, como mostrado na Tabela V.2), mostram que o modelo numérico é capaz de representar adequadamente os ciclos térmicos dos processos de soldagem por eletrodo revestido e TIG.

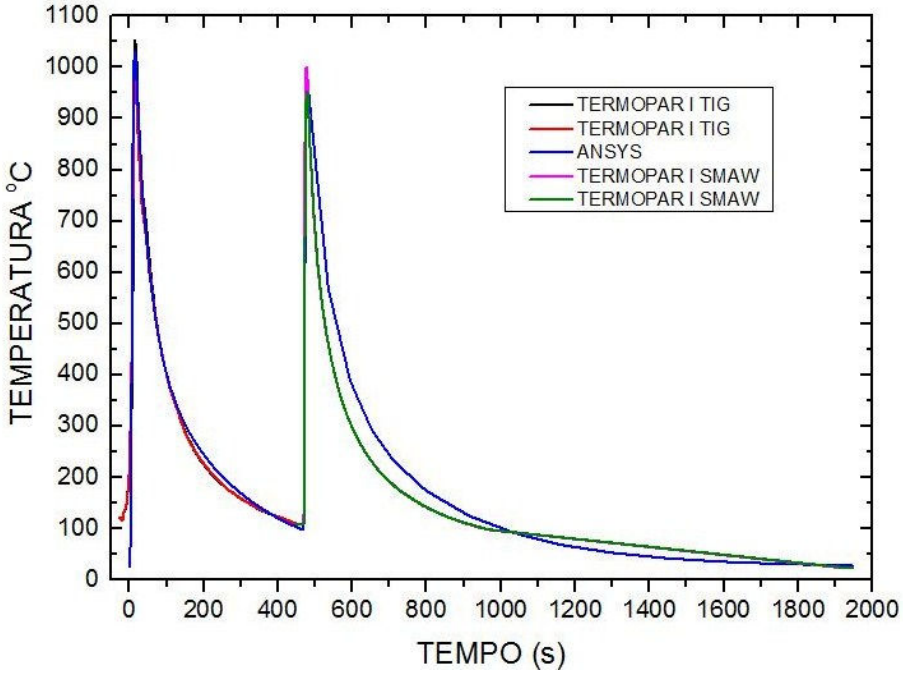


Figura V.3 – Evolução da temperatura. Resultados obtidos com o modelo numérico e dados aquisitados com o TERMOPAR I. Condição do experimento II.

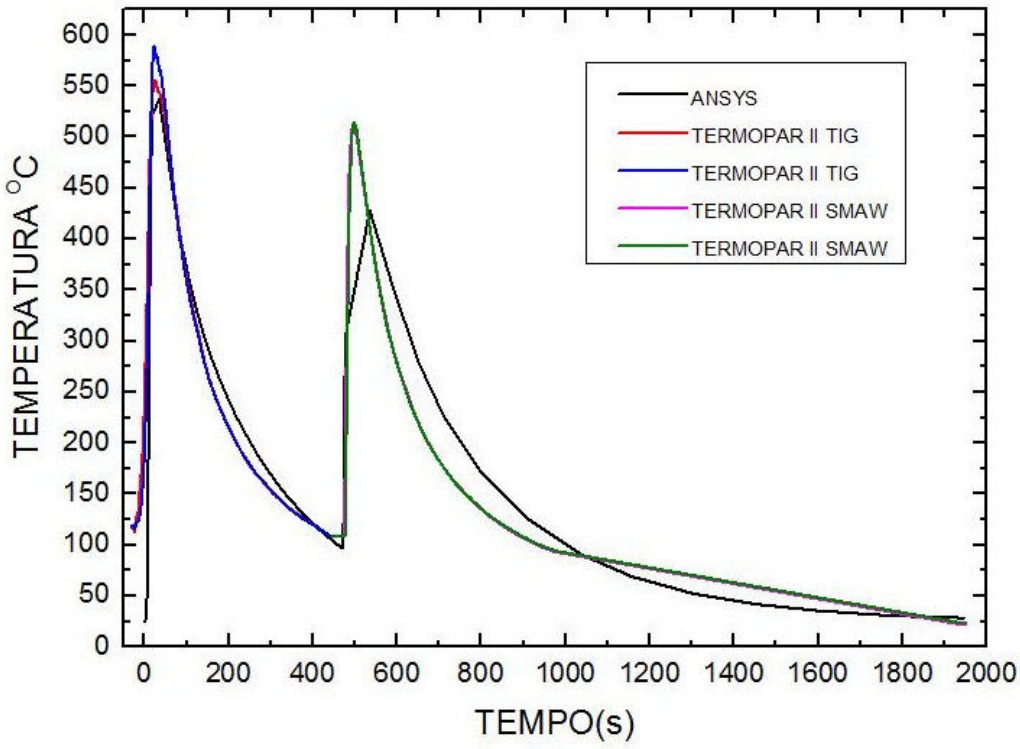


Figura V.4 – Evolução da temperatura. Resultados obtidos com o modelo numérico e dados aquisitados com o TERMOPAR II. Condição do experimento II.

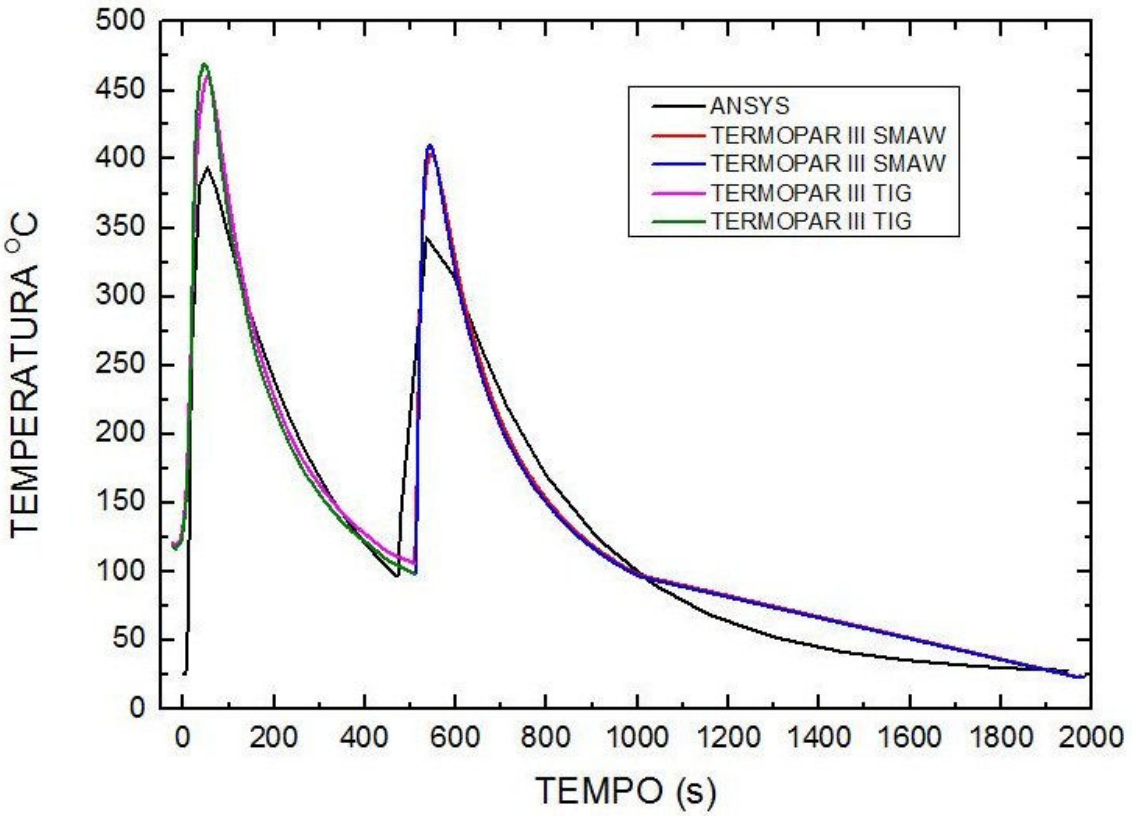


Figura V.5 – Evolução da temperatura. Resultados obtidos com o modelo numérico e dados aquisitados com o TERMOPAR III. Condição do experimento II.

Tabela V.2 – Tabela comparativa entre as temperaturas máximas obtidas para o primeiro experimento, considerando o modelo numérico, modelo analítico e dados experimentais.

PROCESSO DE SOLDAGEM	FONTE DE DADOS	TEMPERATURA MÁXIMA ºC	* DIFERENÇA %
TIG	TERMOPAR I	1051,8	- 1,9 %
	**MODELO NUMÉRICO	1031,7	
	MODELO ANALÍTICO	1096	6,2 %
	***MODELO NUMÉRICO	1075,6	
SMAW	TERMOPAR I	1000,0	- 0,5 %
	**MODELO NUMÉRICO	994,7	
	MODELO ANALÍTICO	1163	15,2 %
	***MODELO NUMÉRICO	1009,8	
TIG	TERMOPAR II	588,6	- 8,9 %
	**MODELO NUMÉRICO	536,4	
	MODELO ANALÍTICO	797	29,1 %
	***MODELO NUMÉRICO	617,1	
SMAW	TERMOPAR II	513,7	- 16,7 %
	**MODELO NUMÉRICO	427,9	
	MODELO ANALÍTICO	778	16,7
	***MODELO NUMÉRICO	666,6	
TIG	TERMOPAR III	469,2	- 16,0 %
	**MODELO NUMÉRICO	394,1	
	MODELO ANALÍTICO	675	49,6 %
	***MODELO NUMÉRICO	451,1	
SMAW	TERMOPAR III	409,9	- 16,3 %
	**MODELO NUMÉRICO	342,9	
	MODELO ANALÍTICO	644	35,5 %
	***MODELO NUMÉRICO	475,1	

* Diferença baseada em relação aos valores experimentais.

** O valor de temperatura foi aquisitada no modelo numérico a 2mm de profundidade, no mesmo ponto de instalação dos termopares.

*** O valor de temperatura foi aquisitada na superfície externa no modelo numérico.

V.1.3 TERCEIRO EXPERIMENTO

A metodologia utilizada no segundo experimento foi aplicada na análise térmica do terceiro corpo-de-prova. As Figuras V.6-V.8 apresentam a evolução da temperatura prevista pelo modelo numérico e pelos termopares. A Tabela V.3 apresenta um comparativo dos valores da temperatura máxima obtida pelos modelos numérico, analítico e dos termopares.

Pode-se também extrair dos resultados dos três experimentos que a dispersão entre os valores simulados e experimentais aumentam conforme o termopar se afasta longitudinalmente da junta soldada, isto ratifica a necessidade do levantamento e a utilização das propriedades térmicas e físicas dos aços duplex e superduplex. Assim como no caso anterior, observa-se uma boa concordância entre os valores numéricos e experimentais.

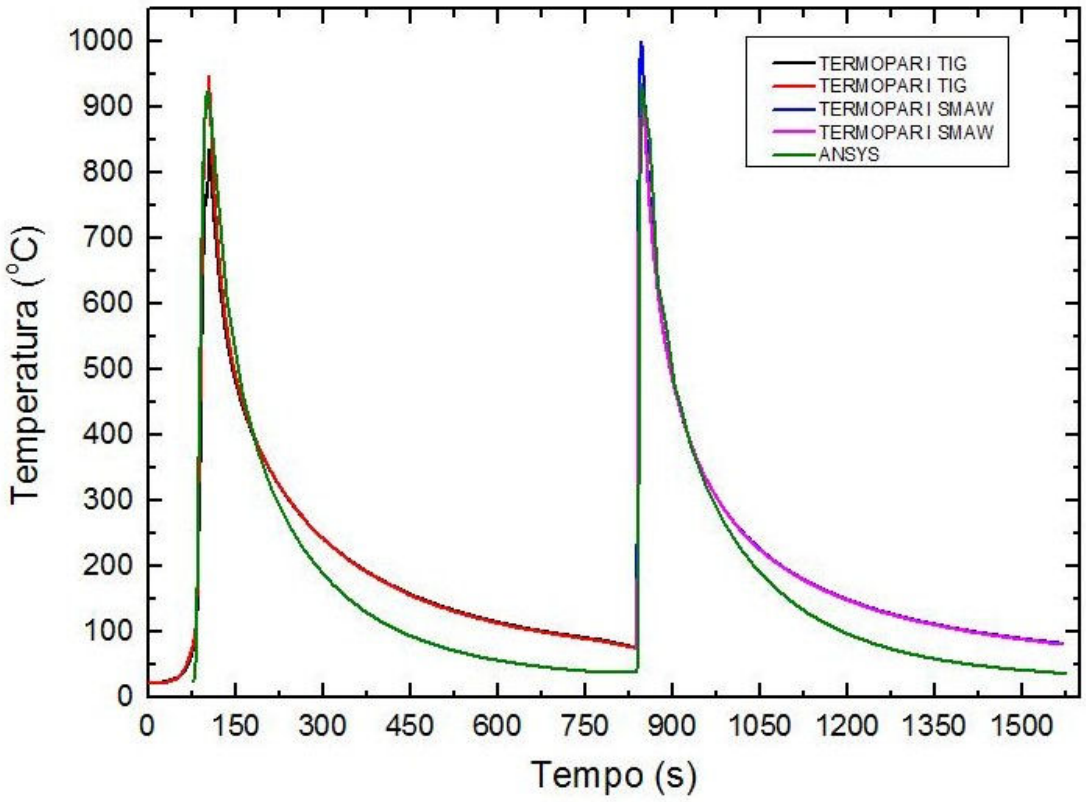


Figura V.6– Evolução da temperatura. Resultados obtidos com o modelo numérico e dados aquisitados com o TERMOPAR I. Condição do experimento III.

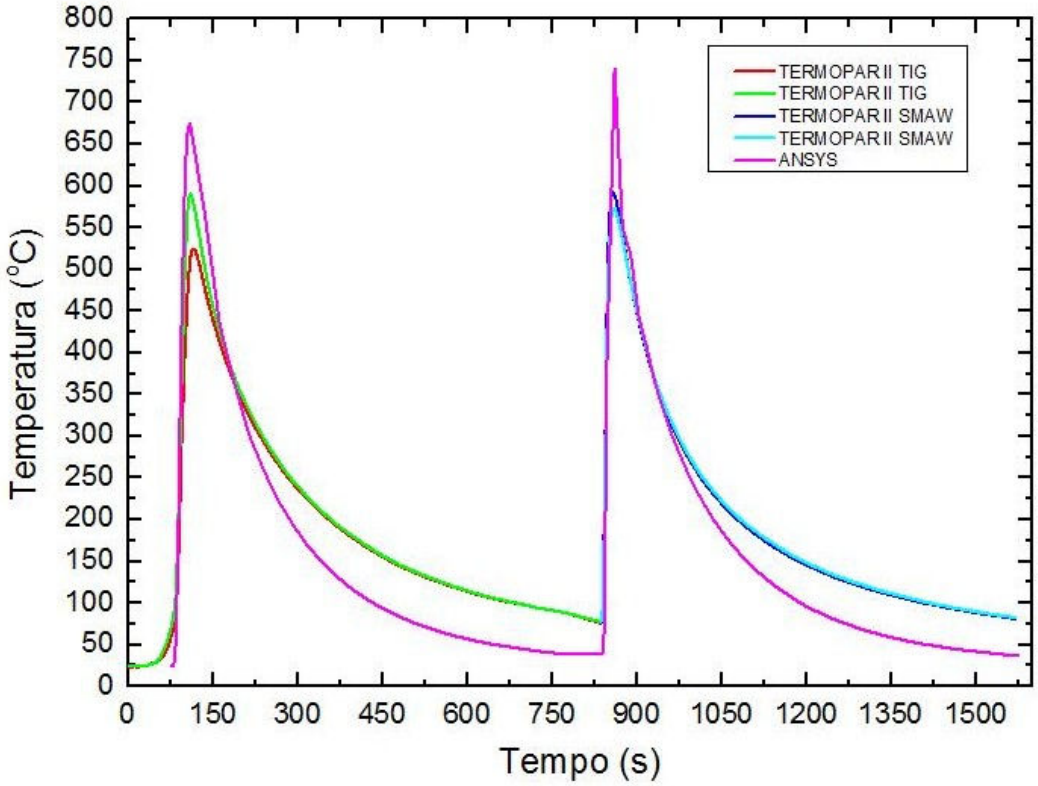


Figura V.7 – Evolução da temperatura. Resultados obtidos com o modelo numérico e dados aquisitados com o TERMOPAR II. Condição do experimento III.

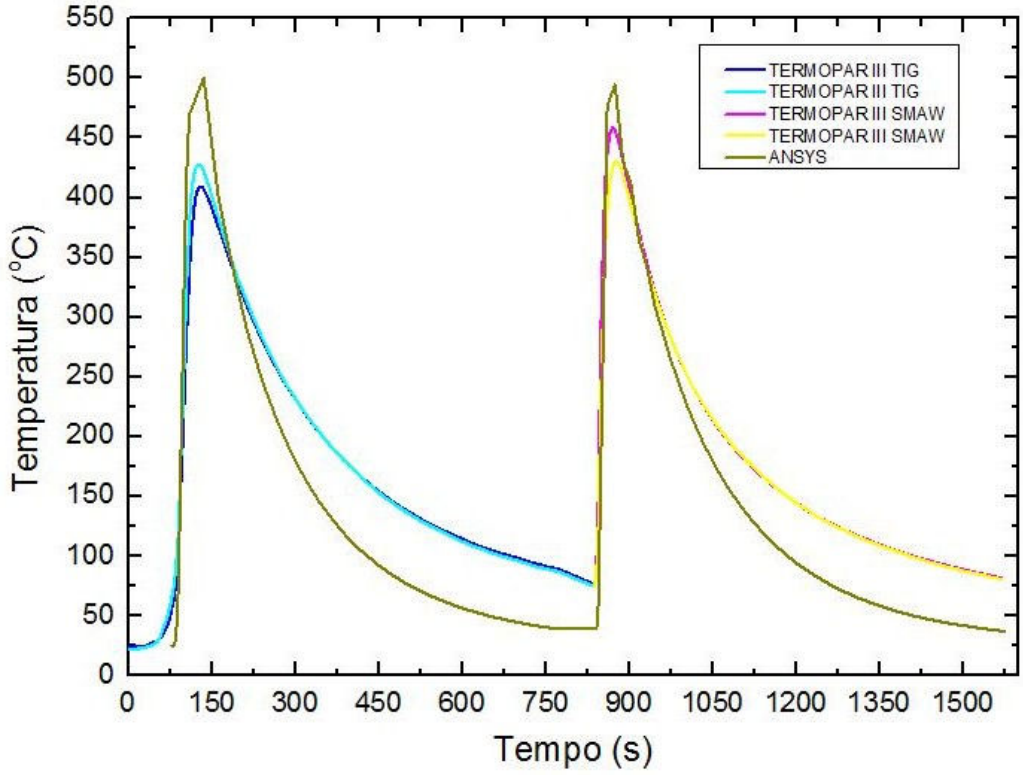


Figura V.8 – Evolução da temperatura. Resultados obtidos com o modelo numérico e dados aquisitados com o TERMOPAR III. Condição do experimento III.

Tabela V.3 – Tabela comparativa entre as temperaturas máximas obtidas para o primeiro experimento, considerando o modelo numérico, modelo analítico e dados experimentais.

PROCESSO DE SOLDAGEM	FONTE DE DADOS	TEMPERATURA MÁXIMA ºC	* DIFERENÇA %
TIG	TERMOPAR I	947,1	- 2,4 %
	**MODELO NUMÉRICO	924,5	
	MODELO ANALÍTICO	1102,0	- 15,6 %
	***MODELO NUMÉRICO	952,8	
SMAW	TERMOPAR I	999,3	- 6,9 %
	**MODELO NUMÉRICO	934,7	
	MODELO ANALÍTICO	1020,0	- 3,3 %
	***MODELO NUMÉRICO	987,7	
TIG	TERMOPAR II	590,3	+ 14,3 %
	**MODELO NUMÉRICO	674,8	
	MODELO ANALÍTICO	850,0	- 22,8 %
	***MODELO NUMÉRICO	692,3	
SMAW	TERMOPAR II	592,2	+ 25,0 %
	**MODELO NUMÉRICO	740,6	
	MODELO ANALÍTICO	757,0	- 36,7 %
	***MODELO NUMÉRICO	553,7	
TIG	TERMOPAR III	427,6	+ 16,9 %
	**MODELO NUMÉRICO	500,2	
	MODELO ANALÍTICO	693,0	- 40,6 %
	***MODELO NUMÉRICO	492,9	
SMAW	TERMOPAR III	458,2	+ 8,0 %
	**MODELO NUMÉRICO	494,8	
	MODELO ANALÍTICO	609,0	- 50,3 %
	***MODELO NUMÉRICO	405,1	

* Diferença baseada em relação aos valores experimentais.
** O valor de temperatura foi aquisitada no modelo numérico a 2mm de profundidade, no mesmo ponto de instalação dos termopares.
*** O valor de temperatura foi aquisitada na superfície externa no modelo numérico.

V.2 ANÁLISE DAS TENSÕES RESIDUAIS

Neste item são apresentados os valores de tensões residuais obtidos para os três experimentos pela técnica do furo passante e os valores e distribuições de tensões residuais obtidos de simulações numéricas com o modelo numérico acoplado para cada experimento.

V.2.1 LEVANTAMENTO DAS TENSÕES RESIDUAIS DOS TUBOS ANTES DA SOLDAGEM

Inicialmente foi aplicada a técnica do furo passante com intuito de levantar as tensões residuais existentes nos tubos de 4 polegadas de diâmetro, sem costura, extrudados e expandidos a quente com tratamento térmico de solubilização a 1075 ºC, antes da execução do processo de soldagem. Os valores encontrados estão indicados na Tabela V.4

Tabela V.4 – Valores de tensões residuais e deformações no tubo antes do processo de soldagem.

POSIÇÃO	DEFORMAÇÃO ($\mu\varepsilon$) Micro Strain	TENSÕES (MPa)						DIREÇÕES PRINCIPAIS	
		σ_x	σ_y	τ_{xy}	$\sigma_{máx}$	$\sigma_{\min}$	σ_{EqV}	$\beta_{\sigma_{máx}}$	$\beta_{\sigma_{\min}}$
Não Aplicável	$\varepsilon_1 = -144$	225.3	192.0	-11.8	229.1	188.2	211.6	-72.3	-162.3
	$\varepsilon_2 = -137$								
	$\varepsilon_3 = -96$								

De posse dos resultados levantados pela técnica do furo passante e apresentados na Tabela V.4, é possível verificar que mesmo após sofrer um tratamento térmico de solubilização o metal base, que no caso do experimento é um tubo, apresenta um nível de tensão residual equivalente inferior a 39% ao limite de escoamento mínimo do material, que é de 550 MPa. É importante ressaltar que estes valores iniciais de tensão residual não foram incorporados à simulação numérica ou superpostos em nenhum cálculo adicional. A seguir serão apresentados os resultados de tensões residuais obtidas pela técnica do furo passante para cada um dos três corpos de prova soldados com seus respectivos resultados das simulações numéricas com acoplamento.

V.2.2 PRIMEIRO EXPERIMENTO

A partir deste item são apresentadas as distribuições de tensão residual ao longo do modelo bidimensional após o resfriamento, na condição de temperatura ambiente. Neste primeiro experimento somente são apresentados os valores de tensão residual obtidos pelo

modelo numérico. Para este experimento não foram realizadas medições de tensões residuais pela técnica do furo passante uma vez que foi retirada uma amostra para análise metalográfica, e utilizada como fonte de informação para previsão de temperaturas para calibração do modelo na etapa de análise térmica. As Figuras V.9 a V.17 apresentam a distribuição de tensões ao longo da seção, onde se observa valores de tensões elevadas nas regiões de descontinuidades geométricas.

As Figuras V.9 e V.13 mostram, respectivamente, as tensões residuais na direção principal σ_1 e na direção σ_y. As Figuras mostram que existem tensões trativas na superfície interna e tensões compressivas na superfície externa da peça em regiões adjacentes ao cordão de solda circunferencial. Ainda explorando as mesmas figuras verifica-se que as tensões trativas são da ordem do escoamento do material e estão na região da raiz da solda, que é um local de difícil acesso para inspeção pelas técnicas de ensaios não-destrutivos convencionais. Além disso, estas tensões trativas serão ampliadas pelas tensões trativas de mesma direção promovidas por um carregamento de pressão interna. Dessa forma, os resultados indicam que esta é uma região crítica do tubo e que a presença de uma descontinuidade nesta região, como por exemplo, uma trinca, pode resultar numa condição crítica para a integridade estrutural do tubo.

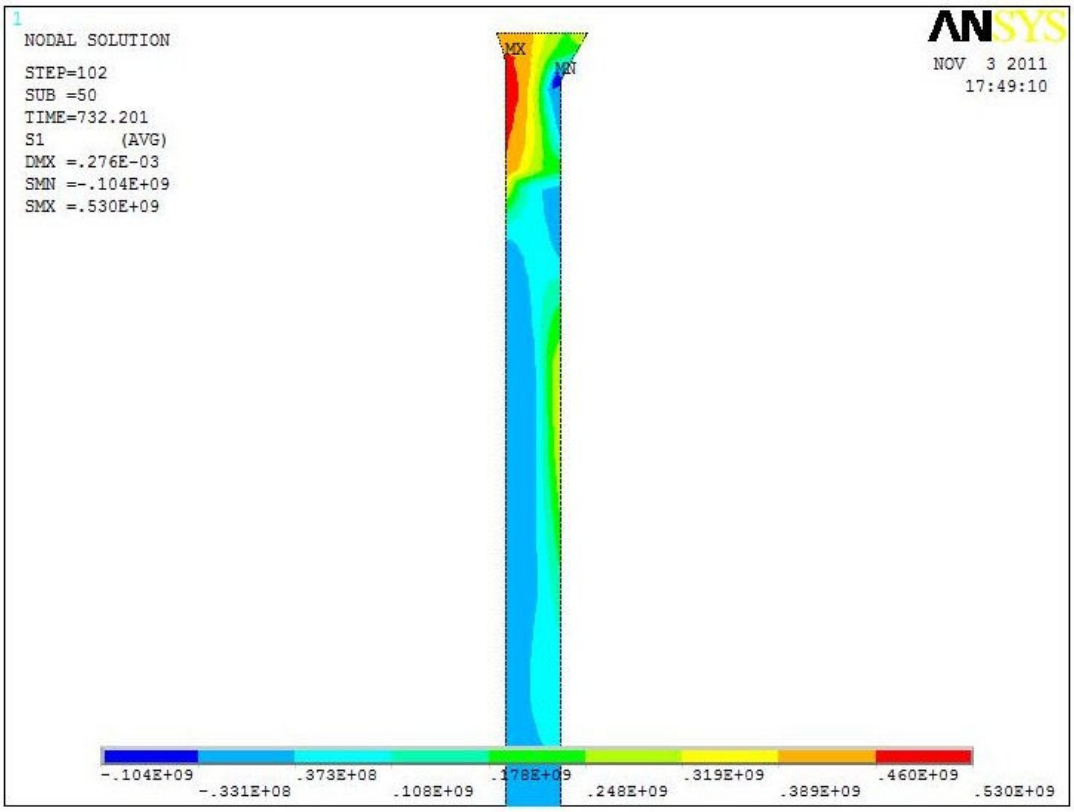


Figura V.9 – Distribuição de tensão principal σ_1. Condição do experimento 1.

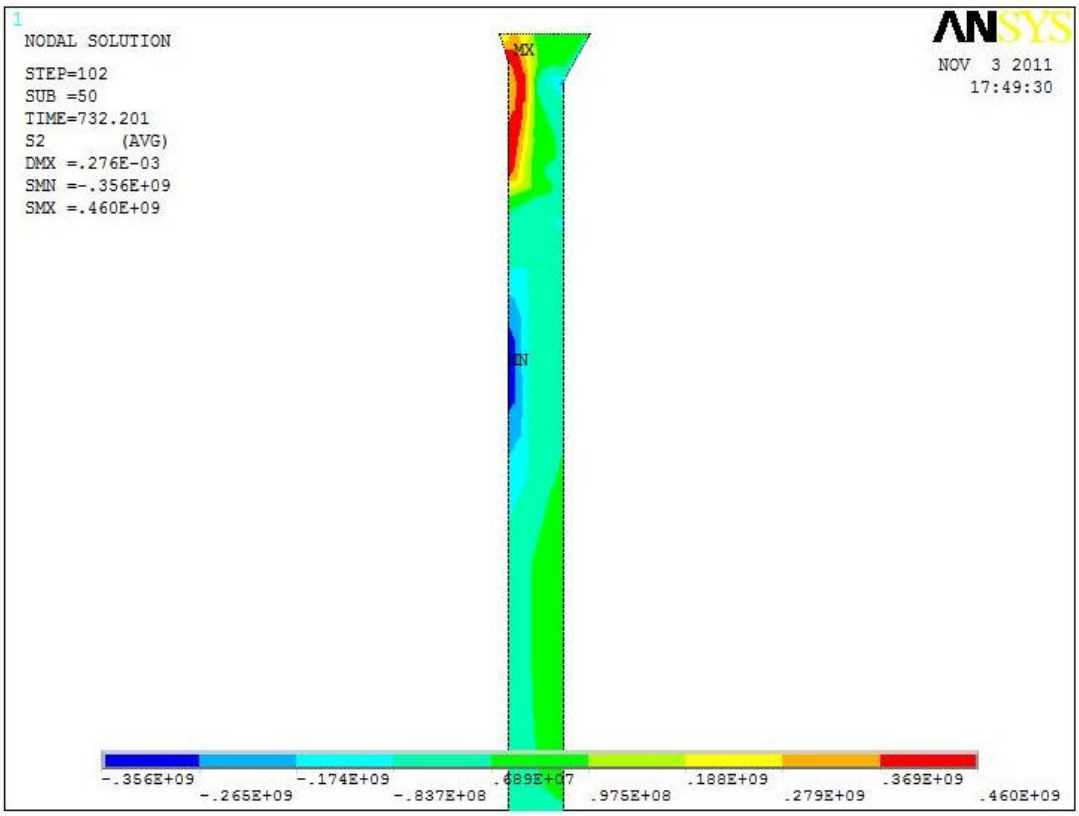


Figura V.10 – Distribuição de tensão principal σ_2. Condição do experimento 1.

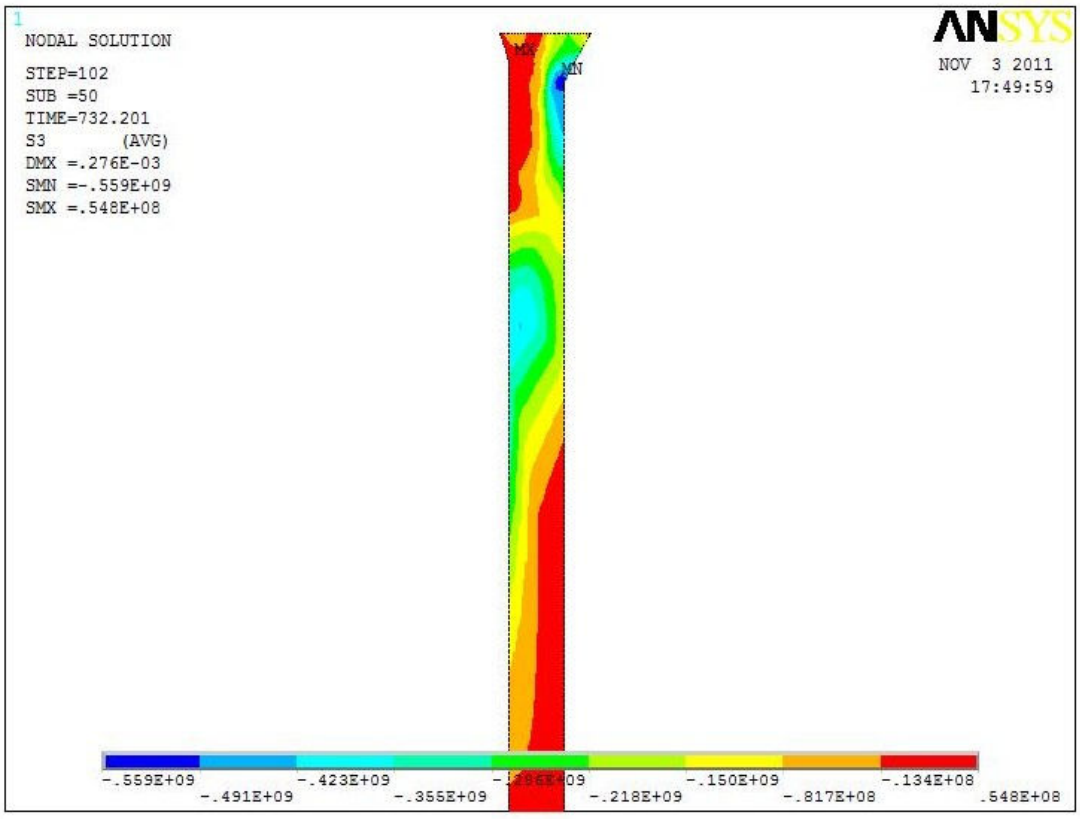


Figura V.11 – Distribuição de tensão principal σ_3. Condição do experimento 1.

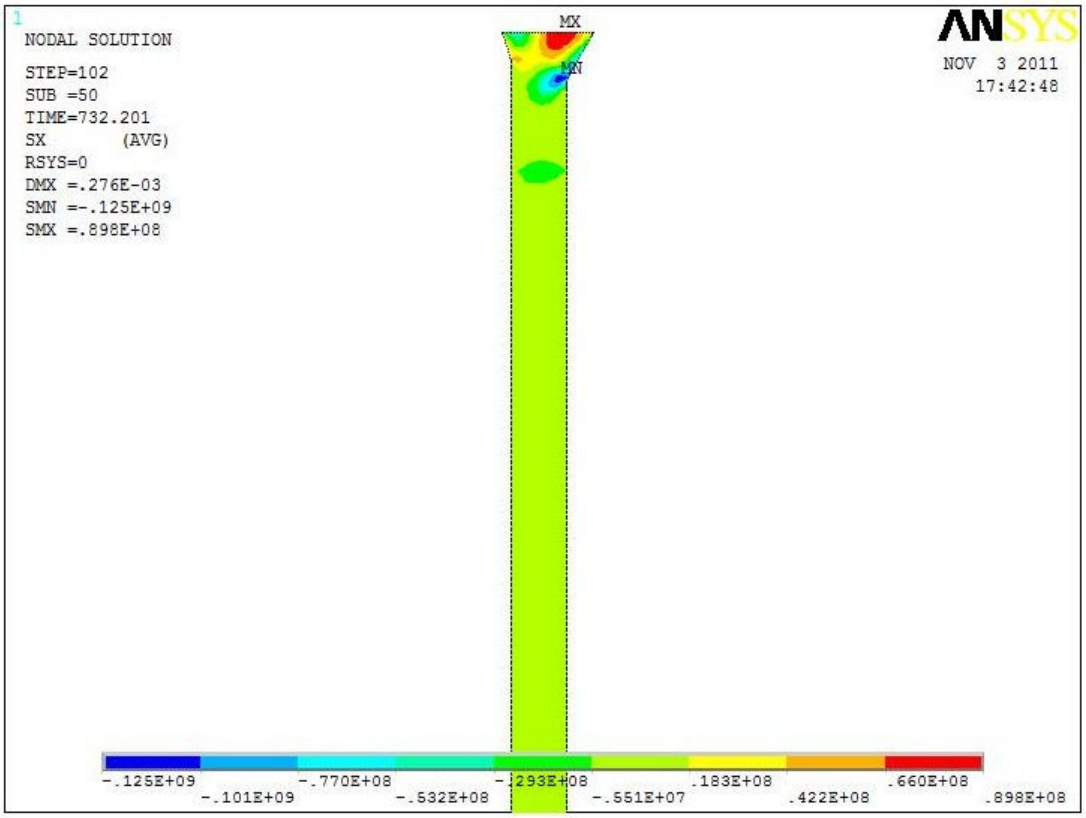


Figura V.12 – Distribuição de tensões na direção radial σ_x. Condição do experimento 1.

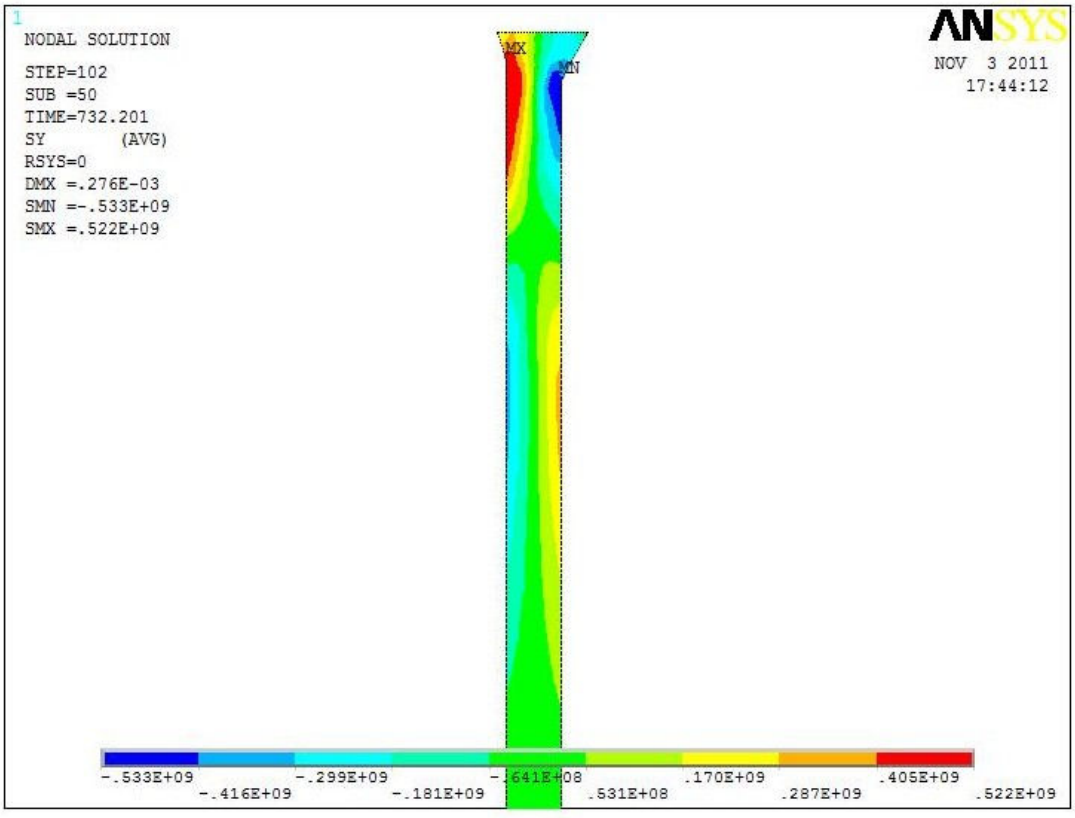


Figura V.13 – Distribuição de tensões na direção longitudinal σ_y. Condição do experimento 1.

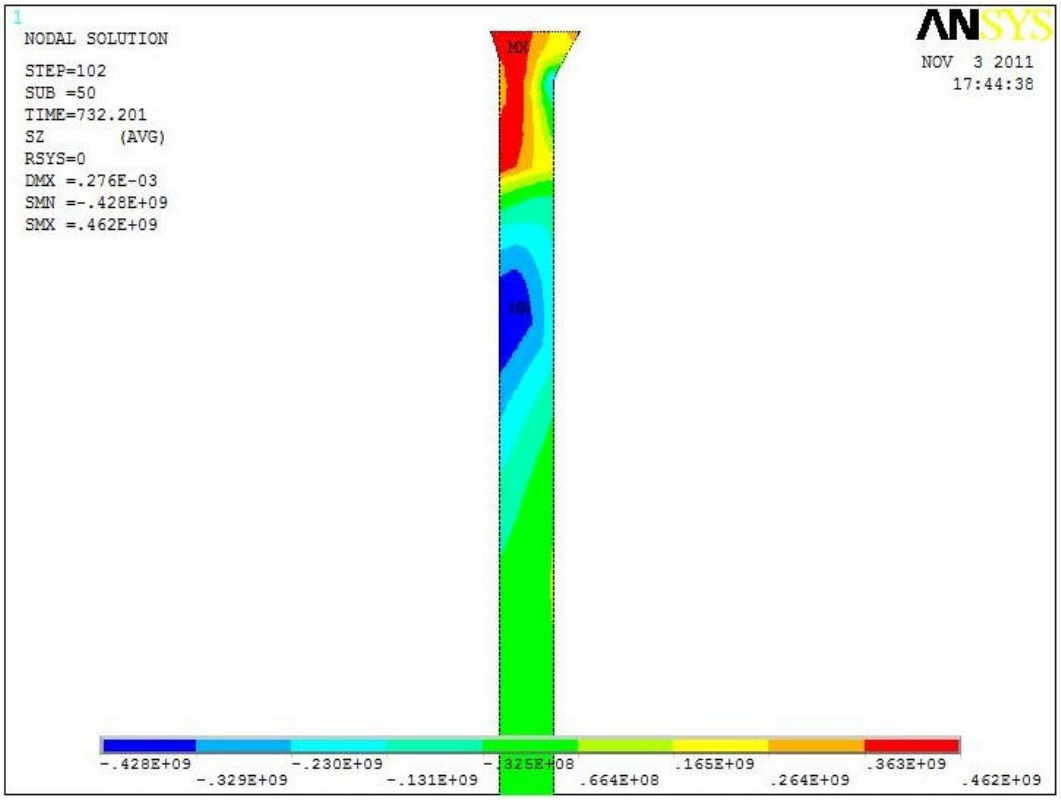


Figura V.14 - Distribuição de tensões na direção circunferencial σ_Z. Condição do experimento 1.

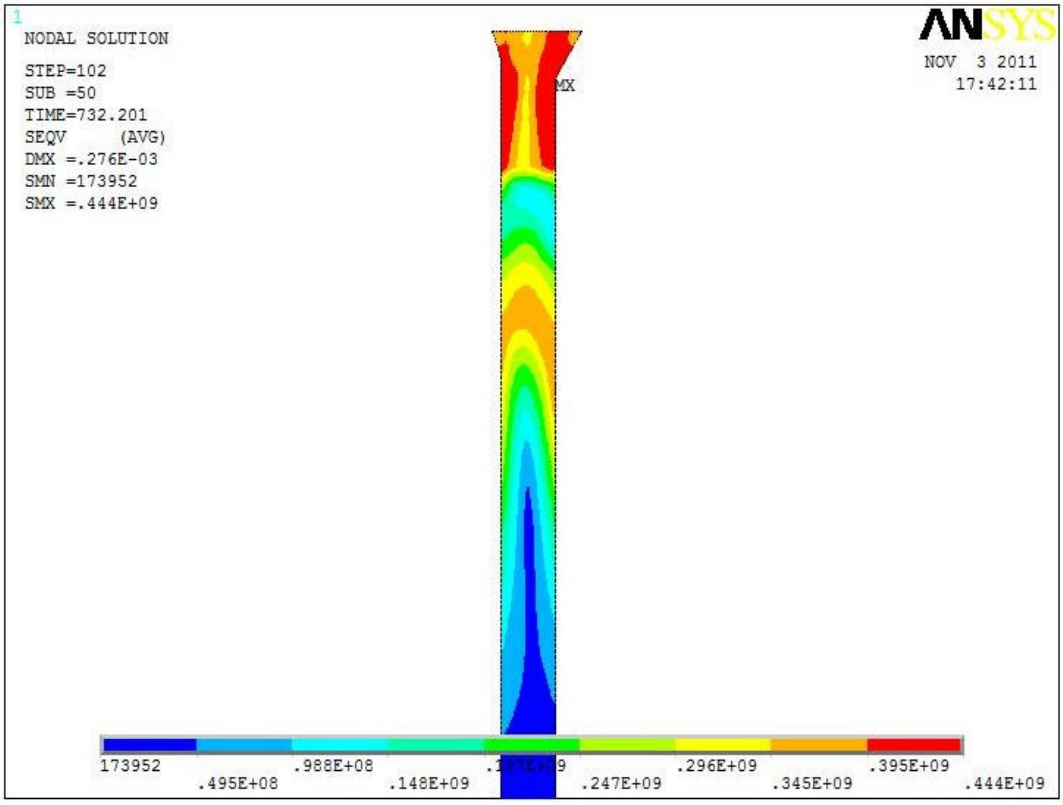


Figura V.15 - Distribuição da tensão equivalente de *von Mises* σ_{EqV}. Condição do experimento 1.

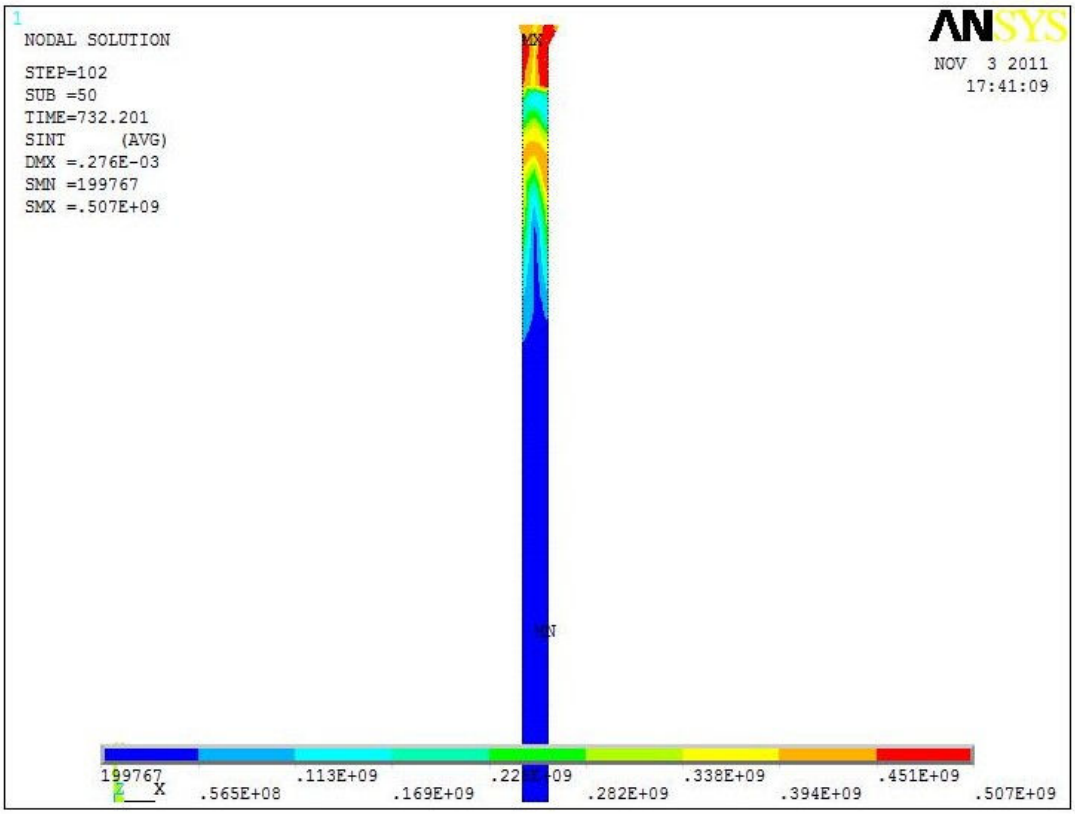


Figura V.16 – Distribuição da tensão equivalente de *Tresca* σ_{EqT} . Condição do experimento 1.

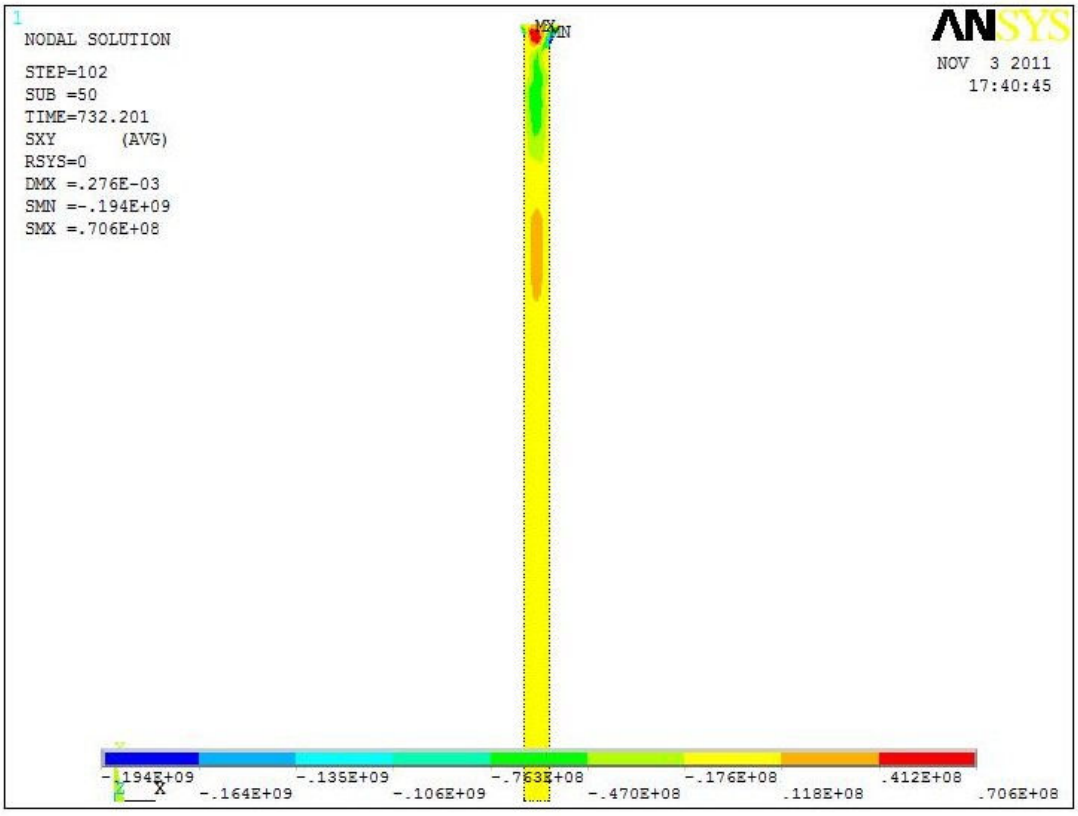


Figura V.17 - Distribuição da tensão de cisalhamento na direção τ_{xy} . Condição do experimento 1

A Figura V.18 apresenta o comportamento da evolução das tensões residuais durante as etapas de soldagem para um ponto situado na superfície externa do tubo posicionado a uma distância de 22,3 mm do centro do cordão de solda. Este ponto representa o local onde ocorre uma tensão de flexão como pode ser observado na Figura V.13 devido ao efeito “torniquete” (PURMOHAMAD, 2008; YAGHI, 2008) causado pela contração da solda circunferencial na etapa de solidificação e resfriamento. Observa-se para as duas etapas que após o aumento da tensão ocorre uma redução substancial, promovida pela redução dos valores das propriedades mecânicas do material com o aumento da temperatura.

As Figuras V.19-V.21 apresentam graficamente as distribuições de tensão na direção longitudinal, circunferencial e *von Mises* respectivamente. Explorando a Figura V.21 é observada uma queda acentuada no nível de tensões à 10 mm da margem, isso se explica pelo fato do comportamento da distribuição de tensões ao longo da espessura e neste ponto ocorre a inversão desta distribuição, onde a superfície externa afastando-se da solda deixa ter um estado de tensões compressivas passando a ser um trativas. O mesmo ocorre de forma inversa na superfície interna no tubo. Observando as mesmas figuras verifica-se que a partir de 45 mm a partir da margem da solda ocorre uma estabilização das tensões residuais surgindo valores próximos de zero ou do valor de tensões preexistentes no material antes da soldagem. Normas como a PETROBRAS N-115 de Fabricação e Montagem de Tubulações Metálicas indicam que a distância mínima entre soldas circunferenciais deve ser de 4 vezes a espessura ou 100 mm o que for maior, como forma de evitar essa interação de tensões e o efeito de um novo ciclo térmico no material que já sofreu alterações metalúrgicas

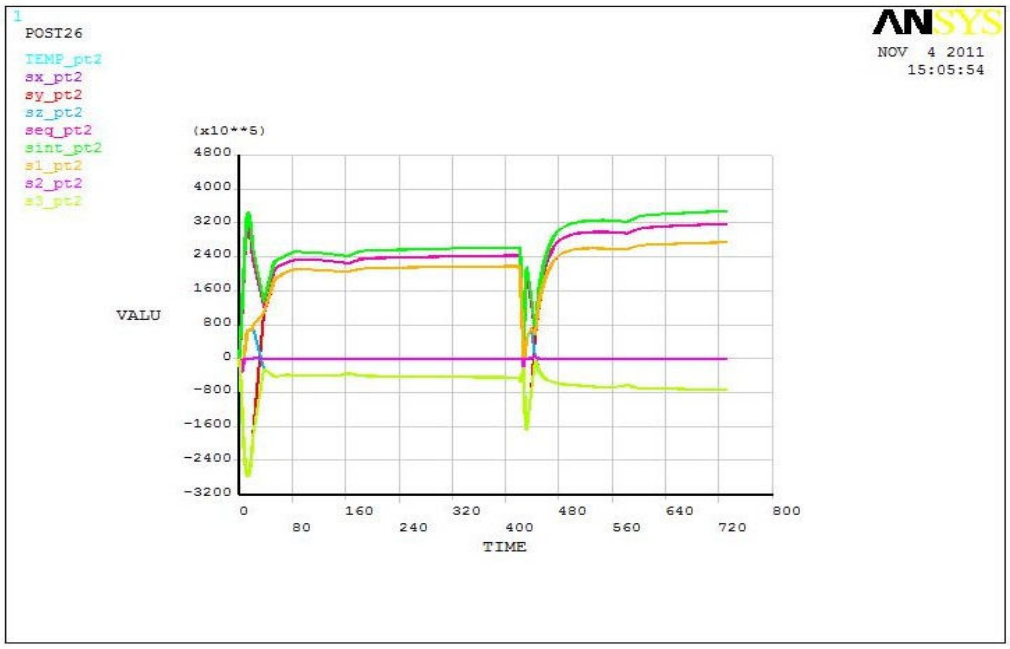


Figura V.18 – Evolução das tensões ao longo do tempo para um ponto posicionado a 22,3 mm do centro do cordão de solda.

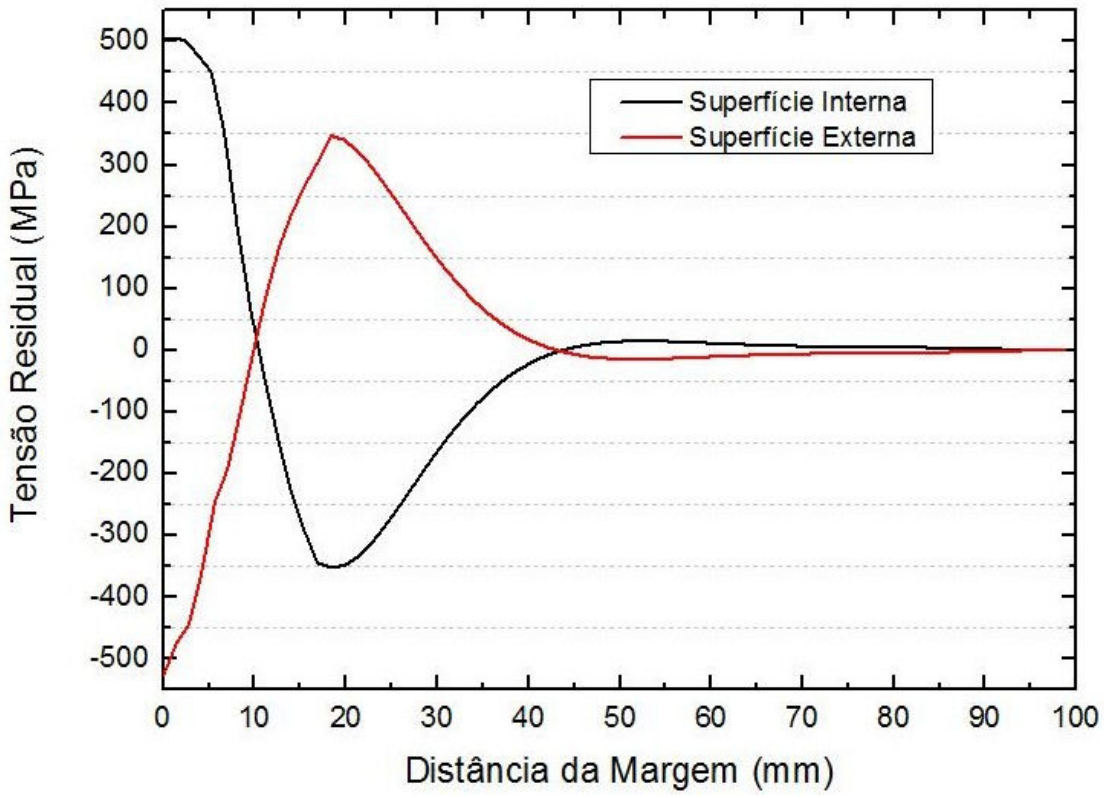


Figura V.19 – Distribuição das tensões residuais na direção longitudinal obtidas pela simulação numérica ao longo do comprimento do tubo a partir da margem da solda.

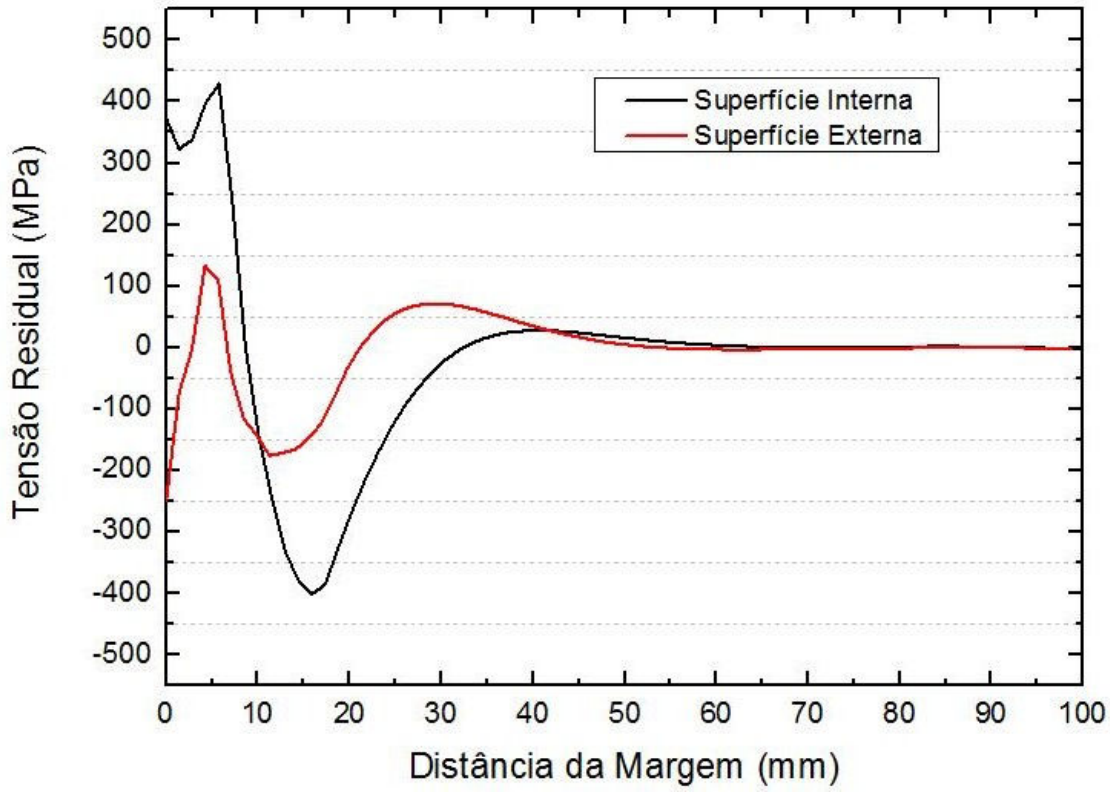


Figura V.20 – Distribuição das tensões residuais na direção circunferencial obtidas pela simulação numérica ao longo do comprimento do tubo a partir da margem da solda.

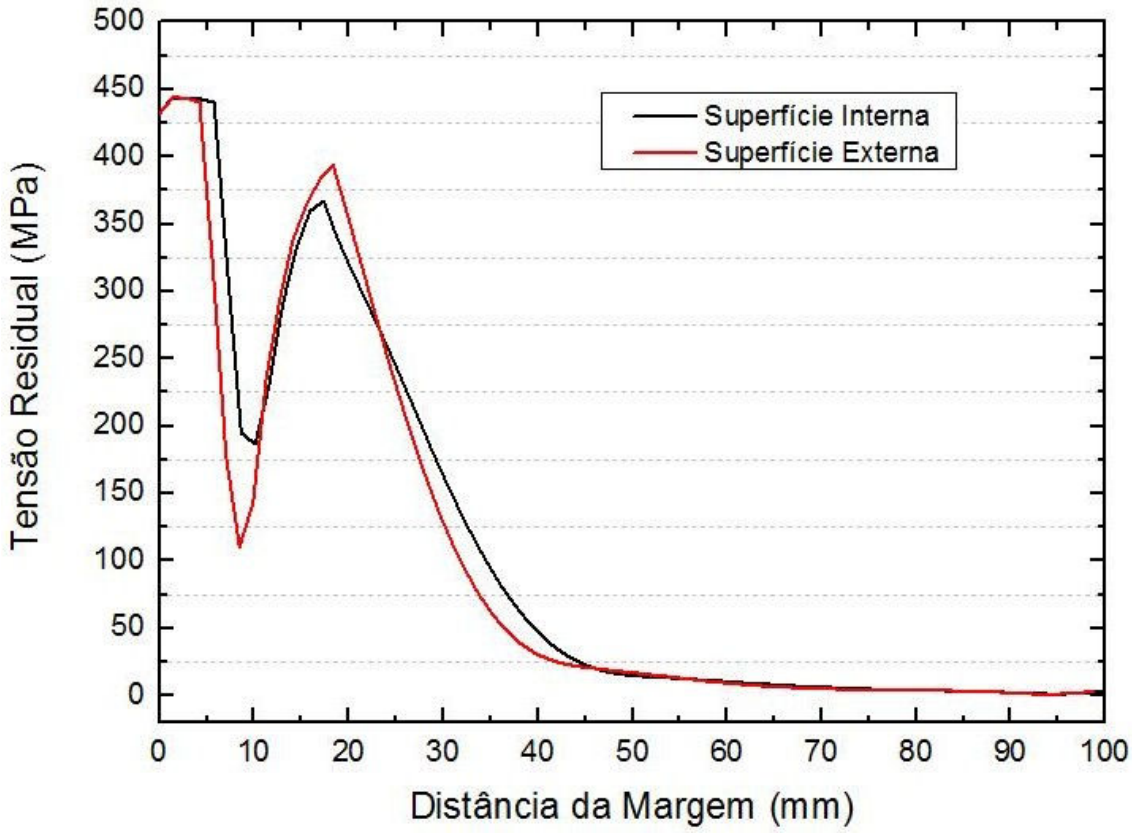


Figura V.21 – Distribuição das tensões residuais equivalentes de *von Mises* σ_{EqV} obtidas pela simulação numérica ao longo do comprimento do tubo a partir da margem da solda.

V.2.3 SEGUNDO EXPERIMENTO

Neste experimento foram avaliadas de forma similar ao experimento anterior às distribuições de tensões residuais obtidas na simulação numérica e o valor de tensão residual encontrada pelo procedimento experimental pela técnica do furo passante. Observa-se que neste experimento os valores de tensões residuais obtidos pela técnica do furo passante obtiveram valores inferiores a 7% do valor de tensão de escoamento mínimo do metal de base, isto se explica pelo fato que conforme mostrado nas Figuras V.33 a V.35 este ponto corresponde a uma região onde ocorre a inversão dos valores de tensão, se aproximando de zero, Este efeito é função da contração da junta soldada circunferencial e do surgimento de tensões de flexão entre a solda e o ponto de flexão máximo a 22 mm da margem da junta soldada.

Pode-se também observar que nesta região houve uma boa correspondência entre os valores de tensão pela técnica do furo passante e pelos valores obtidos pela simulação numérica, principalmente na direção longitudinal de tensões. Como será observado em maiores detalhes na discussão sobre os resultados de tensões residuais do terceiro experimento, a técnica do furo passante só considera o valor da deformação final total nos

cálculos de tensões residuais, ou seja, após o furo completo. Com este critério se obtém apenas um valor médio de tensões, e para componentes que a tensão varia ao longo da espessura os resultados podem não apresentar boa ou nenhuma correspondência.

Esta afirmação parece ser contraditória com os valores de tensões apresentados pela Tabela V.6, sendo que a justificativa principal deste bom resultado está vinculada ao fato de que o ponto onde a furação foi executada está na região onde ocorre a inversão de tensões mencionadas anteriormente, e com isso os valores de tensão ao longo da espessura estão bem próximos, com um gradiente atenuado. Logo os valores médios pela simulação e pela técnica do furo passante estarão bem próximos.

Observando as Figuras de V.22 a V.30 verifica-se que os modelo numérico apresentou um comportamento similar ao experimento anterior, mesmo se alterando o parâmetros de soldagem e realizando-se um novo ajuste da fonte de calor conforme valores apresentados nas Tabelas III.9 e IV.2 respectivamente.

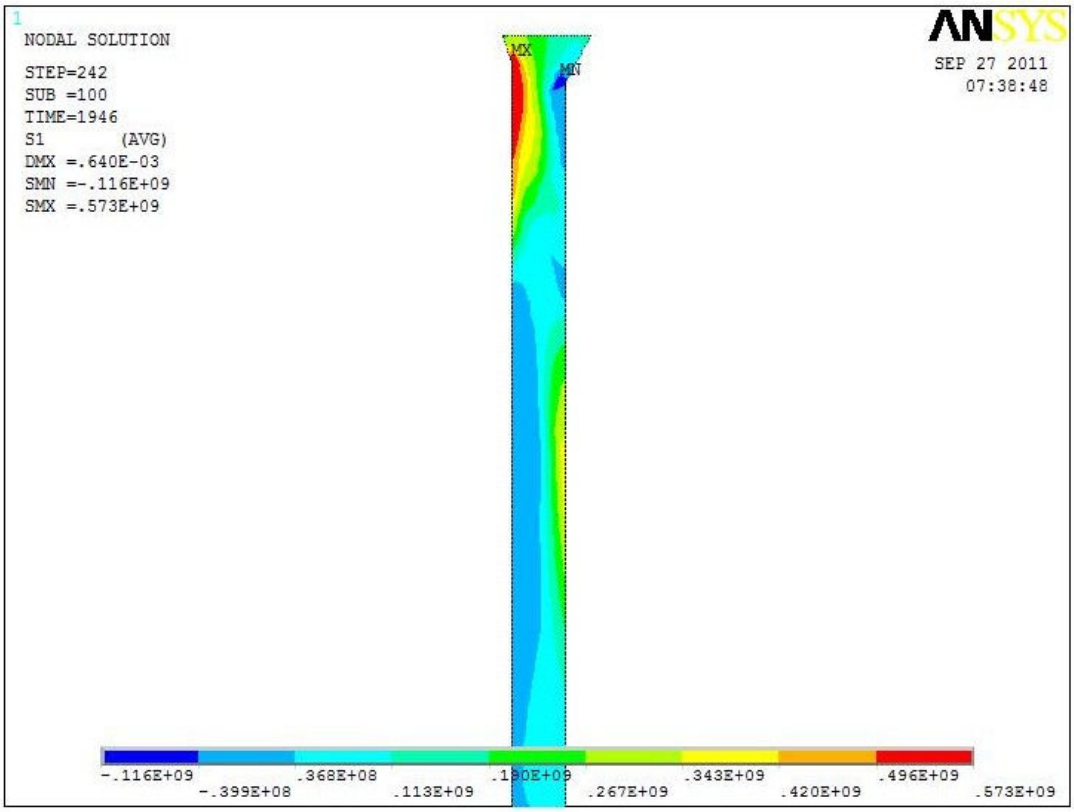


Figura V.22 – Distribuição de tensão principal σ_1. Condição do experimento 2.

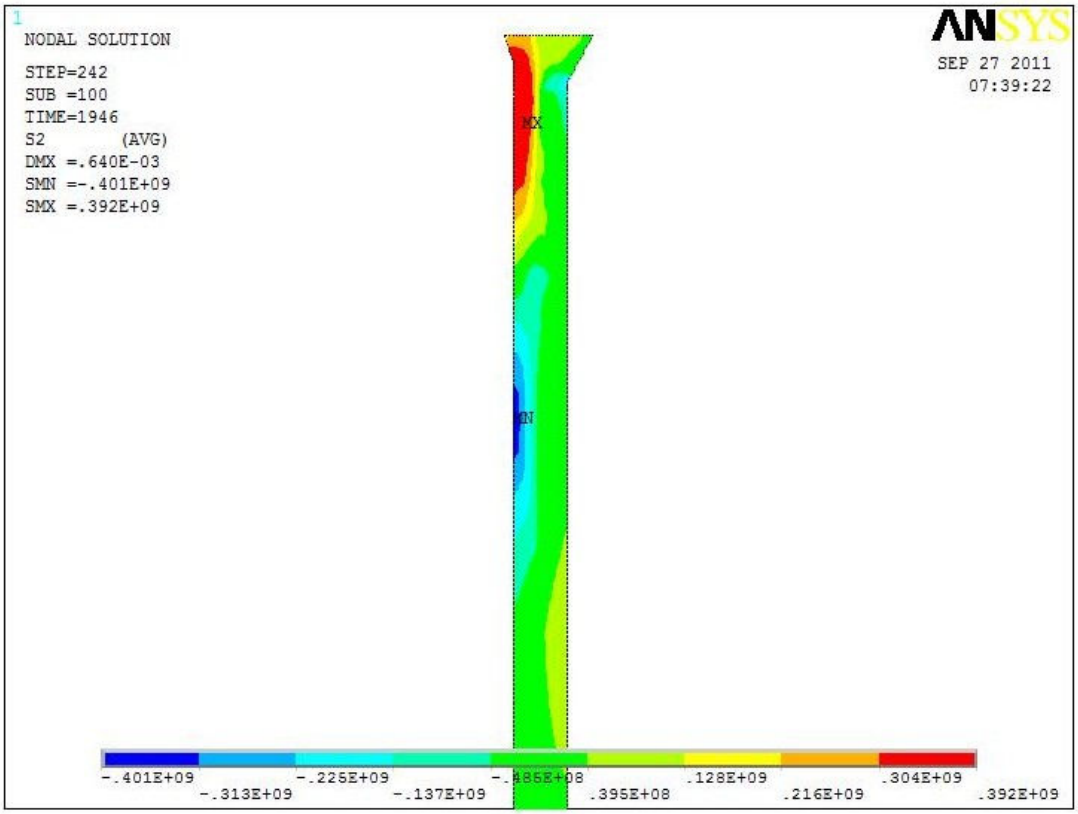


Figura V.23 – Distribuição de tensão principal σ_2. Condição do experimento 2

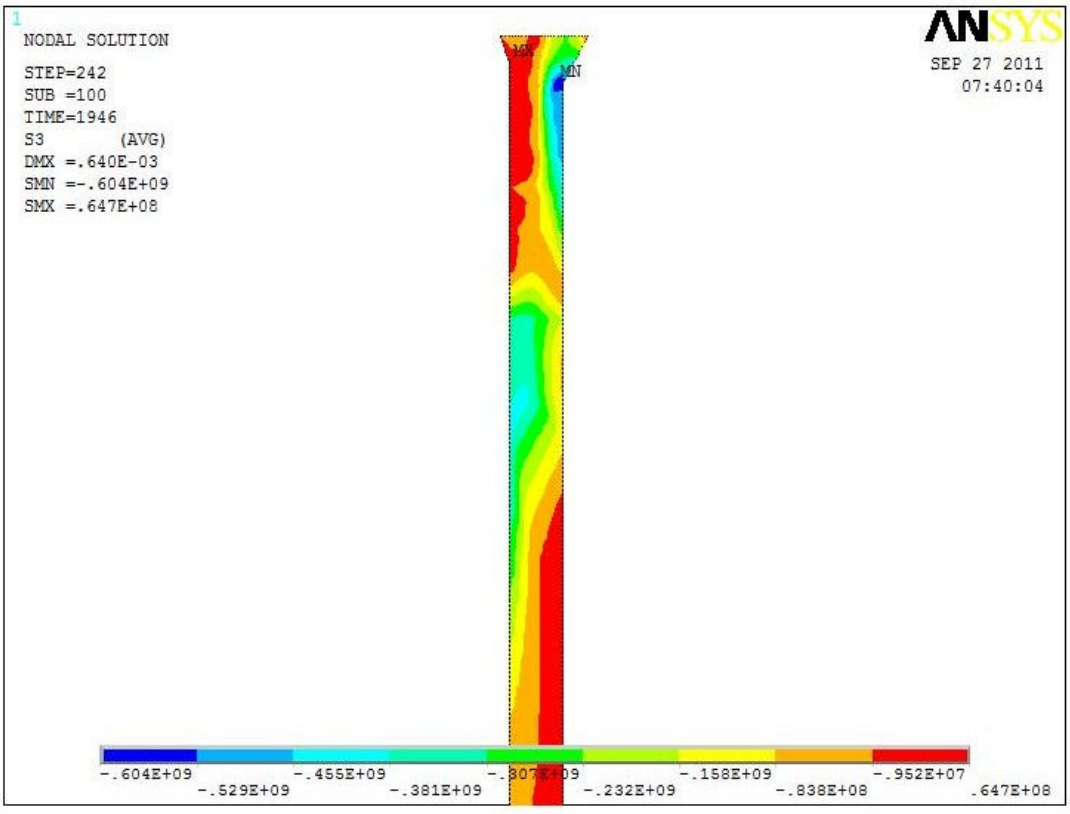


Figura V.24 – Distribuição de tensão principal σ_3. Condição do experimento 2.

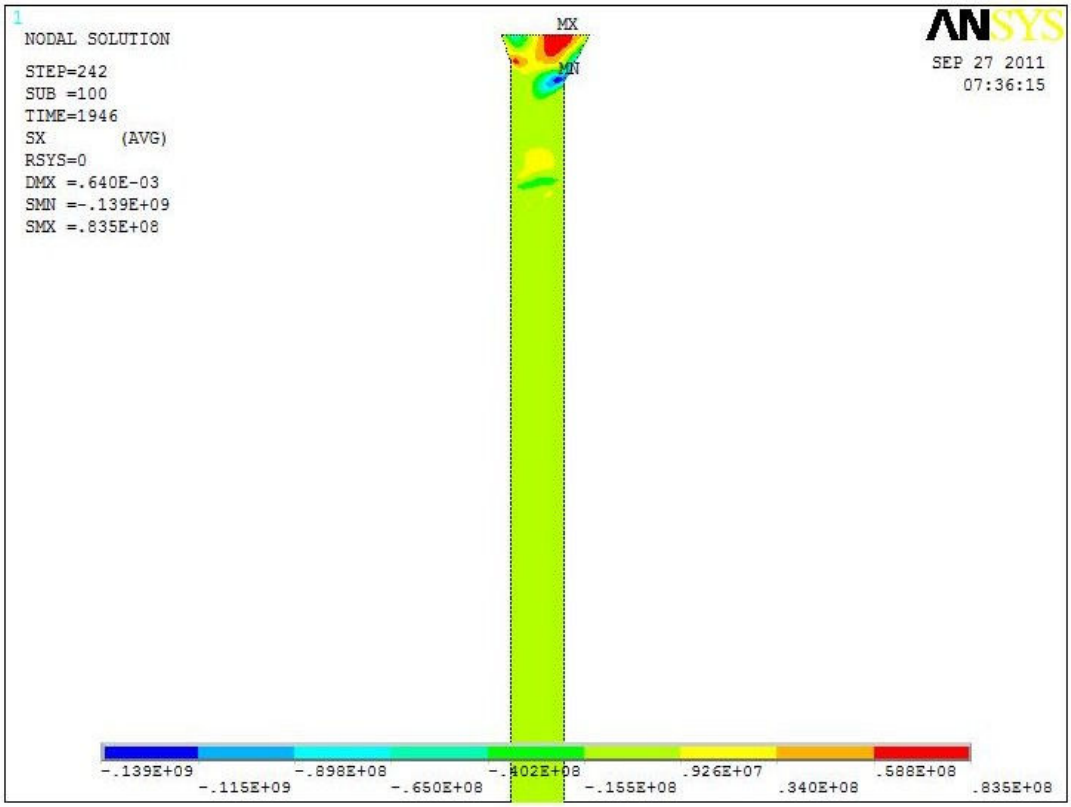


Figura V.25 – Distribuição de tensões na direção radial σ_x. Condição do experimento 2

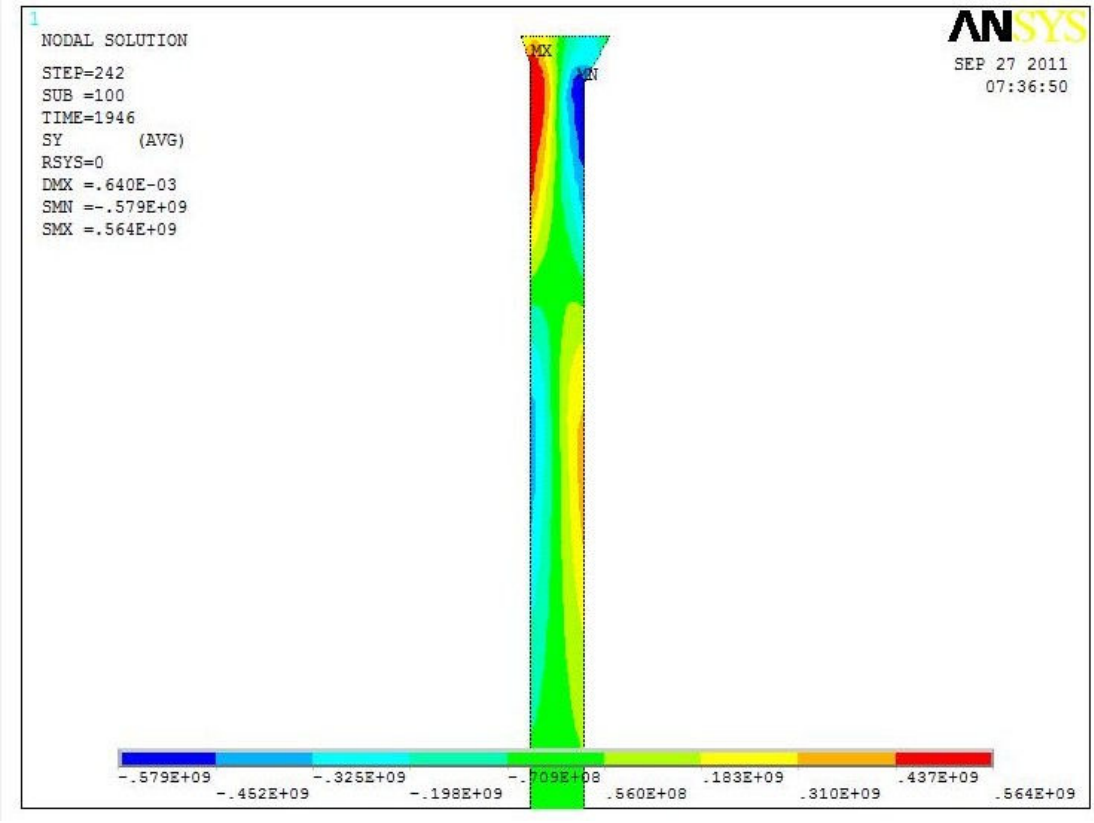


Figura V.26 – Distribuição de tensões na direção longitudinal σ_y. Condição do experimento 2.

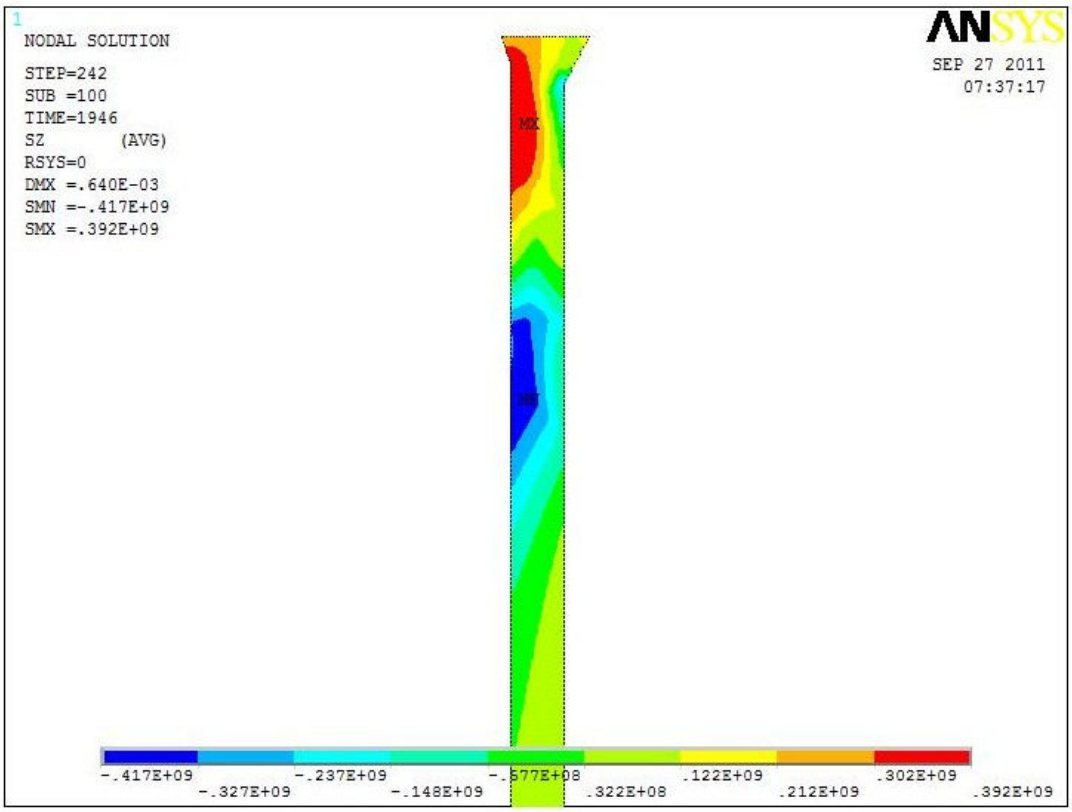


Figura V.27 - Distribuição de tensões na direção circunferencial σ_Z. Condição do experimento 2.

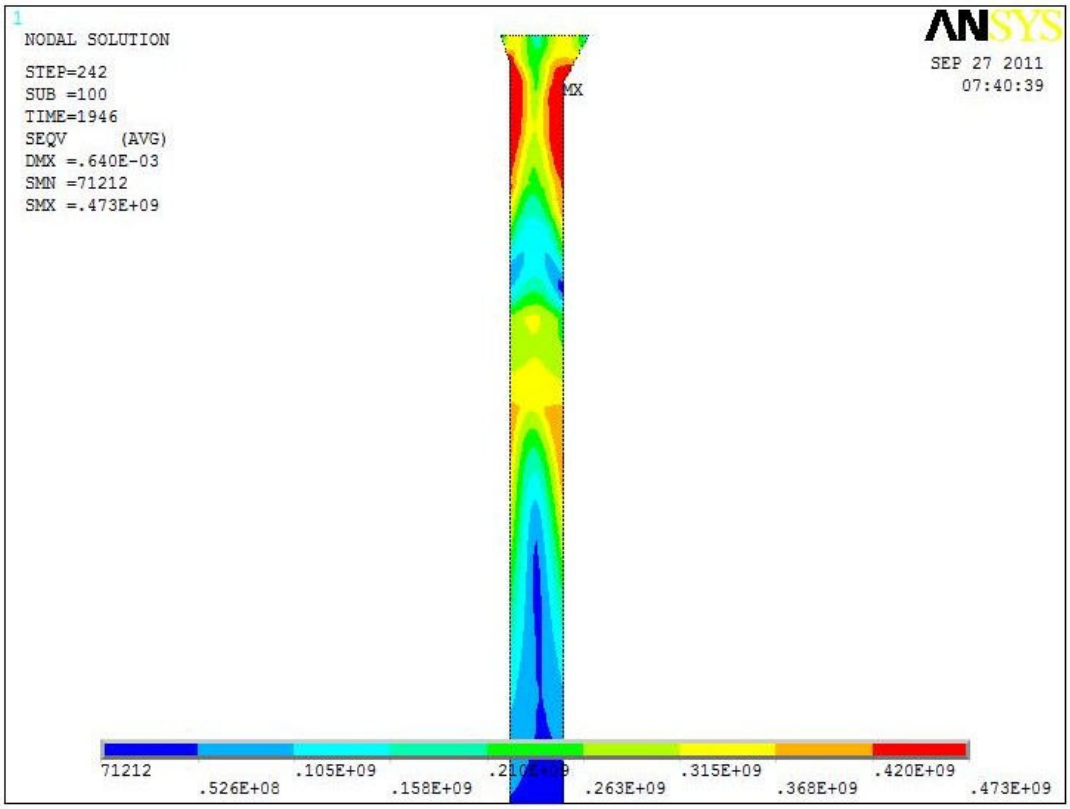


Figura V.28 - Distribuição da tensão de *von Mises* σ_{EqV}. Condição do experimento 2.

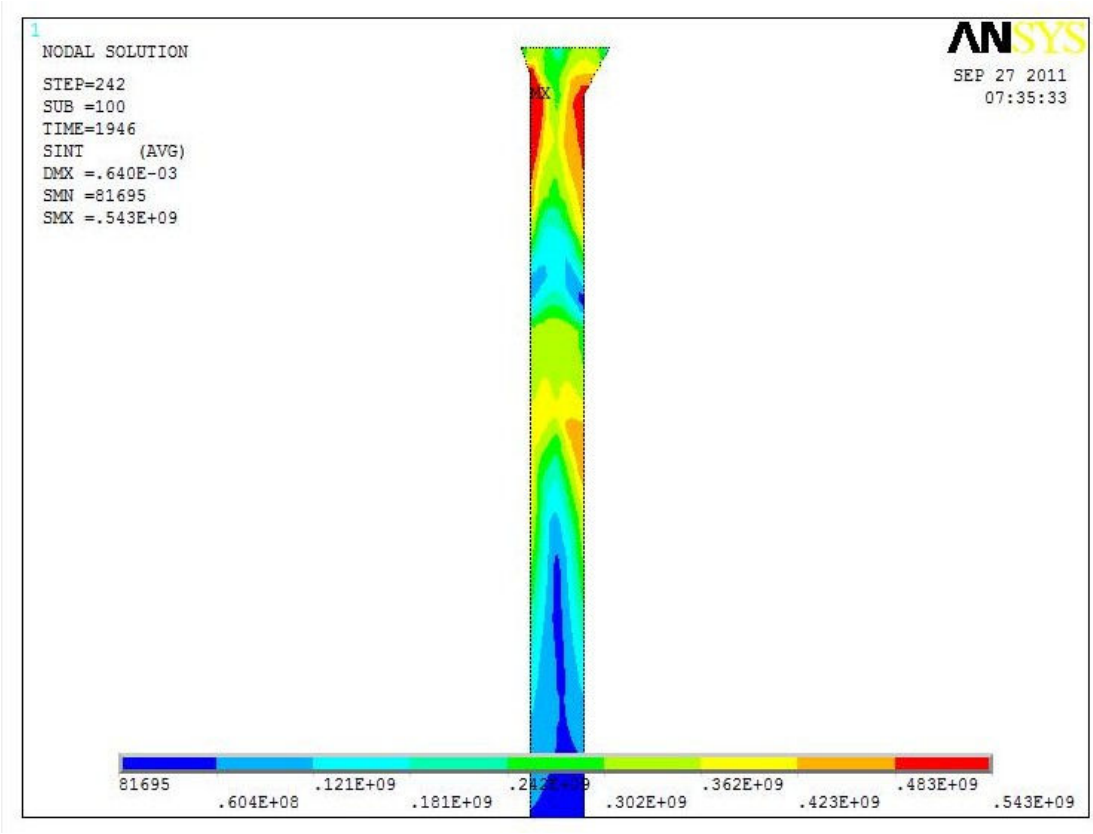


Figura V.29 – Distribuição da tensão da tensão de *Tresca* σ_{EqT} . Condição do experimento 2.

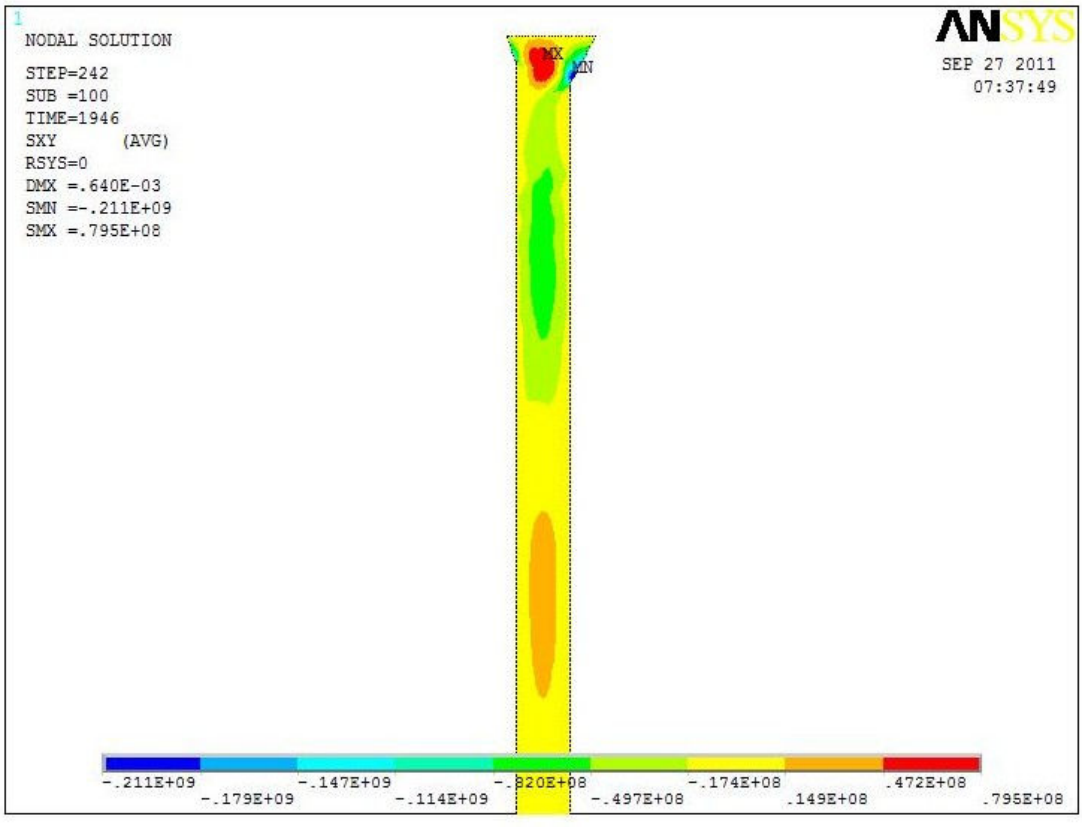


Figura V.30 – Distribuição de tensões de cisalhamento direção τ_{xy} . Condição do experimento 2.

Tabela V.5 – Valores de tensões residuais e deformações no tubo pós-soldagem.

POSIÇÃO A PARTIR DA MARGEM DA SOLDA	MÉTODO DE MEDIÇÃO	DEFORMAÇÃO ($\mu\varepsilon$) Micro strain	TENSÕES (MPa)						DIREÇÕES PRINCIPAIS	
			σ_x	σ_y	τ_{xy}	$\sigma_{máx}$	$\sigma_{\min}$	σ_{EqV}	$\beta_{\sigma_{máx}}$	$\beta_{\sigma_{\min}}$
13 mm	FURO PASSANTE	$\varepsilon_1 = 32$	-13,9	6,9	-16,7	16,2	-23,2	34,3	60,9	- 29,0
		$\varepsilon_2 = -22$								
		$\varepsilon_3 = -28$								
	ANSYS SUPERFÍCIE EXTERNA	-	- 39,5	- 5,7	-12,4	9,9	- 39,5	42,8	-	-
	ANSYS SUPERFÍCIE INTERNA	-	-135,1	- 21,5	-13,9	6,6	-135,1	127,9	-	-
	DIFERENÇA		*	**	***	**	*	24,8 %	-	-

* Estes valores de tensão são referentes à tensão circunferencial da solda.

** Estes valores de tensão são referentes à tensão longitudinal (axial) da solda.

*** Tensão de cisalhamento da junta.

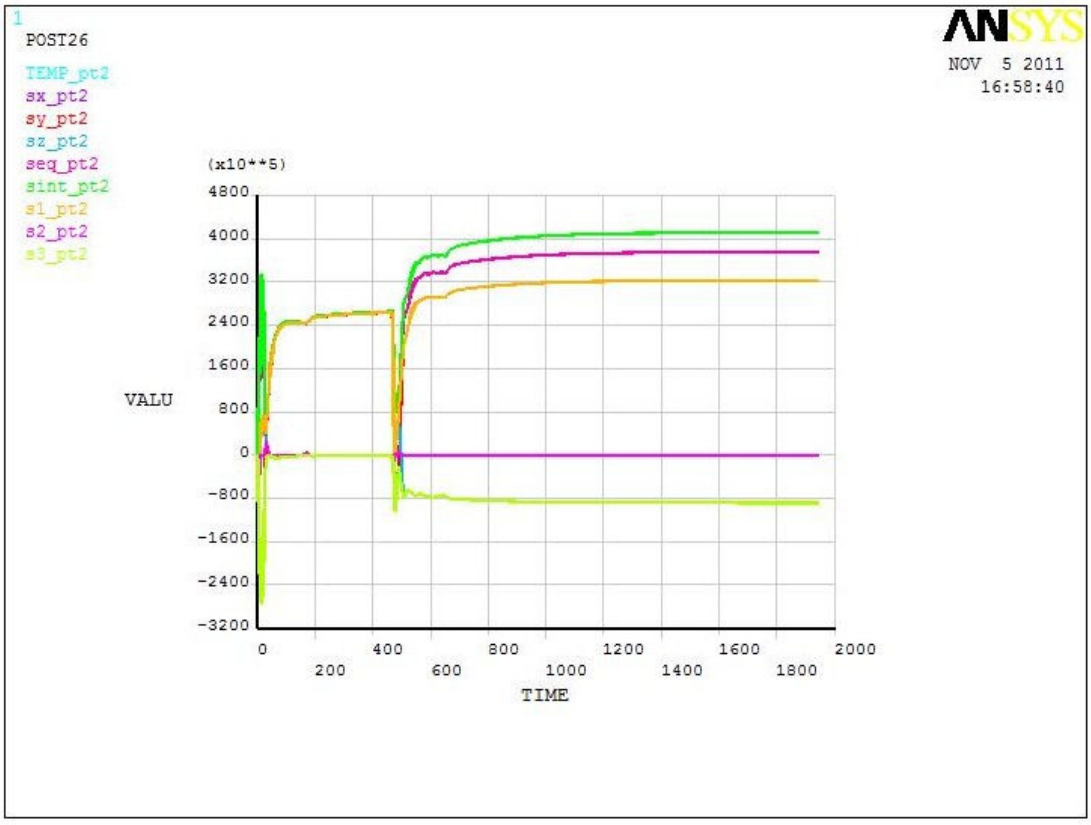


Figura V.31 – Variação das tensões residuais ao longo do tempo no ponto de flexão máximo a 22 mm da margem do cordão de solda

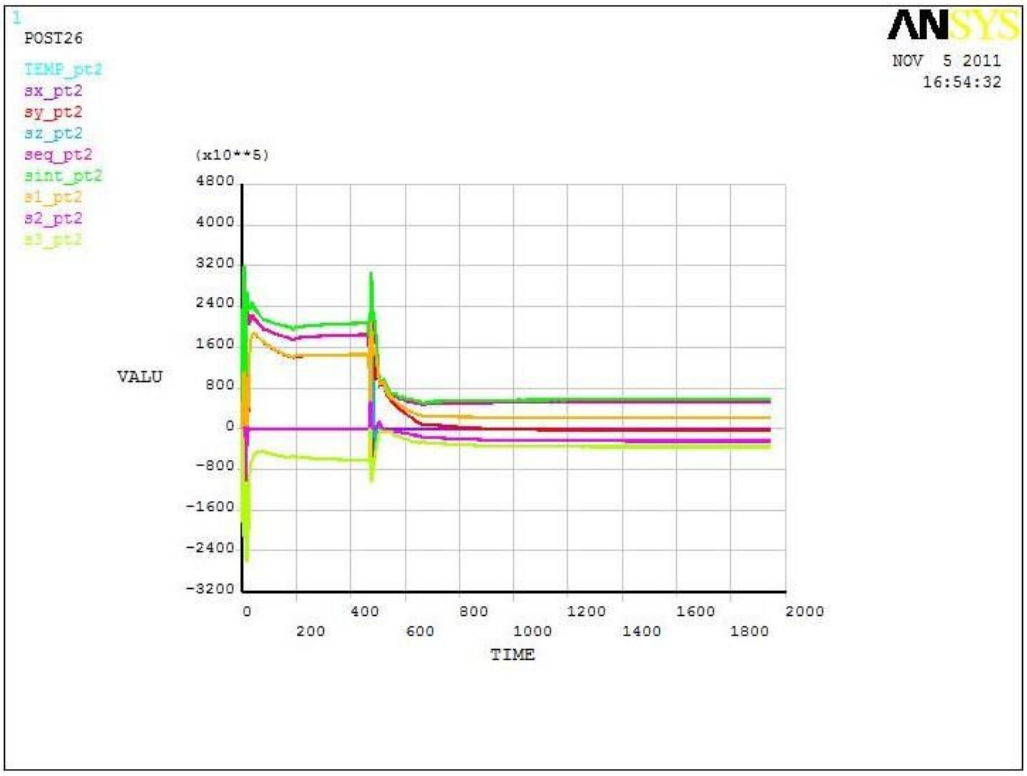


Figura V.32 – Variação das tensões residuais ao longo do tempo no ponto de execução do furo passante a 13 mm da margem do cordão de solda.

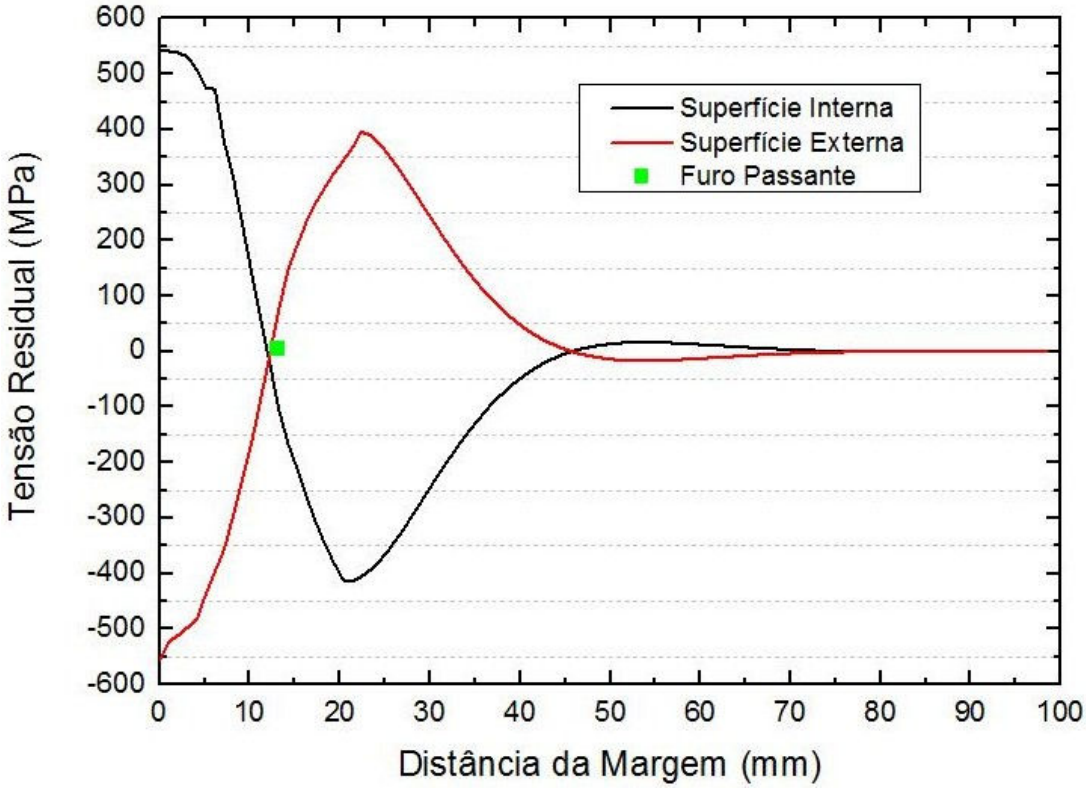


Figura V.33 – Tensões residuais na direção longitudinal pela técnica do furo passante e pela simulação numérica a partir da margem da solda.

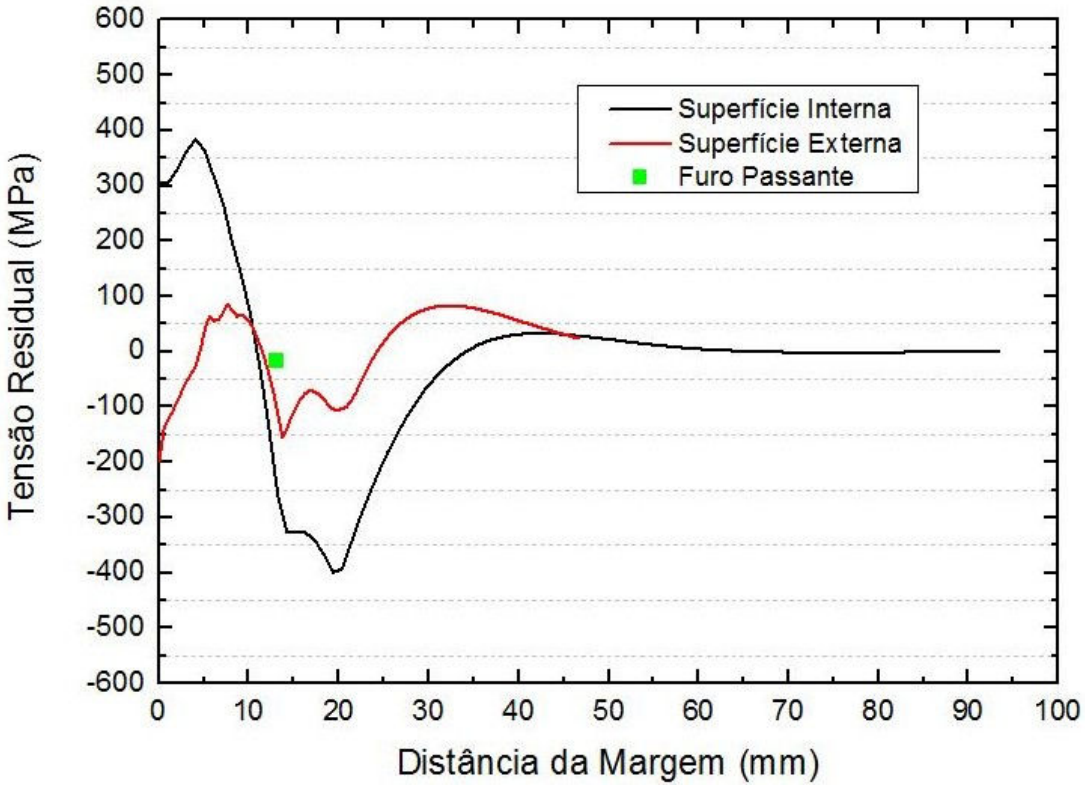


Figura V.34 – Resultados das tensões residuais na direção circunferencial a partir da margem da solda obtida pela simulação numérica e pela técnica do furo passante.

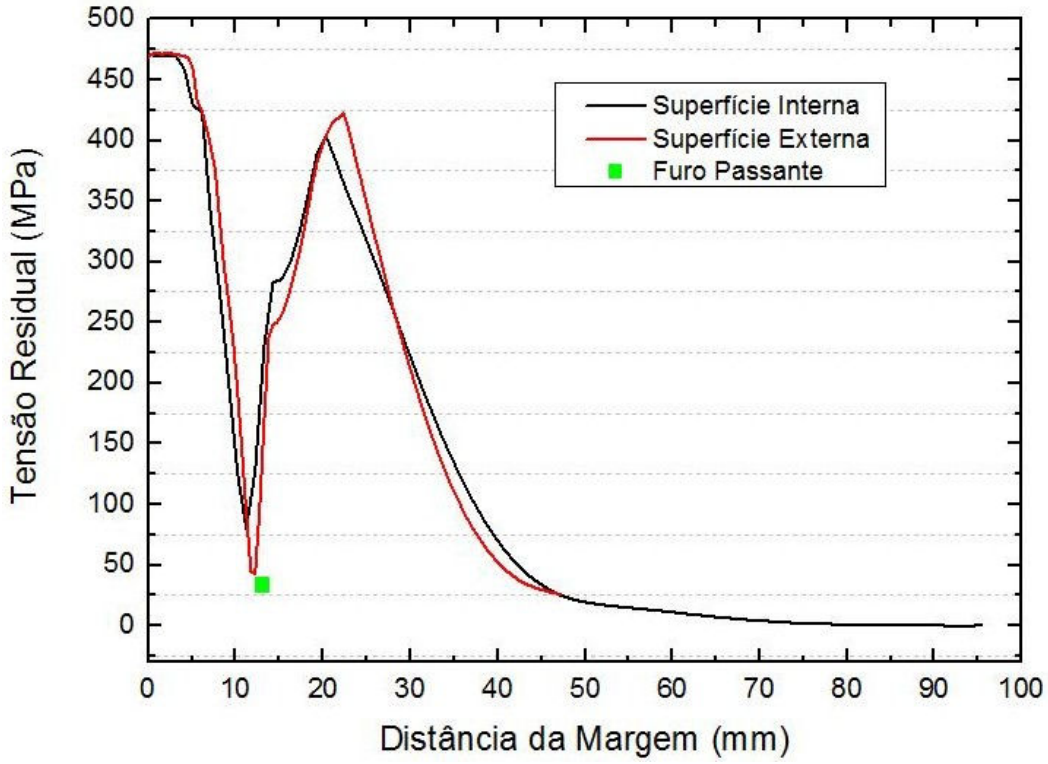


Figura V.35 – Tensão equivalente de *von Mises* σ_{EqV} a partir da margem da solda pela simulação e numérica e pela técnica do furo passante.

V.2.4 TERCEIRO EXPERIMENTO

Baseado nos resultados obtidos na simulação de tensões residuais com acoplamento termomecânico e nos dados experimentais pela técnica do furo passante, listados na Tabela V.6, verifica-se que houve uma variação máxima de 25,7 % nos valores de tensão equivalente pelo critério de *von Mises* pelos dois métodos. Analisando os valores de tensões residuais nos métodos estudados na direção longitudinal e circunferencial, observamos uma grande divergência entre as técnicas nas direções mencionadas.

A divergência mais acentuada na direção circunferencial é função do modelo numérico considerar, conforme mencionado na etapa de análise térmica, que o aquecimento através da fonte de calor ocorre simultaneamente em toda a circunferência da junta no modelo axissimétrico. Na realidade a soldagem ocorre de forma gradual ao longo do perímetro da solda circunferencial, gerando um gradiente térmico entre as diferentes posições ao longo do perímetro, tendo cada trecho seu respectivo processo de solidificação e contração da solda.

Pode ser observado que o gradiente de tensões é muito acentuado caminhando-se na direção longitudinal do tubo conforme mostrado nas Figuras V.36 a V.37, V.44 a V.45 e V.57. Observa-se também que o nível de tensão equivalente inicia-se com valores na ordem de 475 MPa a partir da margem da solda, onde existe um concentrador de tensões e ocorreram processos de contração e expansão devido à adjacência com a zona fundida. Caminhando-se na direção longitudinal é percebido que ocorre uma queda nos níveis de tensão equivalente chegando à ordem de 55 MPa, isto se explica no fato que este ponto ocorre uma inversão de sinal das tensões conforme apresentado na Figura V.59. A partir deste ponto os níveis de tensão voltam a crescer até a ordem de 417 MPa em função do processo de contração da junta soldada circunferencial, que gera um momento com valor máximo neste ponto e comporta-se como um suposto engaste. As Figuras V.44 e V.45 da tensão longitudinal σ_y, e as Figuras V.36 e V.37 da tensão principal σ_1, mostram que a flexão gerada neste ponto submete as fibras mais externas no material à tensões trativas e as mais internas à tensões compressivas da ordem do escoamento do material neste ponto de flexão mais afastado. Em contrapartida a região da ZTA e adjacente está submetida a tensões compressivas na superfície e trativas na região interna, estes campos de tensões são gerados em função da contração da junta conforme mencionado no texto, sendo este fenômeno conhecido como *"efeito torniquete"*.

A comparação das tensões nas direções principais e nas direções longitudinal e circunferencial entre a técnica do furo passante e o modelo numérico mostra que estes campos de tensões variam muito ao longo da espessura através da simulação numérica enquanto a técnica do furo passante apresenta um valor médio das tensões, onde somente os últimos valores de deformação são considerados nos cálculos. Outra dificuldade encontrada é que o

valor da tensão do modelo numérico utilizado na comparação é baseado na coordenada do centro da roseta instalada no tubo, ou seja, uma medição pontual. No caso da furação instrumentada o campo de tensões calculado é baseado em um volume compreendido pela porção onde a roseta foi instalada e as adjacências da ordem de 1.5D (ASTM, 2008) que é delimitado pela distancia mínima determinada para a aresta mais próxima da roseta. As Figuras de V.36 a V.55 apresentam as distribuições de tensões residuais da terceira simulação numérica e evidenciam a repetibilidade do comportamento dos resultados obtidos no modelo bidimensional axissimétrico.

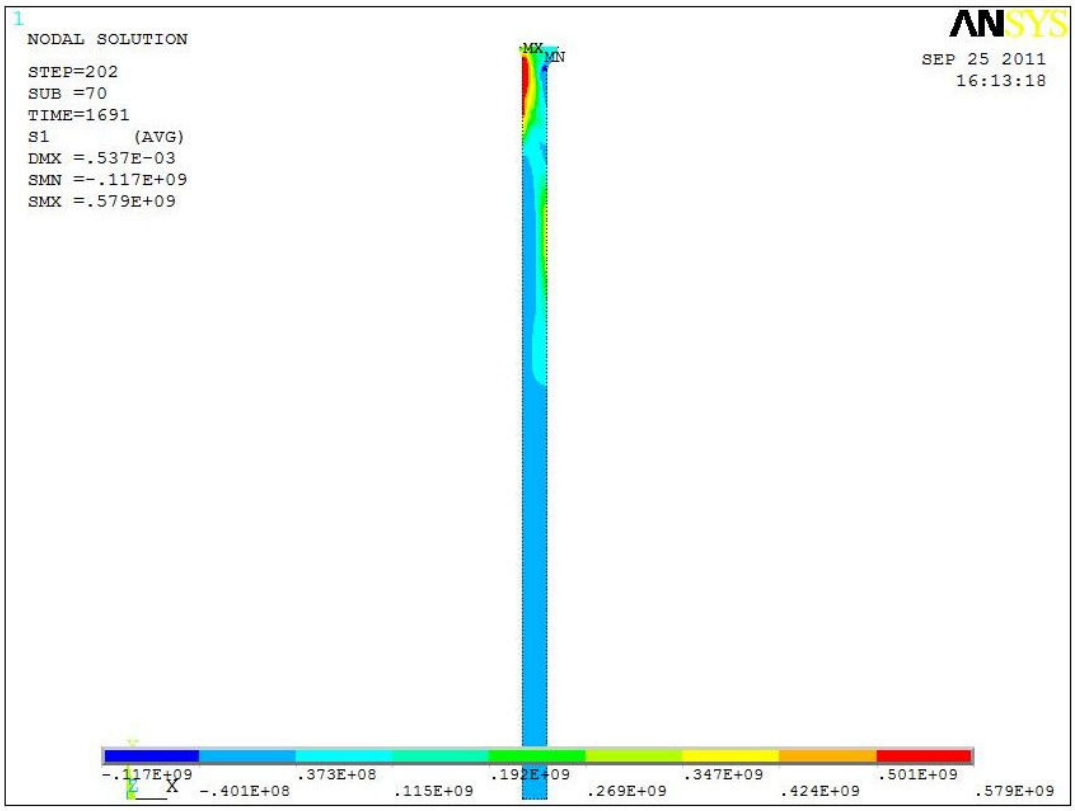


Figura V.36 – Distribuição da tensão principal σ_1 no modelo completo. Condição do experimento 3.

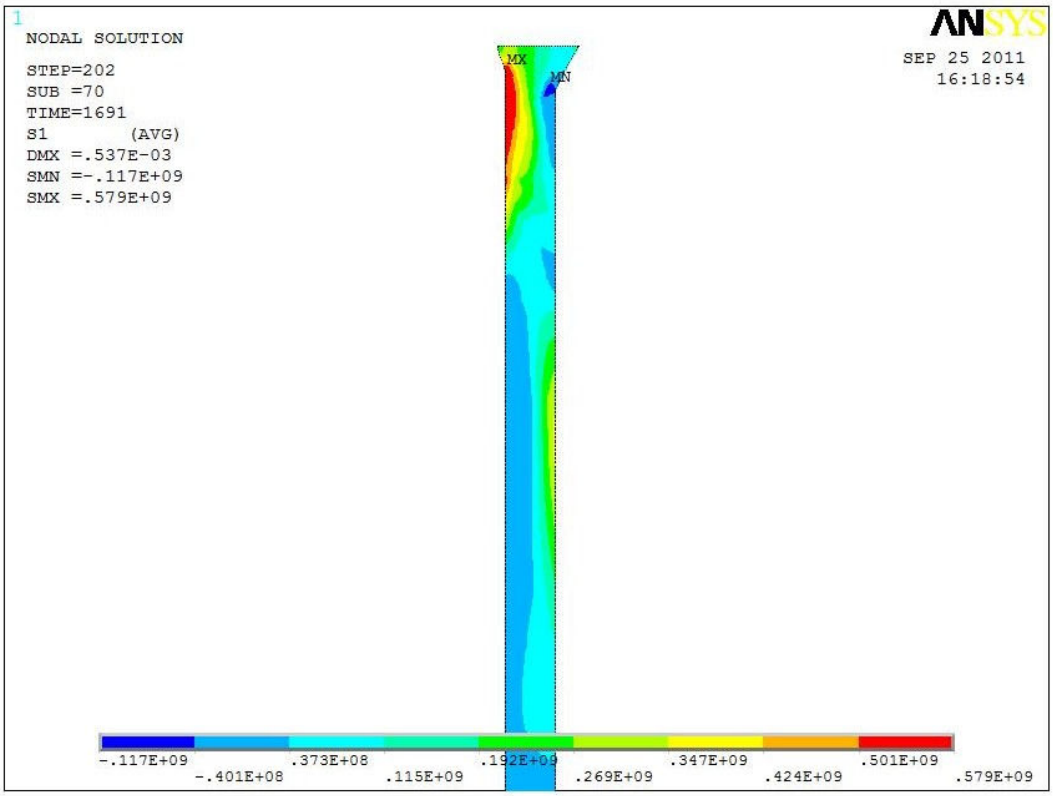


Figura V.37 – Detalhe da distribuição de tensão principal σ_1. Condição do experimento 3.

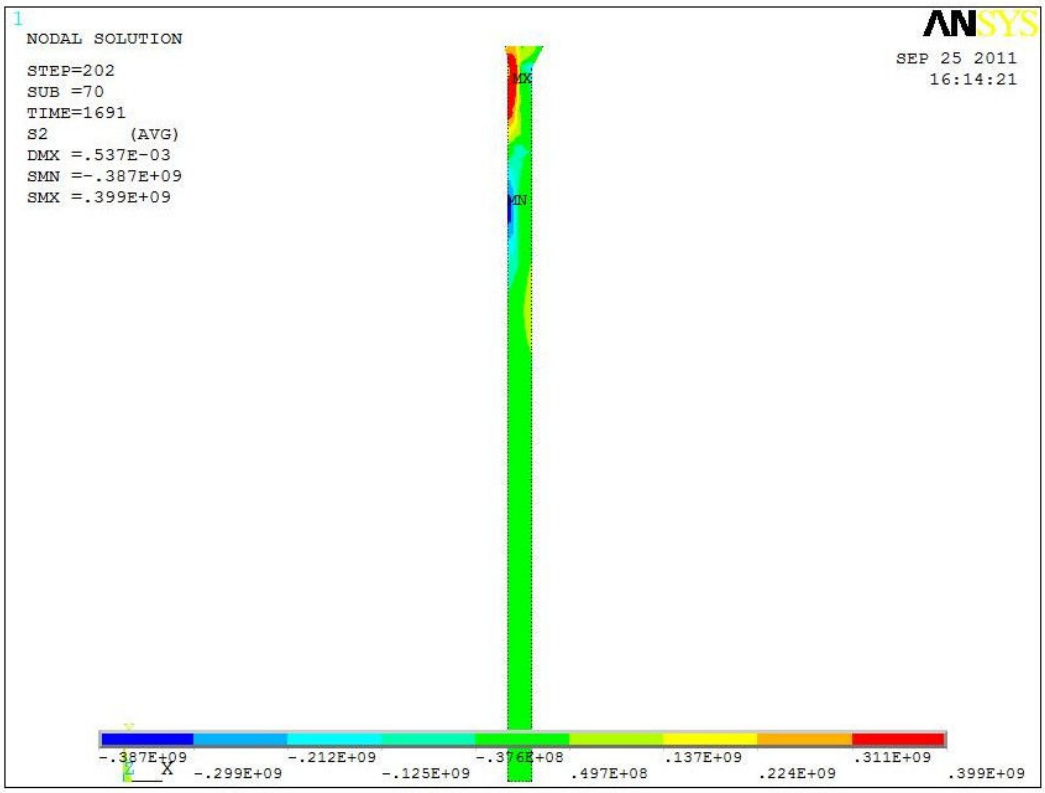


Figura V.38 – Distribuição de tensão principal σ_2 no modelo completo. Condição do experimento 3.

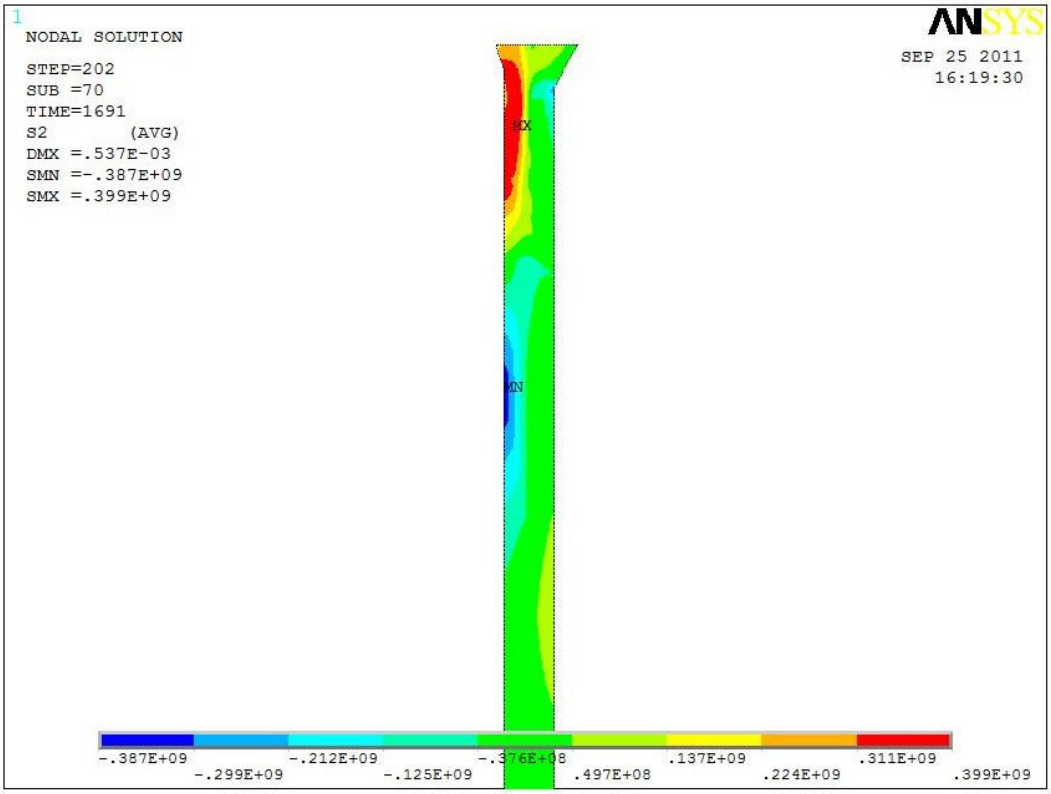


Figura V.39 – Detalhe da distribuição de tensão principal σ_2. Condição do experimento 3.

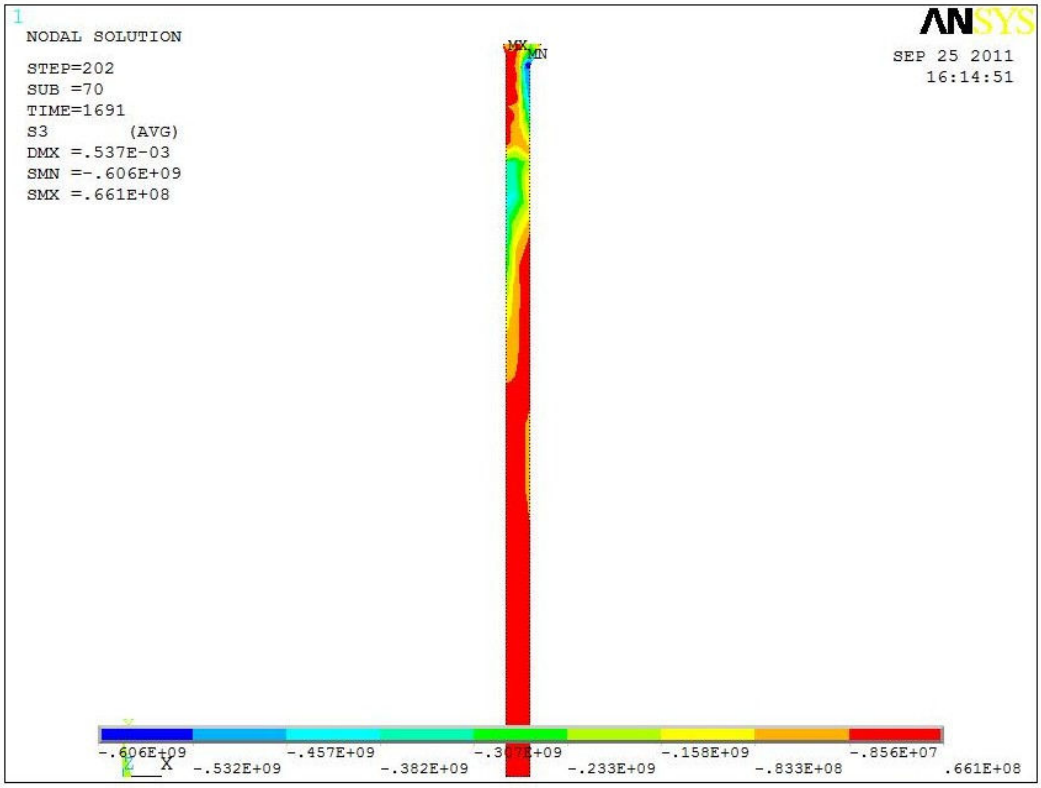


Figura V.40 – Distribuição da tensão principal σ_3 no modelo completo. Condição do experimento 3.

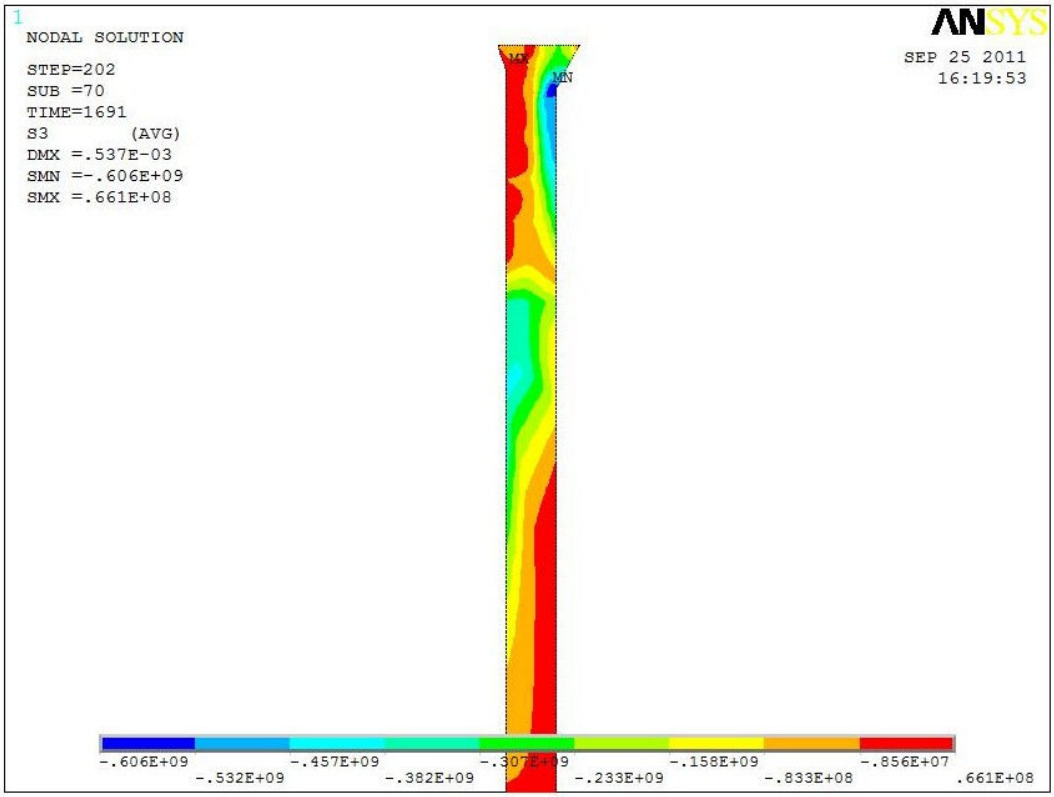


Figura V.41 – Detalhe da distribuição de tensão principal σ_3. Condição do experimento 3.

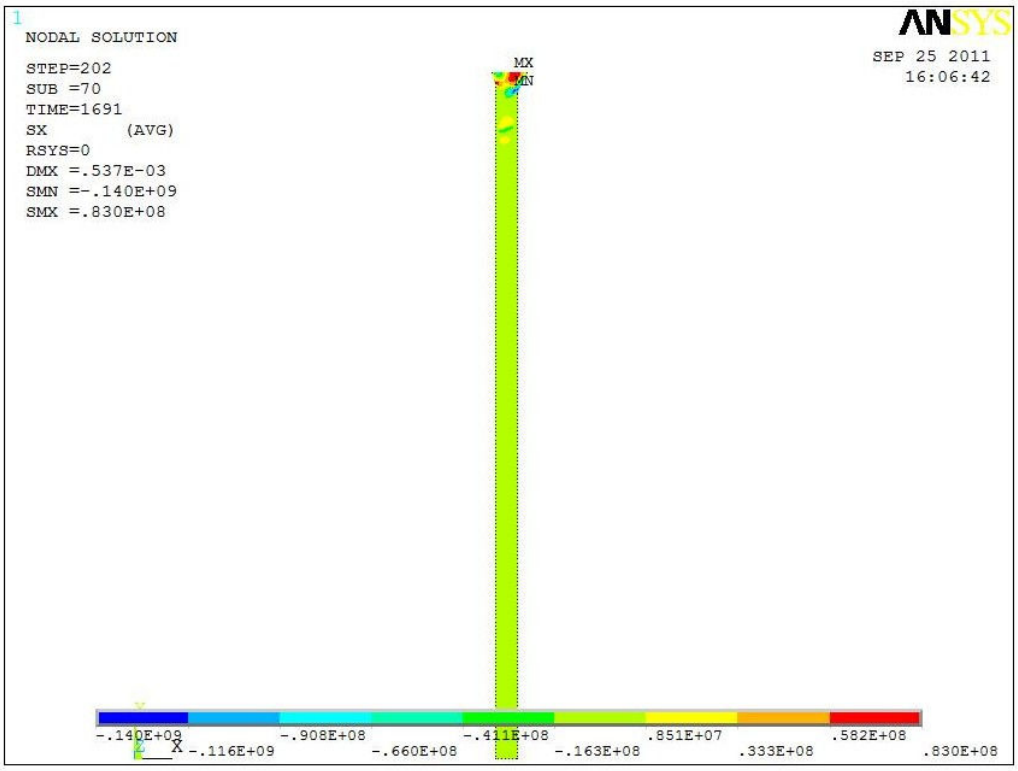


Figura V.42 - Distribuição de tensão radial σ_x no modelo completo. Condição do experimento 3.

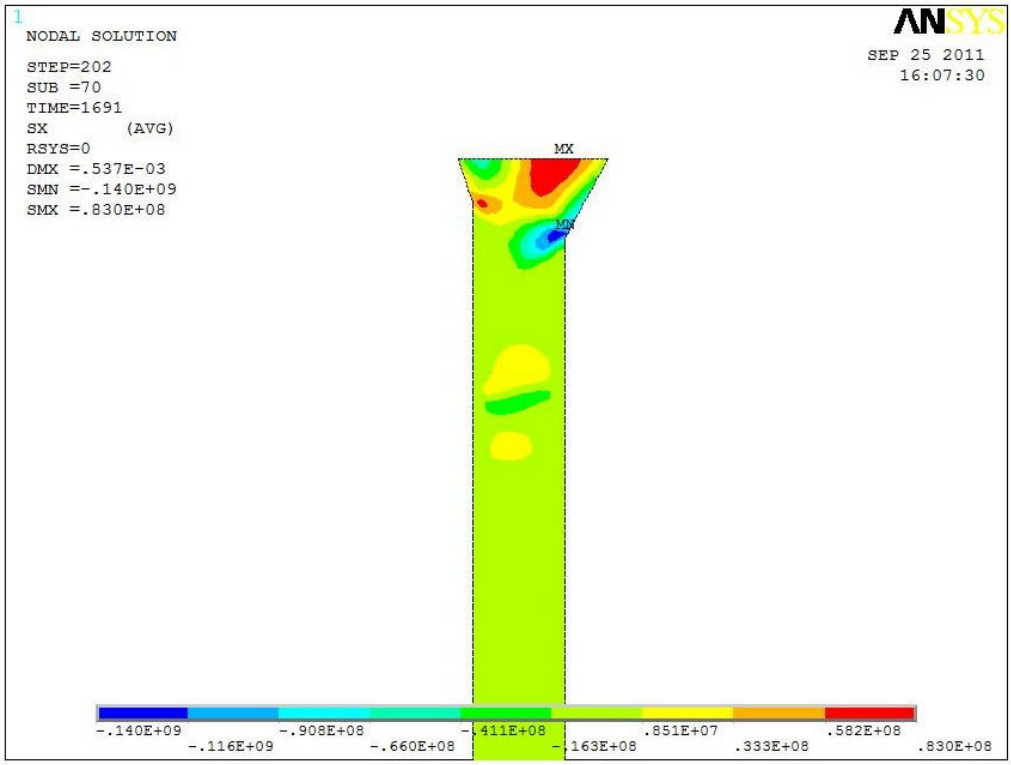


Figura V.43 – Detalhe da distribuição de tensões na direção radial σ_x. Condição do experimento 3.

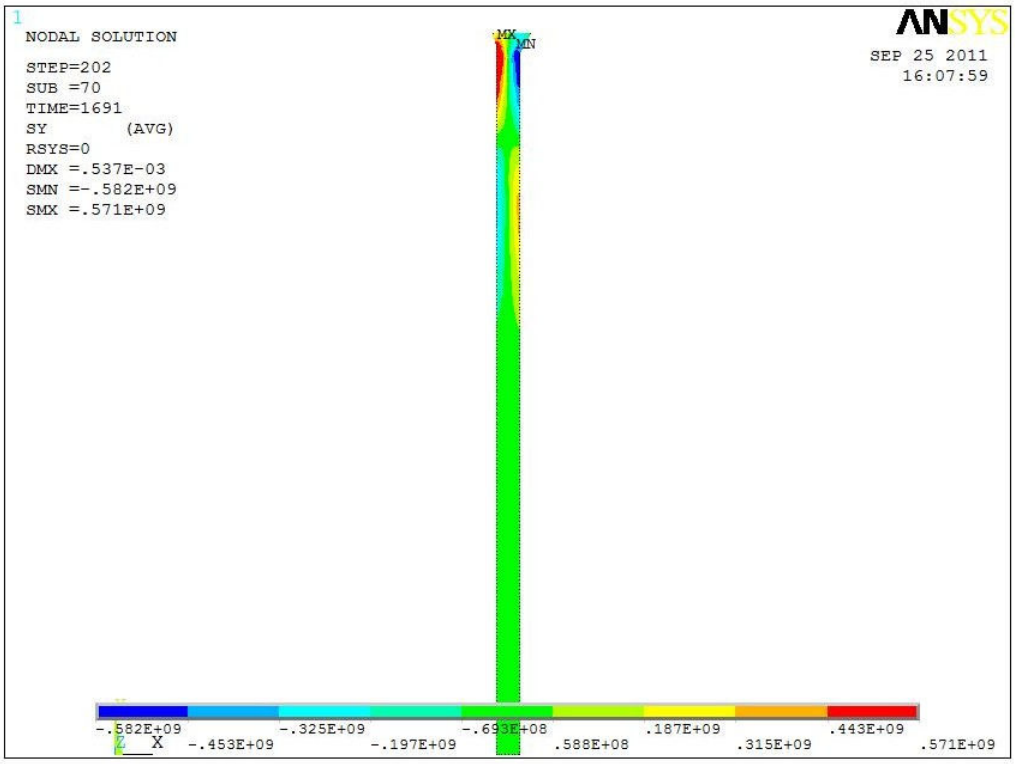


Figura V.44 – Distribuição de tensões na direção longitudinal σ_y no modelo completo. Condição do experimento 3.

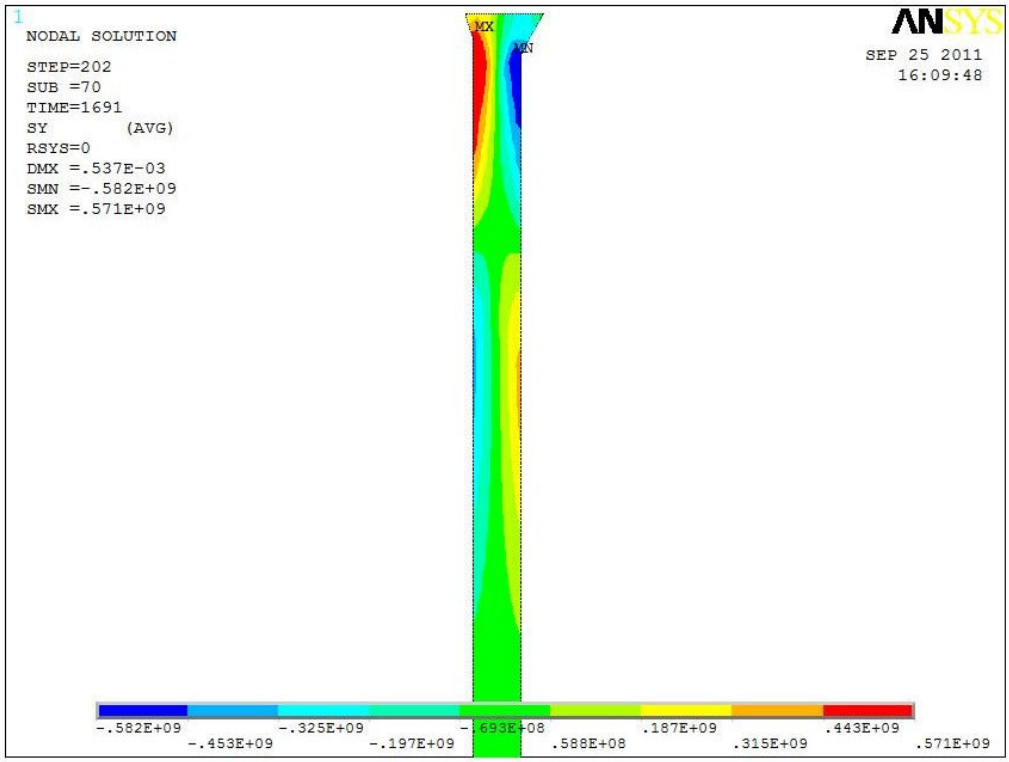


Figura V.45 – Detalhe da distribuição de tensões na direção longitudinal σ_y. Condição do experimento 3.

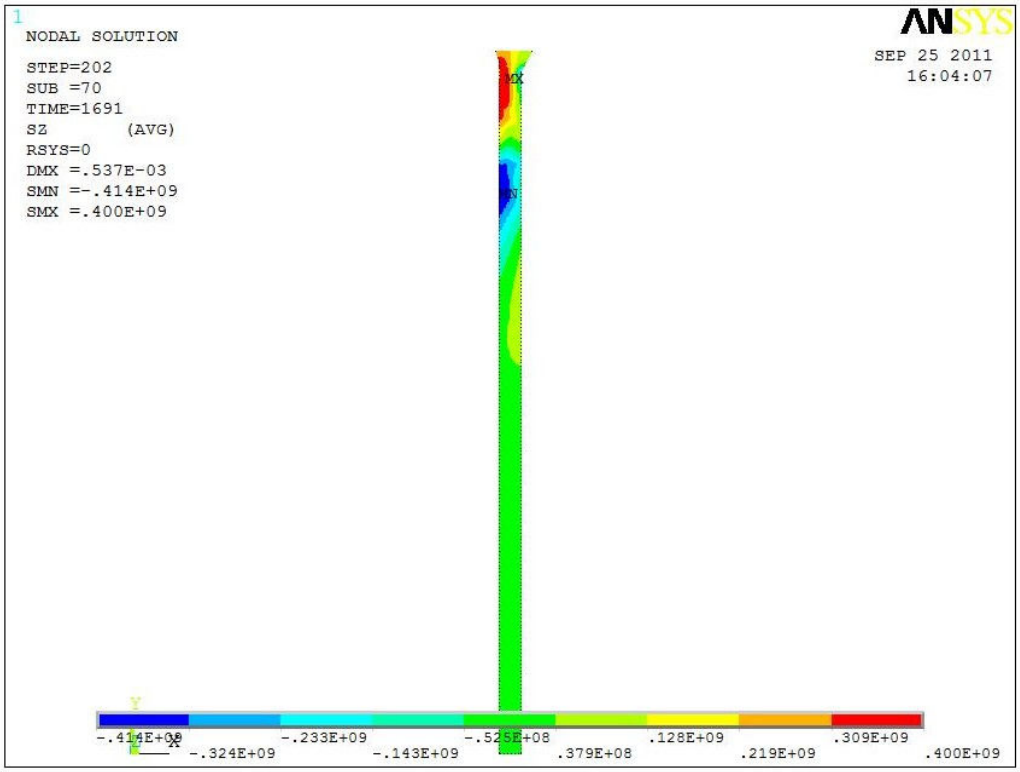


Figura V.46 – Distribuição de tensões na direção circunferencial σ_Z no modelo completo. Condição do experimento 3.

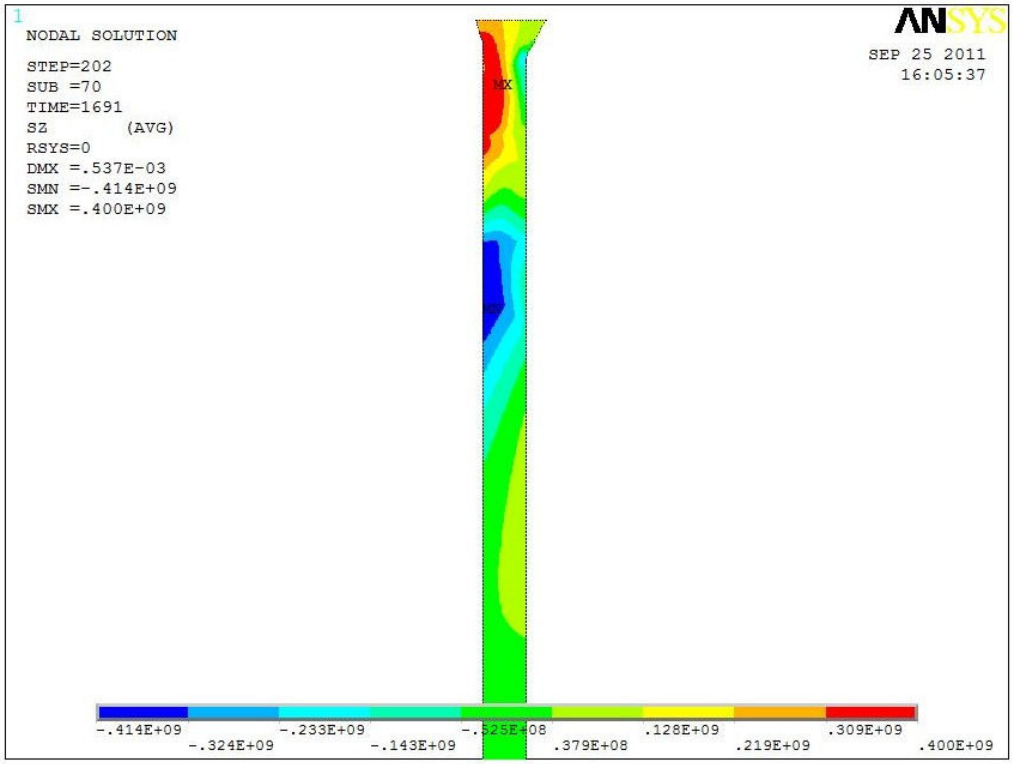


Figura V.47 – Detalhe da distribuição de tensões na direção circunferencial σ_Z. Condição do experimento 3.

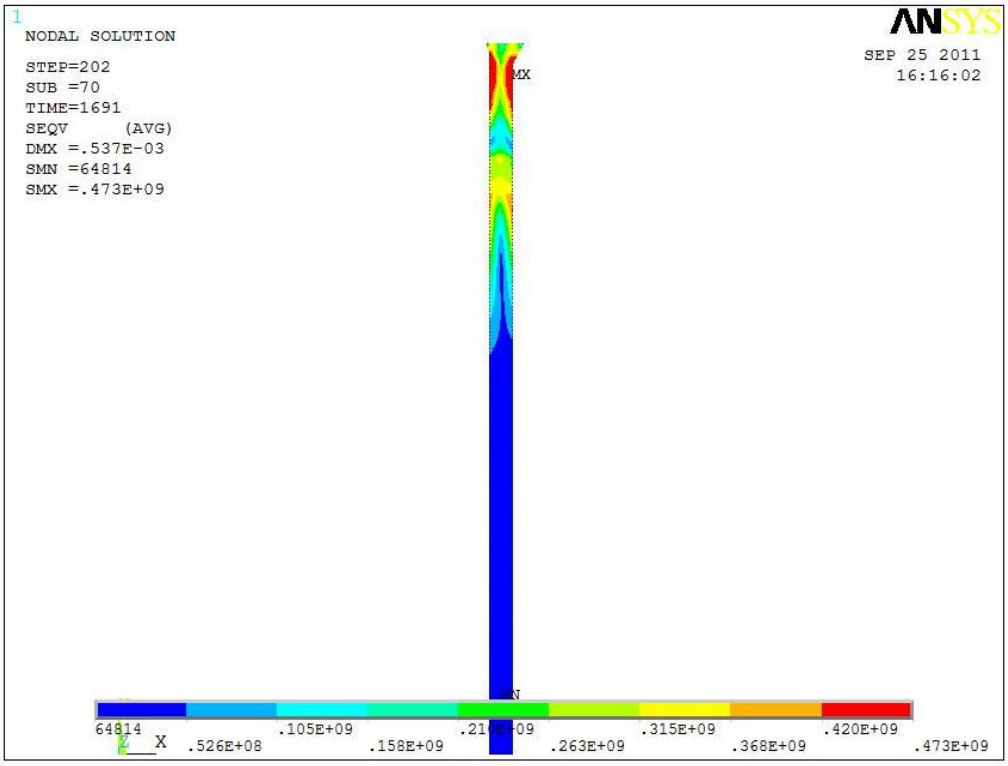


Figura V.48 – Distribuição da tensão equivalente de *von Mises* σ_{EqV} no modelo completo. Condição do experimento 3.

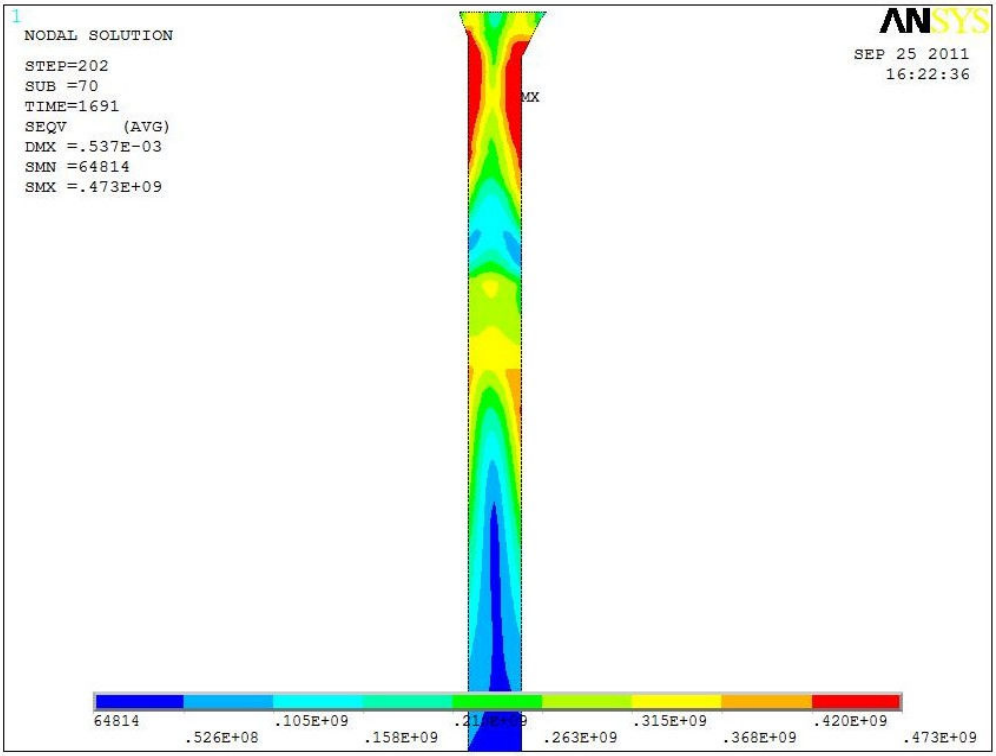


Figura V.49 – Detalhe da distribuição de tensões pelo critério de *von Mises* σ_{EqV}. Condição do experimento 3.

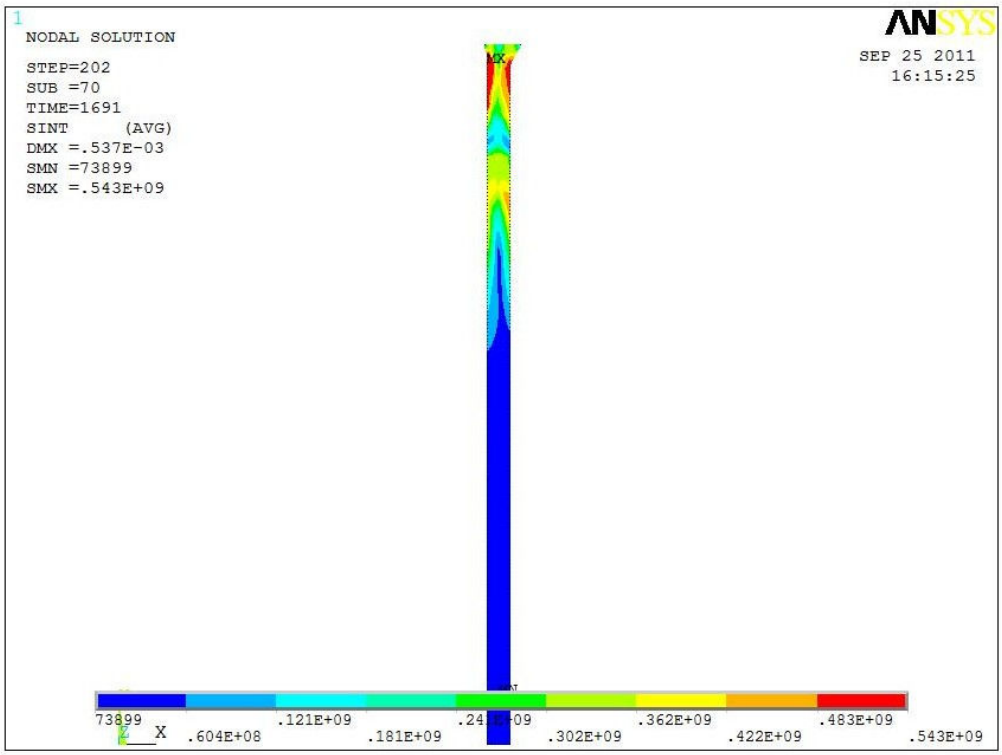


Figura V.50 – Distribuição de tensões de *Tresca* σ_{EqT} no modelo completo. Condição do experimento 3.

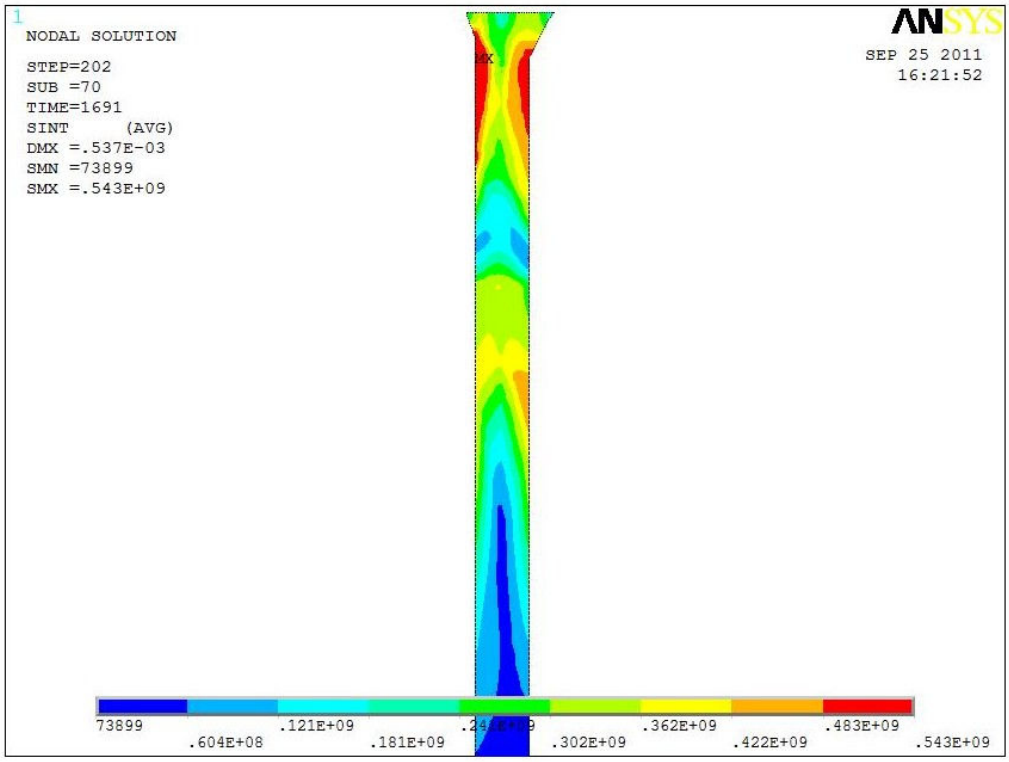


Figura V.51 – Detalhe da distribuição de tensão equivalente de *Tresca* σ_{EqT} . Condição do experimento 3.

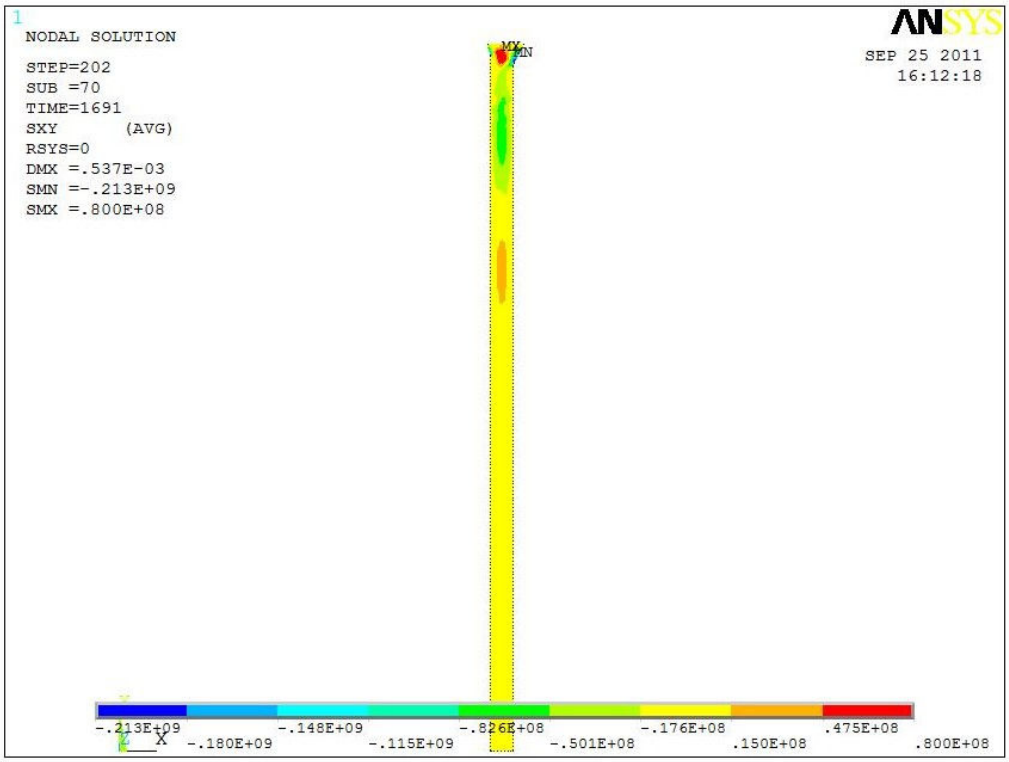


Figura V.52 – Distribuição da tensão de cisalhamento τ_{xy} no modelo completo. Condição do experimento 3.

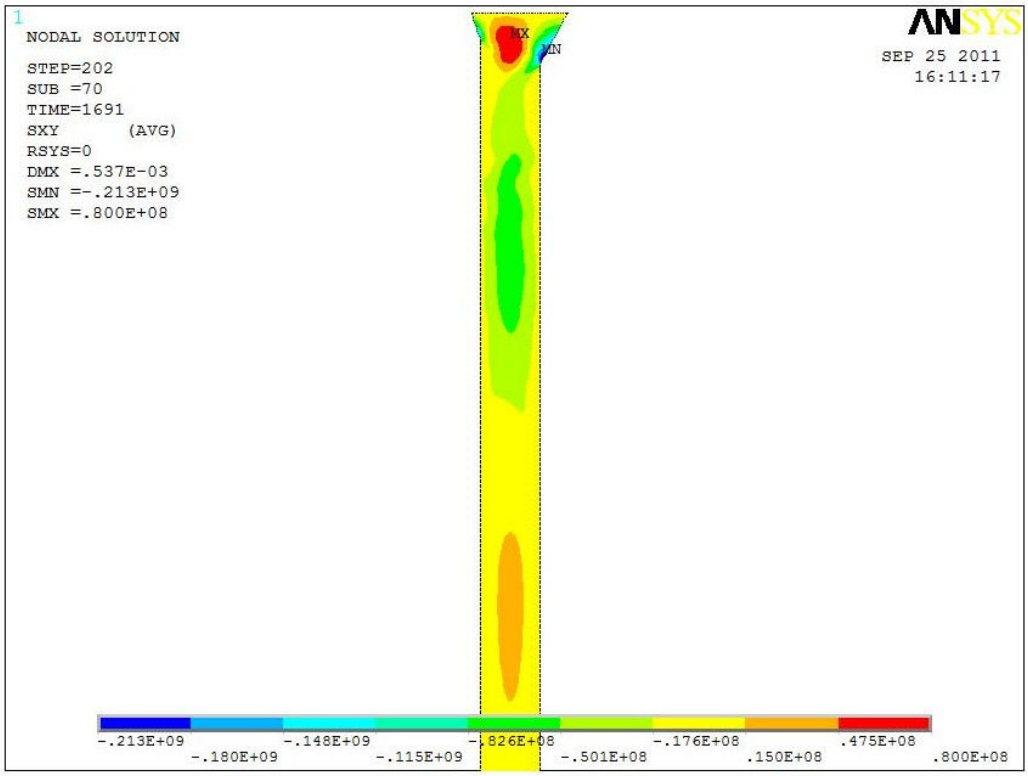


Figura V.53 – Detalhe da distribuição da tensão de cisalhamento na direção τ_{xy}. Condição do experimento 3.

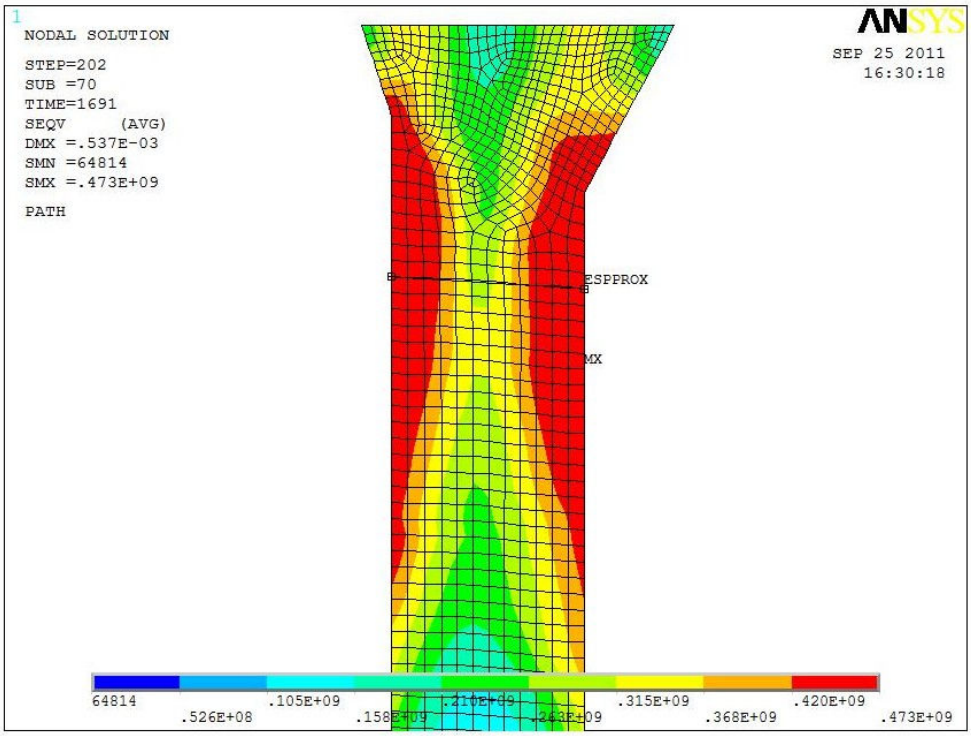


Figura V.54 –Detalhe da tensão equivalente de *von Mises* σ_{EqV} na região onde ocorre o efeito denominado torniquete. Condição do experimento 3.

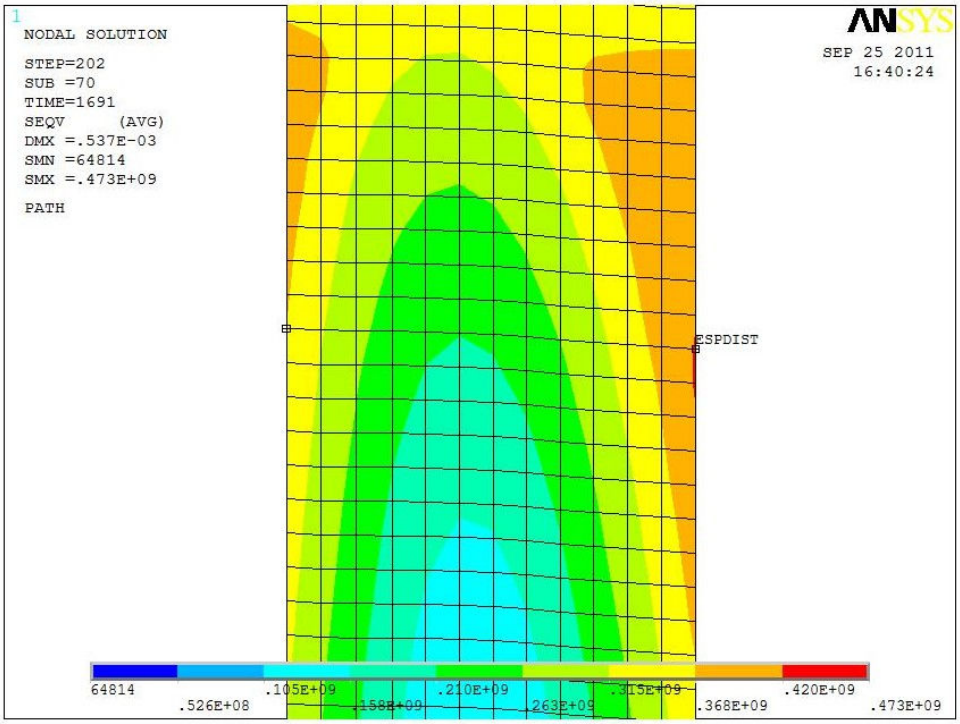


Figura V.55 – Tensão equivalente de *von Mises* σ_{EqV} na região onde ocorre a flexão máxima no tubo à 23 mm da margem do cordão de solda. Condição do experimento 3.

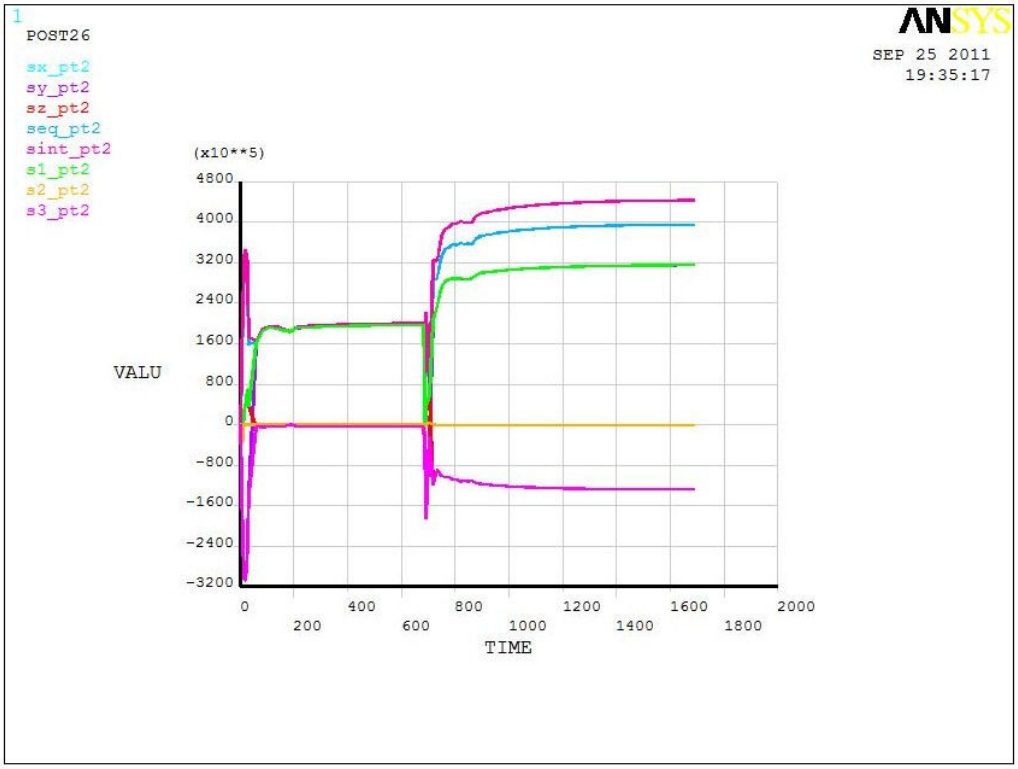


Figura V.56 – Variação das tensões residuais ao longo do tempo no ponto de flexão máximo a 23 mm da margem do cordão de solda.

Tabela V.6 – Valores de tensões residuais e deformações no tubo pós-soldagem.

POSIÇÃO A PARTIR DA MARGEM DA SOLDA	MÉTODO DE MEDIÇÃO	DEFORMAÇÃO ($\mu\varepsilon$) Micro strain	TENSÕES (MPa)						DIREÇÕES PRINCIPAIS	
			σ_x	σ_y	τ_{xy}	$\sigma_{máx}$	$\sigma_{\min}$	σ_{EqV}	$\beta_{\sigma_{máx}}$	$\beta_{\sigma_{\min}}$
9 mm	FURO PASSANTE	$\varepsilon_1 = 87$	80.6	388.9	-1.4	388.9	80.6	354.8	89.5	- 0.5
		$\varepsilon_2 = -137$								
		$\varepsilon_3 = -357$								
	ANSYS SUPERFÍCIE EXTERNA	-	71.8	- 278.5	-7.2	- 278.7	71.8	320.9	-	-
	ANSYS SUPERFÍCIE INTERNA	-	198.2	305.9	-12.1	306.4	198.3	270.0		
	DIFERENÇA		*	**	***	**	*	10.5 %	-	-
21 mm	FURO PASSANTE	$\varepsilon_1 = -127$	310.7	430.1	-13.2	431.5	309.3	384.5	77.5	-12.5
		$\varepsilon_2 = -232$								
		$\varepsilon_3 = -299$								
	ANSYS SUPERFÍCIE EXTERNA	-	- 72.5	373.2	1.8	373.2	- 72.5	414.3	-	-
	ANSYS SUPERFÍCIE INTERNA	-	- 304.2	- 384.0	0.7	- 304.2	- 384.0	351.1		
	DIFERENÇA		*	**	***	**	*	- 7.7 %	-	-
25 mm	FURO PASSANTE	$\varepsilon_1 = 88$	205.2	274.6	18.7	272.3	200.5	244.4	-61.7	-151.7
		$\varepsilon_2 = -111$								
		$\varepsilon_3 = -188$								
	ANSYS SUPERFÍCIE EXTERNA	-	30.4	321.3	2.5	321.3	30.4	307.3		
	ANSYS SUPERFÍCIE INTERNA	-	- 160.2	- 328.1	2.6	- 328.1	- 160.2	284.3		
	DIFERENÇA		*	**	***	**	*	-25.7 %		

* Estes valores de tensão são referentes à tensão circunferencial da solda.

** Estes valores de tensão são referentes à tensão longitudinal (axial) da solda.

*** Tensão de cisalhamento da junta.

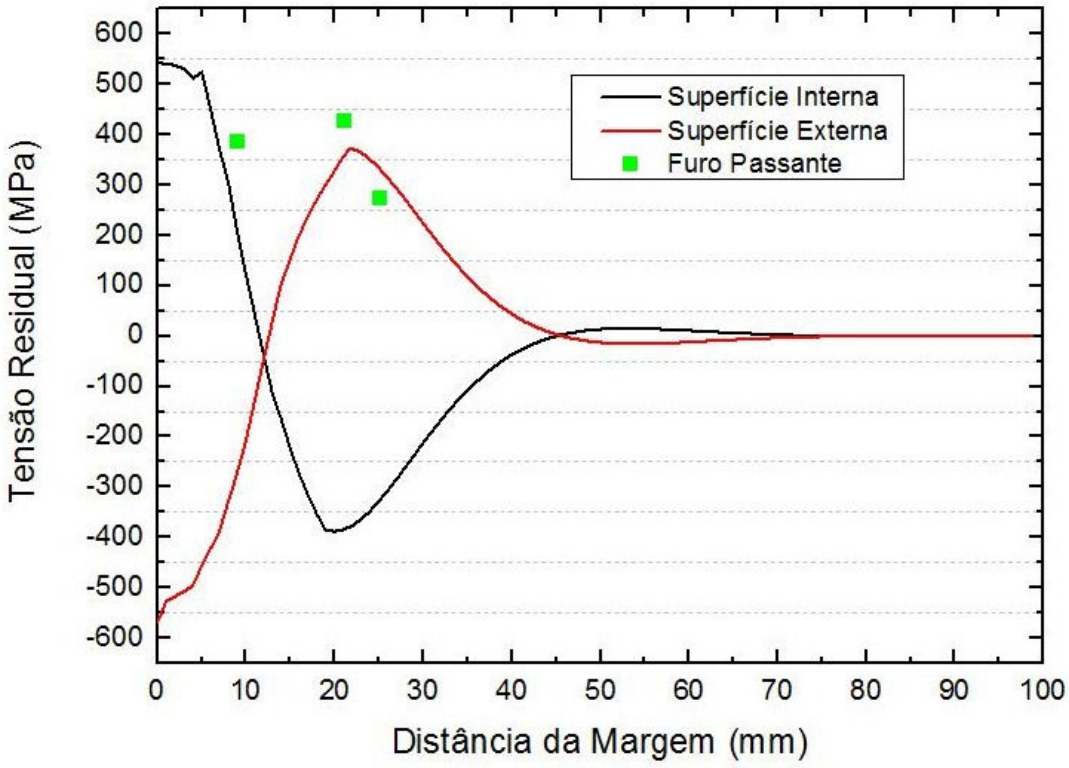


Figura V.57 – Tensões residuais na direção longitudinal pela técnica do furo passante e pela simulação numérica a partir da margem da solda.

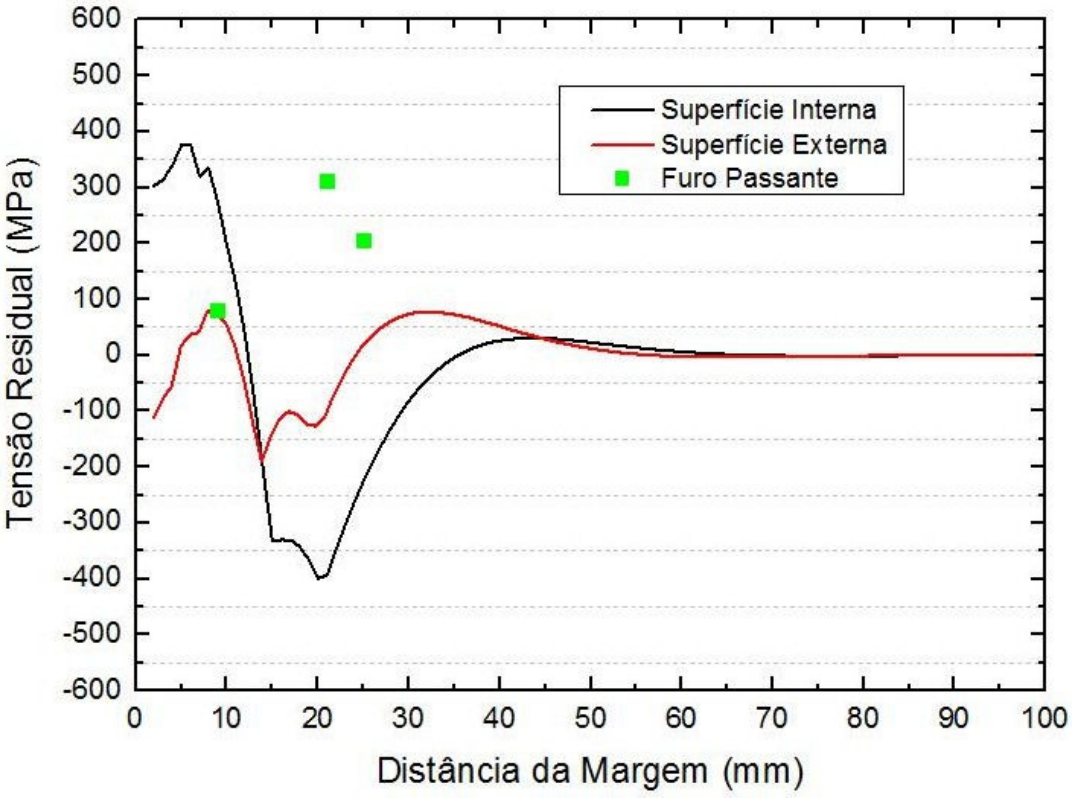


Figura V.58 – Resultados das tensões residuais na direção circunferencial a partir da margem da solda obtida pela simulação numérica e pela técnica do furo passante.

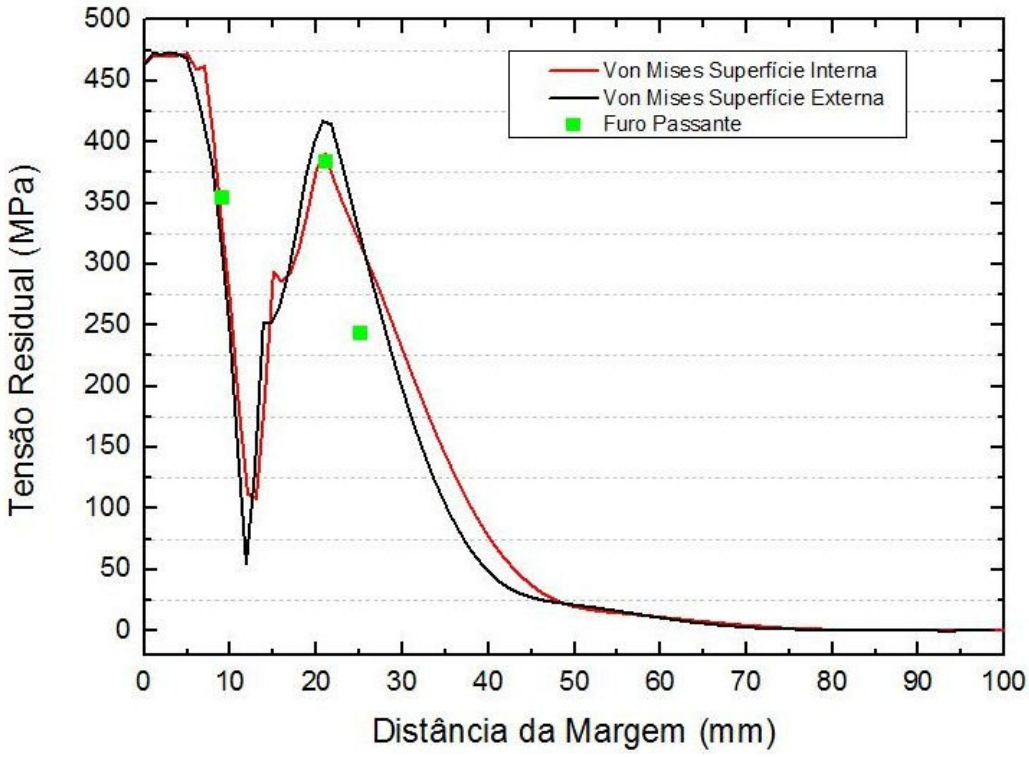


Figura V.59 – Tensão equivalente de *von Mises* σ_{EqV} a partir da margem da solda pela simulação e numérica e pela técnica do furo passante.

V.3 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA ANÁLISE METALOGRÁFICA E ANÁLISE DA ZONA TERMICAMENTE AFETADA

Após a medição das tensões residuais na juntas circunferenciais dos corpos de prova, foi realizado na primeira etapa o seccionamento em torno mecânico através do sangramento e retirada do anel com 70 mm de comprimento total, igualmente dividido a partir da linha de centro do cordão de cada corpo de prova.

Na segunda etapa utilizou-se o equipamento COR-80 do fabricante AROTEC para redução da amostra a ser analisada através do corte por disco abrasivo e refrigerado por óleo de corte.

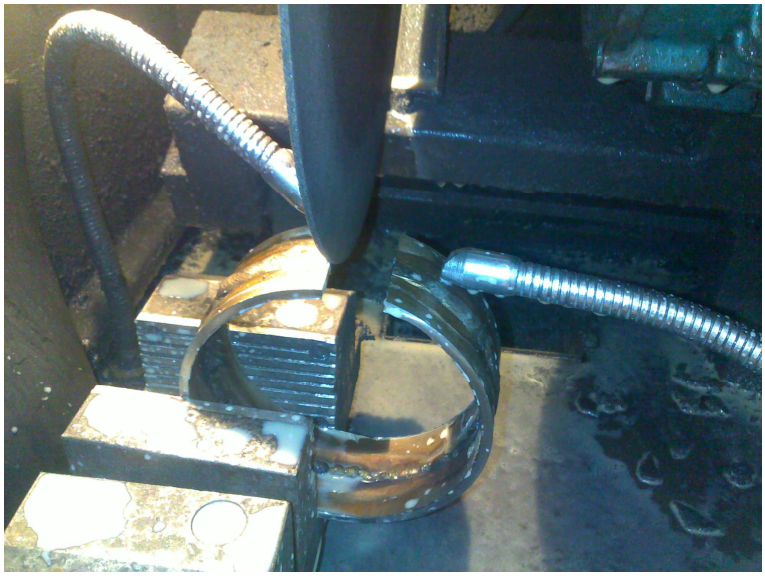


Figura V.60 – Seccionamento da amostra com disco de corte abrasivo.

Prosseguindo com a preparação das amostras realizou-se o embutimento em baquelite em função do pequeno tamanho da amostra para manuseio, seguido de lixamento com as granulometrias 120, 240, 320, 400 e 600, e polimento com pasta de diamante com granulometrias 6 μm, 3 μm, 1 μm e ¼ μm. Por final executou-se o ataque eletrolítico com solução de KOH a 20%.



Figura V.61 – Equipamento de corte por disco abrasivo, embutidora e politrizes utilizadas.

De posse dos resultados das extensões de ZTA e características da microestrutura obtidas através das análises micrográficas e macrográficas, estes são comparados em relação ao perfil ilustrado na Figura V.62 que indica as temperaturas atingidas pelo diagrama pseudobinário e as associa à microestrutura. As temperaturas levantadas pelos termopares e pelo modelo numérico são também confrontadas.

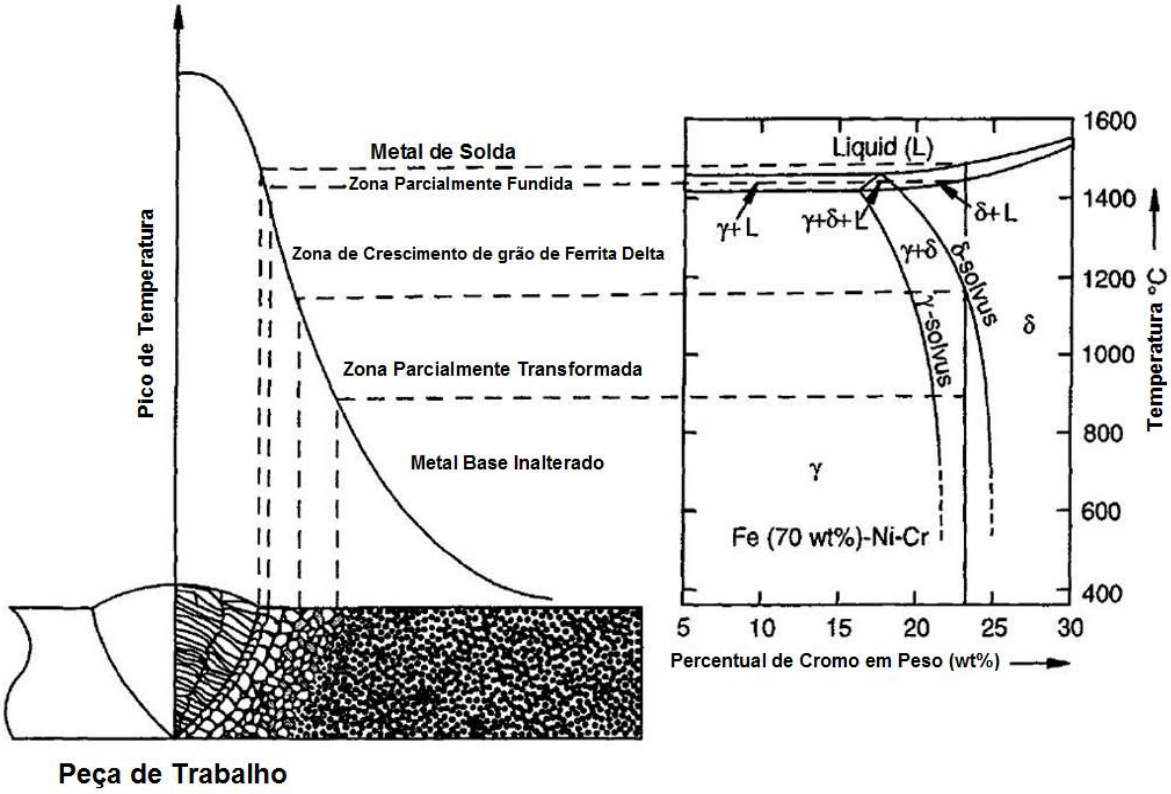


Figura V.62 – Figura esquemática de uma junta soldada em aço duplex de passe único em relacionado ao diagrama pseudobinário.(GRONG, 1997)

V.3.1 PRIMEIRO EXPERIMENTO

As macrografias e micrografias abaixo apresentam as microestruturas duplex que correspondem à matriz de ferrita (δ) de coloração escura e austenita (γ) de coloração clara, além das dimensões da zona termicamente afetada obtida após a preparação e ataque da amostra retirada para análise.

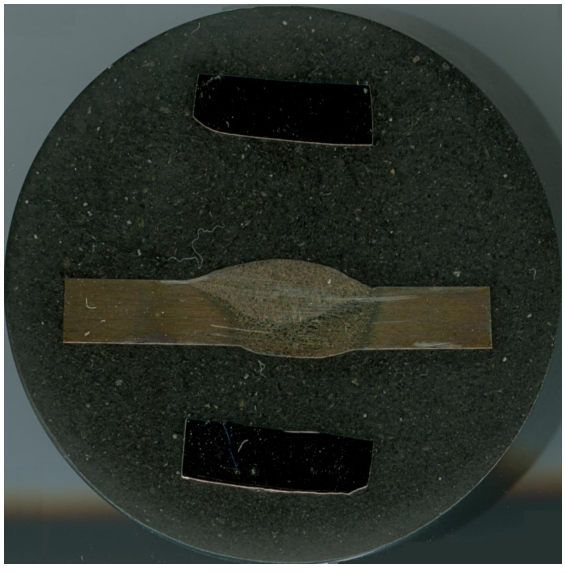


Figura V.63 –Amostra do primeiro experimento após embutimento e ataque eletrolítico KOH 20%.

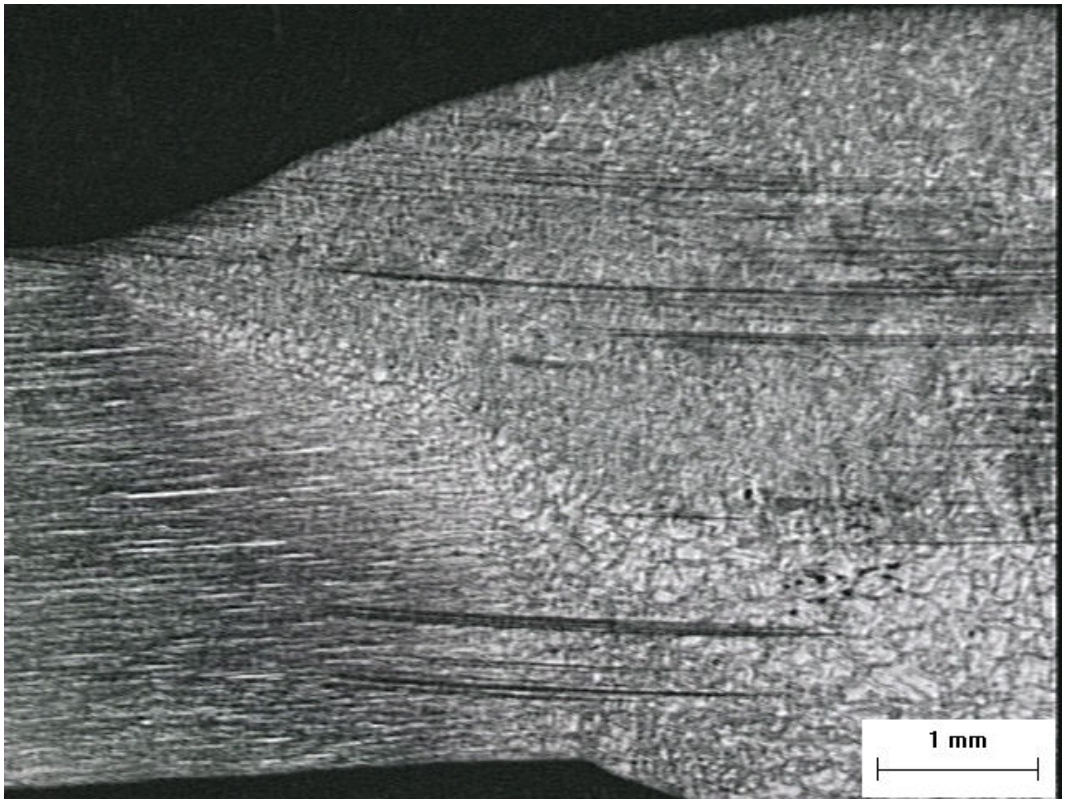


Figura V.64 – Macrografia das zonas fundida, parcialmente fundida (1,25 X).

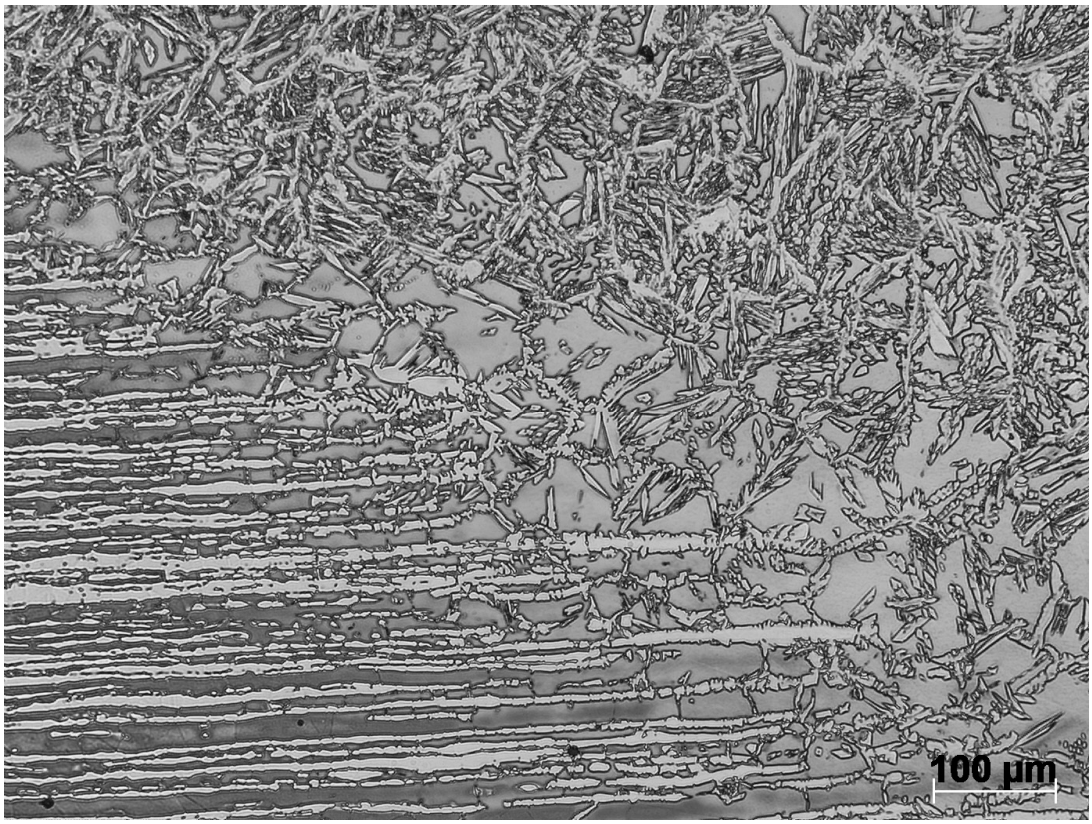


Figura V.65 – Micrografia para avaliação da ZTA e zona parcialmente fundida (1000 X).

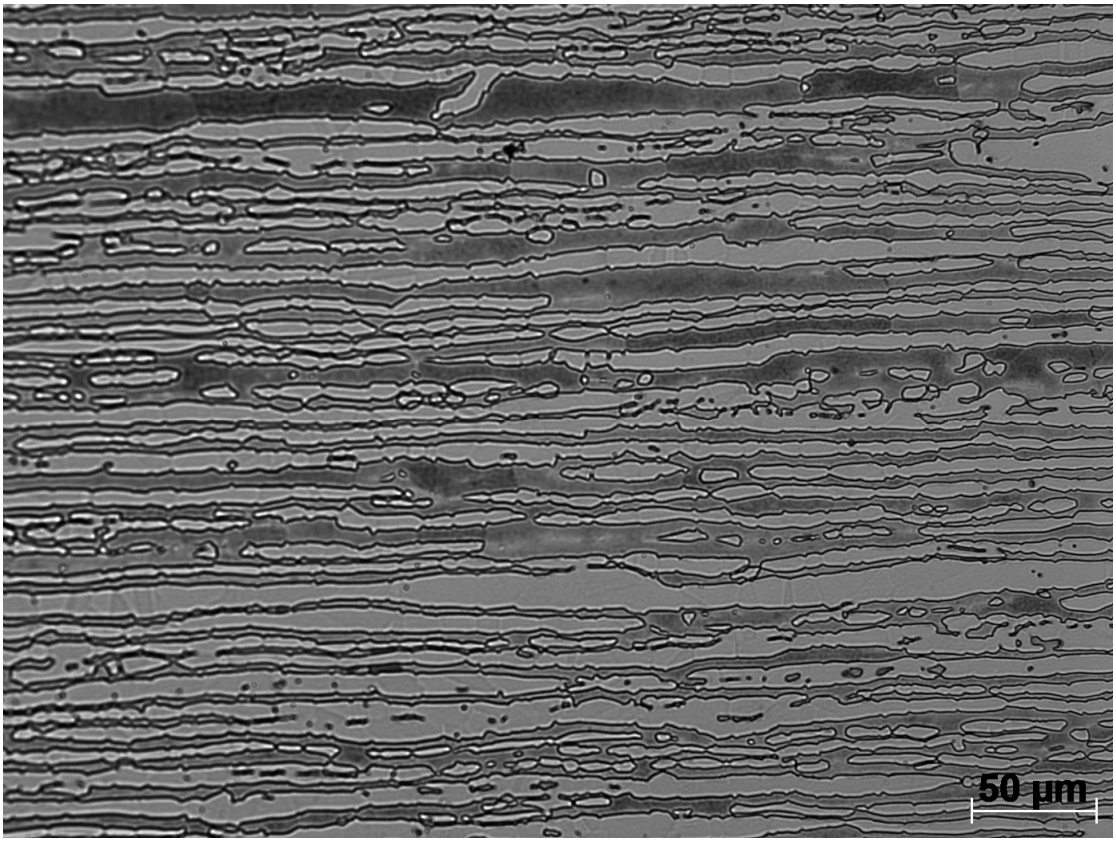


Figura V.66 – Micrografia para avaliação metal base utilizado no experimento (1000 X).

Baseado na faixa de solidificação mencionada no item IV.1.1 de 1445 a 1385 ºC da liga duplex e na Figura V.62, observa-se que a extensão da ZTA da junta soldada pode variar entre 2,4 e 2,9 mm baseado na diferença entre as isotermas de 900 ºC, 1385 ºC e 1445 ºC respectivamente conforme indicado pela Figura V.67 da simulação numérica. A Tabela V.7 apresenta os valores encontrados na simulação numérica, na análise metalográfica e no modelo analítico da temperatura da equação (17).

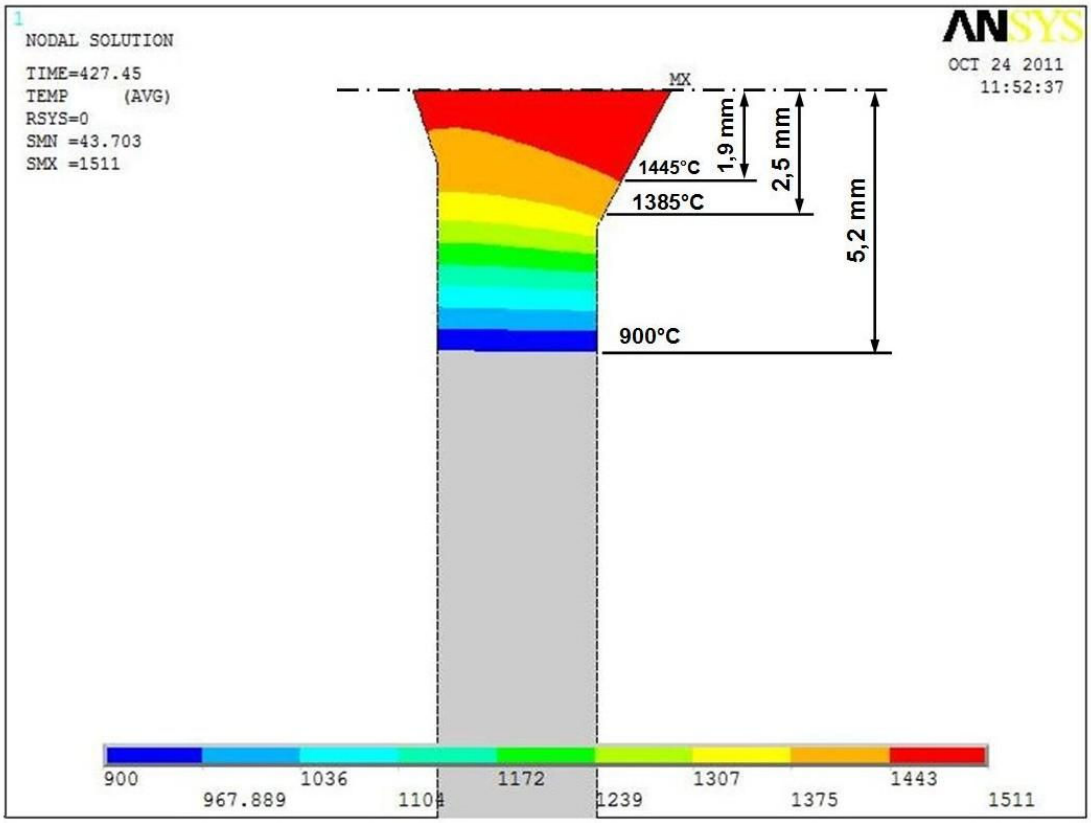


Figura V.67 – Distribuição da temperatura na região da ZTA. Condição do experimento 1.

Tabela V.7 – Tabela comparativa entre os resultados da análise térmica para avaliação de extensão de ZTA do primeiro experimento.

FONTE DE DADOS	EXTENSÃO MÍNIMA DA ZTA (mm)	EXTENSÃO MÁXIMA DA ZTA (mm)	* DIFERENÇA %
MACROGRAFIA	1,7	3,4	3 %
MODELO NUMÉRICO	2,7	3,3	
MODELO ANALÍTICO	1,2	12,0	352,9 %**

* Diferença baseada em relação aos valores máximos.

** Diferença entre o modelo numérico e o modelo analítico.

V.3.2 SEGUNDO EXPERIMENTO

Prosseguindo com a preparação das amostras foram realizados o embutimento em baquelite, lixamento, polimento e ataque de forma similar ao experimento anterior para avaliação da microestrutura e extensão da zona termicamente afetada da microestrutura duplex utilizada no estudo.

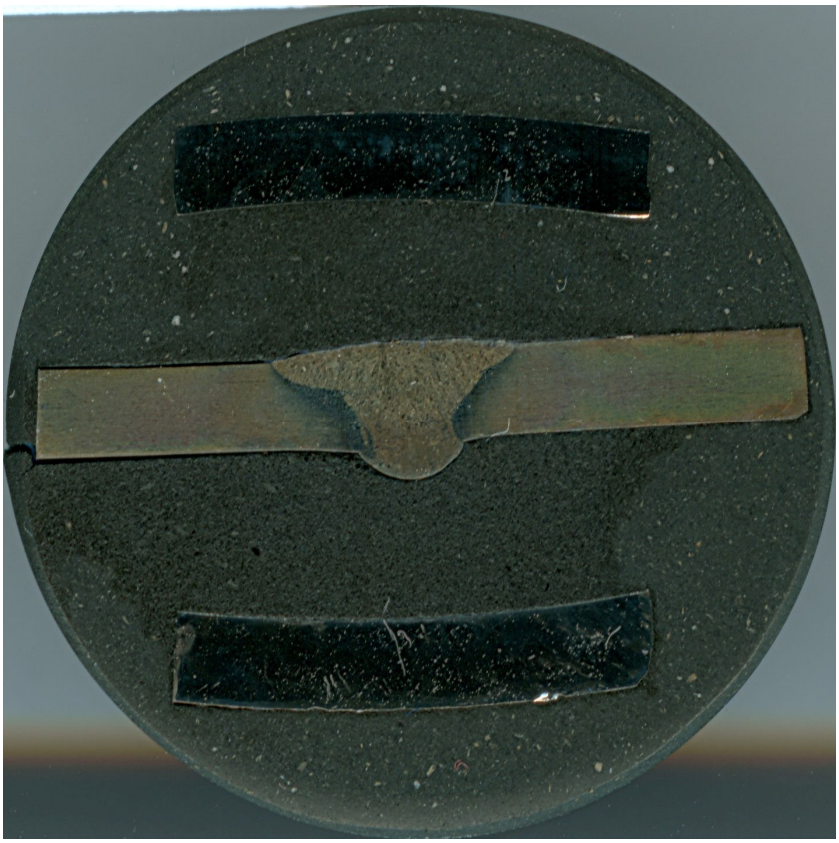


Figura V.68 – Amostra 1 após embutimento em baquelite e ataque eletrolítico com KOH a 20%.

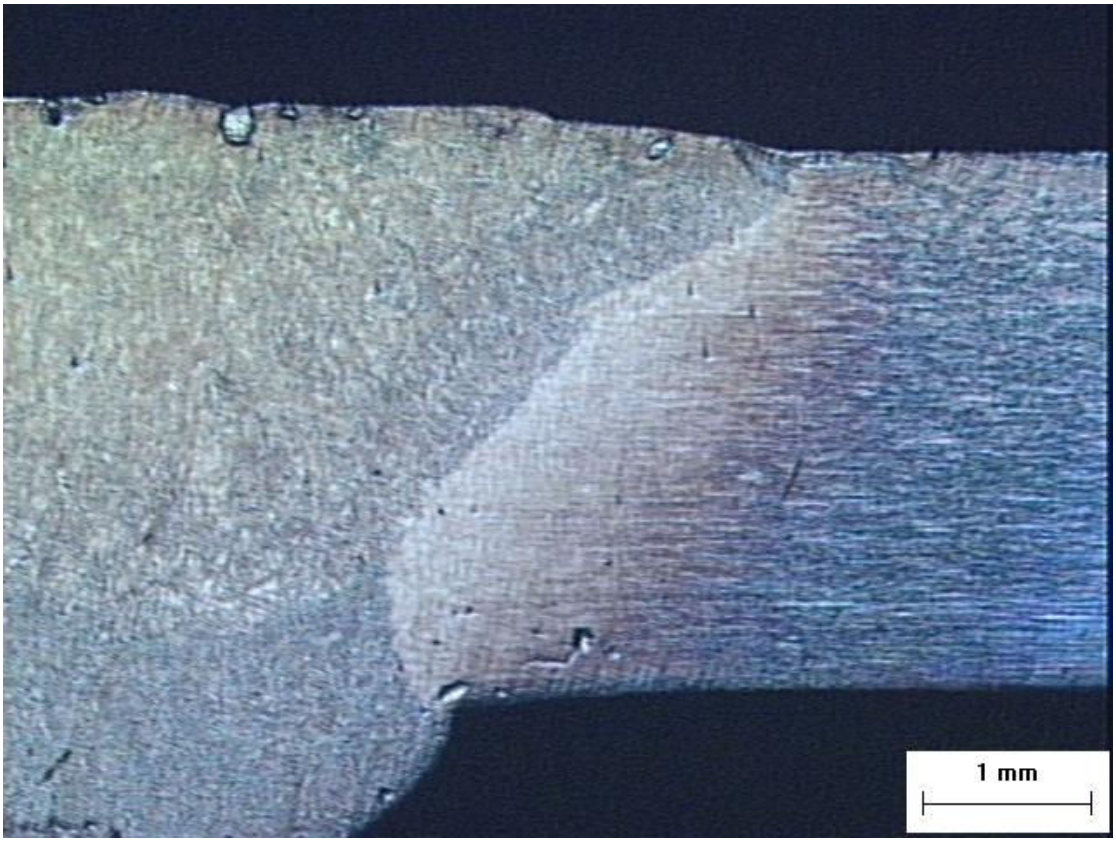


Figura V.69 – Macrografia da Amostra 1 e avaliação da ZTA aumento 1,25 X

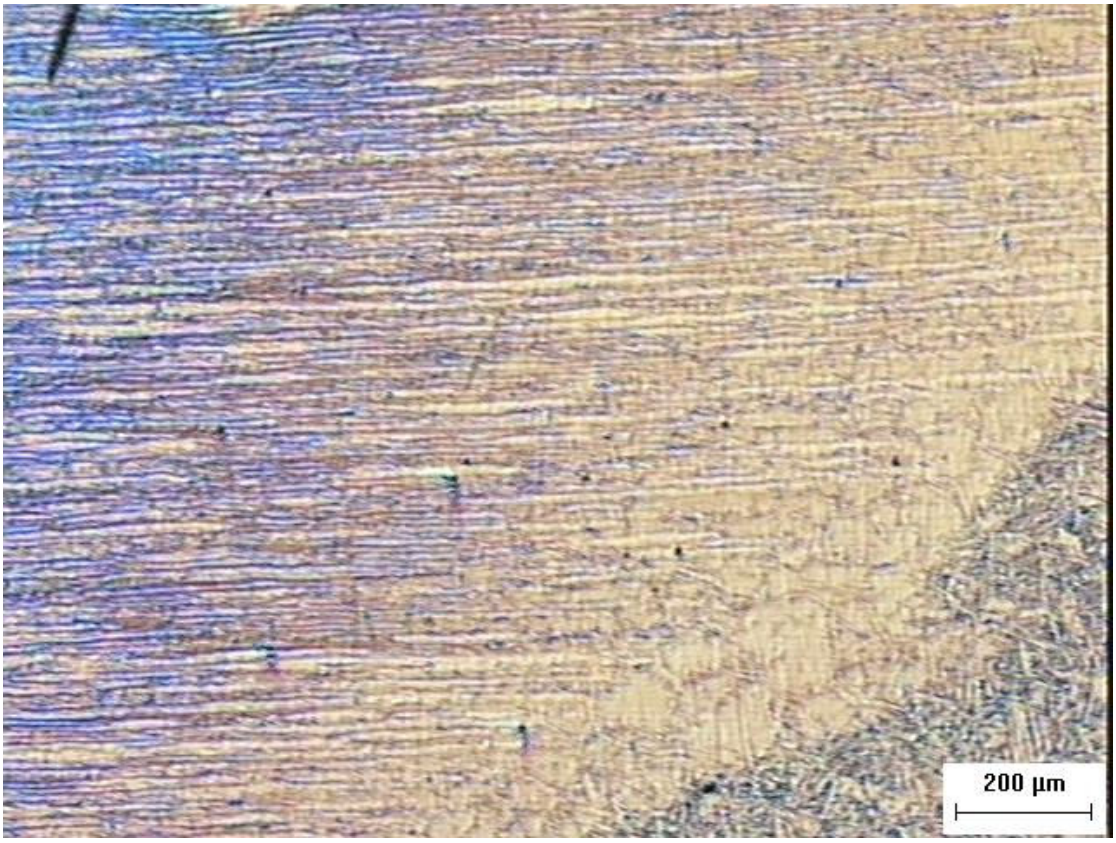


Figura V.70 – Macrografia da Amostra 1 e avaliação da ZTA aumento 50 X

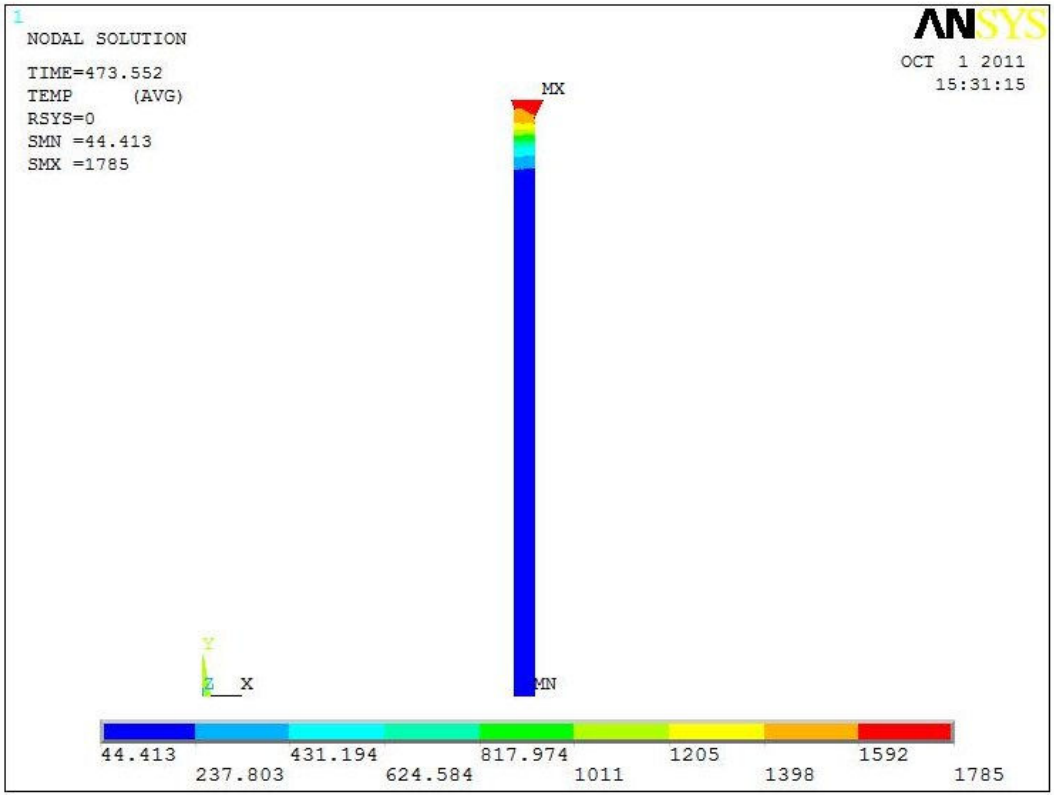


Figura V.71 – Distribuição das temperaturas ao longo do modelo numérico no momento do segundo passe de soldagem.

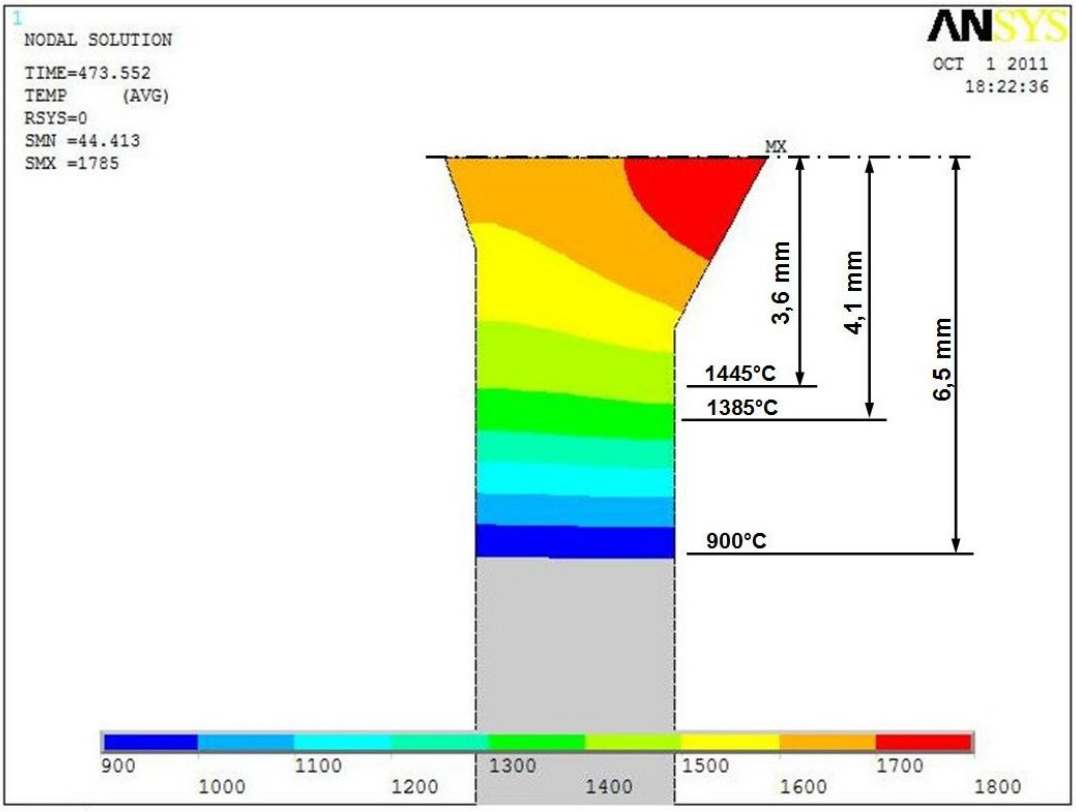


Figura V.72 – Distribuição da temperatura na região da ZTA. Condição do experimento 2.

Baseado na faixa de solidificação mencionada no item IV.1.1 de 1445 a 1385 ºC da liga duplex e na Figura V.62, a extensão da ZTA da junta soldada pode variar entre 2,4 e 2,9 mm conforme indicado pela Figura V.72 da simulação numérica.

Tabela V.8 – Tabela comparativa entre os resultados da análise térmica para avaliação de extensão de ZTA do segundo experimento.

FONTE DE DADOS	EXTENSÃO MÍNIMA DA ZTA (mm)	EXTENSÃO MÁXIMA DA ZTA (mm)	* DIFERENÇA %
MACROGRAFIA	1,2	2,0	45 %
MODELO NUMÉRICO	2,4	2,9	
MODELO ANALÍTICO	0,8	7,2	248 %**

* Diferença baseada em relação aos valores máximos.

** Diferença entre o modelo numérico e o modelo analítico.

V.3.3 TERCEIRO EXPERIMENTO

Para este terceiro experimento não foram retirados corpos de prova para realização de metalografia e análise de extensão de ZTA em função do futuro aprimoramento e desenvolvimento deste estudo, onde este terceiro corpo de prova será utilizado para execução de furação instrumentada com a roseta de 1/32” para o levantamento do perfil de tensões ao longo da espessura de parede do tubo.

CAPITULO VI - CONCLUSÕES

O presente estudo apresenta uma contribuição no campo da modelagem numérica para avaliação de extensão de zonas termicamente afetadas em aços duplex e superduplex e na previsão de forma qualitativa da distribuição de tensões residuais pós-soldagem em tubos do material supracitado. Baseado nos resultados numéricos e experimentais pode-se conclui que:

- O modelo numérico axissimétrico apresenta-se como uma ferramenta útil para avaliação dos ciclos térmicos e extensões de ZTA de juntas soldadas de topo circunferenciais, visto que a distribuição de temperaturas entre as simulações e os experimentos apresentou boa correspondência .
- Apesar das limitações do modelo axissimétrico explicitadas, o mesmo apresentou resultados coerentes sob o aspecto da distribuição de tensões longitudinais nas superfícies interna e externa do tubo, conforme é previsto nos modelos tridimensionais e na literatura.
- Ao longo da execução das simulações, verificou-se que o fato do modelo numérico considerar que a fonte de calor é aplicada de forma simultânea no cordão de solda, se comportando como um “cinturão”, influencia diretamente a distribuição de tensões na direção circunferencial, dificultando a sua previsão.
- Verificou-se que os gradientes de tensões variam de forma muito acentuada na direção axial da peça e que através da técnica do furo passante é difícil correlacionar os resultados da técnica com os resultados modelo numérico, visto que a roseta utilizada está suscetível a uma região com um alto gradiente de tensões e o seu resultado final é baseado em um valor médio.
- A técnica do furo passante não se mostrou interessante para a comparação das tensões residuais com o modelo numérico, pois a Norma E837-08 para a técnica do furo passante considera que o perfil de tensões ao longo a espessura é uniforme para o diâmetro de roseta utilizado.
- Para aprimoramento da correlação entre os valores de tensões residuais do modelo numérico axissimétrico e da furação instrumentada, seria necessária a aplicação de rosetas de menor diâmetro para que pudessem ser aplicadas a técnica do furo cego e o levantamento do perfil de tensões ao longo da espessura do corpo-de-prova.

CAPITULO VII - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Ainda existe muito a ser desenvolvido no campo de tensões residuais, em especial para os aços duplex. Para isso são necessários aprimoramentos nos modelos numéricos, mais informações a respeito das propriedades físicas e mecânicas dos aços duplex e superduplex em altas temperaturas e estudos do comportamento do modelo com acoplamento e mudança de fase. Abaixo estão listadas em tópicos as principais sugestões:

1. Realização de ensaios mecânicos para levantamento das propriedades mecânicas como limite de escoamento, módulo de elasticidade, limite de resistência e módulo plasticidade para os aços duplex e superduplex para temperaturas até 1400 ºC para futuros aprimoramentos nas respostas obtidas nos modelos numéricos.
2. Levantamento das propriedades térmicas como condutibilidade térmica, calor específico, massa específica, coeficiente de expansão térmica e calor latente de transformação de fase para os aços duplex e superduplex para temperaturas até 1400ºC para futuros aprimoramentos nas respostas obtidas nos modelos numéricos.
3. Desenvolvimento de um modelo tridimensional parametrizado para soldas multipasse e passe simples em tubos.
4. Utilização de câmera infravermelha em conjunto com os termopares para avaliação da distribuição de temperaturas e fluxo de calor.
5. Realizar ensaios através do furo cego como rosetas para furos com diâmetro de 1/32” para utilização do critério do perfil de tensões não uniformes e compará-los com o perfil de tensões do modelo numérico.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AKBARI, D.; SATTARI-FAR, I.; “Effect of The Welding Heat Input on Residual Stress in Butt-Welds of Dissimilar Pipe Joints”, International Journal of Pressure Vessels and Piping 86 (2009) 769-776.

ANDERSEN, L.F.; “Residual Stresses and Deformations in Steel Structures”, Tese de Doutorado, Department of Naval Architecture and Offshore Engineering, Technical University of
Denmark, 2000.

ANSYS 11.0 Documentation and Tutorials, ANSYS INC.

ANTUNES, A. E. B.; “Tensões Residuais na Soldagem, Aspectos Básicos”, *Revista Brasileira de Ciências Mecânicas*, v. XVII, n. 4, pp. 394-403, 1995.

API RP579 - Fitness for Service, Recommended Practice, First Edition, Jan/2000, American Petroleum Institute Publishing Services, Washington DC, USA

ASM, “Metals Handbook Volume 6 – Welding, Brazing and Soldering”, ASM International, 1993.

ASM “Metals Handbook Volume 8, ASM International , 8th Edition, 1966.

ASME, 2004, Boiler and Pressure Vessel Code, Section VIII, Division 1 e Division 2, New York;

ASME, MATERIALS, Section II, New York;

ASTM A240/A 240M – Standard Specification for Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications, July/2007, American Society of Testing Materials, ASTM International.

ASTM, 2008; “E 837-08 - Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method”, ASTM, 2008.

AWS, “Welding Handbook Volume 2 – Welding Process”, American Welding Society Inc, 1997.

BANG, I. W.; SON, Y. P.; OH, K. H.; KIM, Y. P.; KIM, W. S.; “Numerical Simulation of Sleeve Repair Welding on In-Service Gas Pipelines”, *Welding Journal*, pp. 273-282, dez. 2002.

BRICKSTAD, B., JOSEFSON, B. L., A parametric study of residual stresses in multi-pass butt-welded stainless steel pipes, International Journal of Pressure Vessels and Piping 75 (1998) 11-25.

BLODGETT, O.W., Types and causes of distortion in welded steel and corrective measures, Weld. J. 1960.

BS 7910:2005 – Guide to Methods for Assessing Acceptability of Flaws in Metallic Structures, 2005, BSI, British Standards Institution.

CHARLES, J.; FARIA, R.A.; “Aços Inoxidáveis Duplex e Aplicações em Óleo e Gás: Uma Revisão Incluindo a Nova Oferta da ARCELORMITTAL”, 2008, ARCELORMITTAL.

CHENG, W.; WANG, Y.; AMEND, W.; SWATZEL, J.; “Weld Microstructure and Hardness Prediction for In-Service Hot-Tap Welds”, *Proceeding of IPC 2004 – International Pipeline Conference*, Canada, 2004.

COSTA, H.R.M., LEMOS, M.M., PACHECO, P.M.C.L. e AGUIAR, R.A.A., 2007, “Finite Element Analysis of Multipass Welded Steel Plates”, COBEM 2007 - 19th International Congress of Mechanical Engineering, Brasília, DF.

COSTA, H.R.M., LEMOS, M.M., PACHECO, P.M.C.L. E AGUIAR, R.A.A., 2007, “Finite Element Analysis of Multipass Welded Steel Plates”, COBEM 2007 - 19TH INTERNATIONAL CONGRESS OF MECHANICAL ENGINEERING, BRASÍLIA, DF.

DEPRADEUX, L.; JULLIEN, J. F.; “Experimental and Numerical Simulation of Thermomechanical Phenomena during a TIG Welding Process”, Journal de Physique IV, Vol. 120, pp. 697-704, 2004.

DI COCCO, V.; FRANZESE, E.; IACOVIELLO, F.; NATALI, S.; “22 Cr 5 Ni Duplex and 25 Cr 7 Ni Superduplex Stainless Steel: Hydrogen Influence on Fatigue Crack Propagation Resistance”, Engineering Fracture Mechanics 75 (2008) 705-714.

EURO INOX, The Welding of Stainless Steels (Materials and Applications Series, Volume 3), Second Edition, 2007 Euro Inox 2001 – 2007.

FONTES, T.F.; “Efeito da fase Alfa Linha Nas Propriedades Mecânicas e de Resistência à Corrosão do Aço Inoxidável Duplex UR 52N+; IPEN, 2009

GENTIL, V.; Corrosão, 4 Ed., Rio de Janeiro, LTC Editora, 2003.

GOLDAK, J.; CHAKRAVARTI, A.; BIBBY, M., “A New Finite Element Model for Welding Heat Sources”, Metallurgical Transactions B, v. 15B, pp. 299-305, 1984.

GOLDAK, J. A.; AKHLAGHI, M., *Computational Welding Mechanics* – Springer, 2005.

GRONG, O., Metallurgical Modelling of Welding – The Institute of Materials, Second Edition, 1997.

GUNN, R.N. *Duplex stainless steels*. Microstructure, properties and applications. Cambridge - England: Abington Publishing, 2003.

HAUK, V.; “Structural and residual stress analysis by nondestructive methods: evaluation, application, assessment” ; Elsevier Science B.V, 2006.

IMOA, The International Molybdenum Association (IMOA). Practical Guidelines For The Fabrication of Duplex Stainless Steels. London - UK, 2009. 64 p.

INCROPERA, F.P., DeWitt, D.P., BERGMAN, T.L., LAVINE, A.S.; Fundamentals of Heat and Mass Transfer, 6th Edition, John Wiley & Sons, Inc, 2007.

KOU,S.; Welding Metallurgy - John Wiley & Sons, Inc, 2003

KRUTZ, G.W.; SEGERLIND, L.J.; *Welding Journal Research Supplement*, vol. 57, pp. 54-75, 1978.

LINDGREN L.-E.. Computational Welding Mechanics – Thermomechanical and Microstructural Simulations, Woodhead Publishing Limited, 2007

LINTONA, V.M., LAYCOCK, N.J., THOMSEN, S.J., KLUMPERS, A.; “Failure of a Super Duplex Stainless Steel Reaction Vessel”, ELSEVIER, Engineering Failure Analysis 11 (2004) 243–256.

LIPPOLD, J.C.; KOTECKI, D.J. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels.*

John Wiley & Sons, Inc, 2005.

McGUIRE, M., Stainless Steels for Design Engineers, ASM International, 2008

MESSER, B.; OPREA, V.; WRIGHT, A.; Duplex Stainless Steel Welding: Best Practices. Stainless Steel World, December 2007.

MESSLER, ROBERT W. Principles of *Welding.* John Wiley & Sons, Inc, 1999.

MILLER, http://www.millerwelds.com/products/tig/dynasty_200_serie, acesso em Janeiro de 2011.

MODENESI, P.J.; MARQUES, P.V; BRACARENSE, A.Q., “Soldagem – Fundamentos e Tecnologia”, Belo Horizonte, Editora UFMG, 2009.

MODENESI, P.J.; MARQUES, P.V.; SANTOS, D.B.; *Introdução à Metalurgia da Soldagem*.

UFMG, 2011. Disponível em: < http://www.demet.ufmg.br/labs/soldagem/textos/metsol01.pdf >.

Acesso em 05 de maio. 2011.

OLSSON, J.; LILJAS, M.; “60 Years of Duplex Stainless Steel Applications”*; Acom No.2-96*, 1996. Avesta Sheffield AB, Sweden.

OMEGA, Material Datasheet - OMEGABOND® High Temperature Air Set Cements.

PARDAL, JUAN MANUEL., “Efeitos dos Tratamentos Térmicos nas Propriedades Mecânicas, Magnéticas e na Resistência à Corrosão de Aços Inoxidáveis Superduplex”./ Juan Manuel Pardal. – Niterói, RJ: [s.n.], 2009.

PAVELIC, Z.; TANBAKUCHI, R. UYEHARA, O.A.; MEYERS, P.S.; *Welding Journal Research Supplement*, Vol. 48, pp. 295s–305s, 1969.

PURMOHAMAD, H.; KERMANPOUR, A.; SHAMANIAN, M., “Numerical Simulation and Experimental Investigation of Residual Stress in the Circumferential Butt GTAW of Incoloy 800H Pipes”, ASM International, 2008.

RODRIGUES, LEONARDO DANTAS, “Medição de Tensões Residuais em Tubos Visando a Determinação de Esforços em Dutos Enterrados”./ Leonardo Dantas Rodrigues. – Rio de Janeiro, RJ – PUC-RIO – Dissertação de Mestrado, 2007.

RONDA, J.; OLIVER, G. J.; “Consistent Thermo-Mechano-Metallurgical Model of Welded Steel with Unified Approach to Derivation of Phase Evolution Laws and Transformation-Induced Plasticity”, Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, v.189, pp. 361-417, 2000.

RUUD, C.O.; DIMASCIO, P.S.; YAVELAK, J.J., “Comparison of Three Residual Stress Measurement Methods on a Mild Steel Bar”, Exp. Mech., Vol 25 (No. 4), September 1985, p338–343

RYKALIN, N.N., *Berechnung der Warmevorgdnge beim Schweissen;* 1953, Berlin, VEB Verlag Technik

SANDVIK, Welding Practice for the Sandvik Duplex Stainless Steels SAF 2304, SAF 2205 and SAF 2507, Workshop Petrobras, 2009

SANDVIK, Material Datasheet S-1875-ENG, Sandvik, May 2008.

SANDVIK, Stainless Welding Products S-236-ENG, Sandvik, Aug 2001.

SANDVIK, Material Datasheet S-23705-ENG, Sandvik, May 2007.

SANDVIK, Material Datasheet S-23812-ENG, Sandvik, May 2007.

SILVA, R.M.B. e PACHECO, P.M.C.L., “Modeling Residual Stresses in Welded Steel Plates Using a Constitutive Model with Phase Transformation”, *COBEM-2005, 18th International Congress of Mechanical Engineering*, Ouro Preto, 2005a.

SILVA, R.M.B., PACHECO, P.M.C.L.; OLIVEIA, W.P.; DAVI, M.A., “Modeling Residual Stresses in Welded Steel Plates Using a Constitutive Model With Diffusional Phase Transformations”, *CILAMCE 2005 –VVI Iberian Latin American Congress on Computational Methods in Engineering*, Guarapari-ES, 2005b.

SILVA, R.M.B., “Uma Contribuição à Modelagem do Processo de Soldagem de Placas de Aço Utilizando um Modelo Construtivo Acoplado”, CEFET-RJ, 2007.

TALJAT, B.; HADRAKRISHNAN, B.; ZACHARIA, T.; “Numerical Analysis of GTA Welding Process with Emphasis on Post-solidification Phase Transformation Effects on Residual Stresses”, *Materials Science and Engineering*, v. A246, pp.45-54, 1998.

TAN, H.; JIANG, Y.; DENG, B.; SUN, T.; XU, J.; LI, J., “Effect of annealing temperature on the pitting corrosion resistance of super duplex stainless steel UNS S32750” ELSEVIER, Materials Characterization 60 (2009) 1049–1054.

TELLES, P.C.S., Vasos de Pressão, 2º Ed. Rio de Janeiro, RJ, 1993, LTC

TIMOSHENKO, S.P., GOODIER, J.N., 1980, “Theory of Elasticity”, 3ºed, Ed. McGraw-Hill, United States.

TOTTEN, G.; HOWES, M., INOUE, T., Handbook of residual stress and deformation of steel. ASM International, 2002

TOTTEN, G.; “Steel Heat Treatment Handbook”. CRC Press, 2007

VISHAY, TECH NOTE TN-503-6 ; “Measurement of Residual Stresses by the Hole Drilling Strain Gage Method,” Vishay Measurements Group, Raleigh, NC, 1996.

WAINER,W.; BRANDI,S.D.; MELO,V.O.; Soldagem – Processos e Metalurgia, Edgard Blücher,1992

YAGHI, A.H.; HYDE, T.H.; BECKER, A.A.; WILLIAMS, J.A.; SUN, W.; “Residual Stress Simulation in Weld Sections of P91 Pipes”, Journal of Materials Processing Technology 167 (2005) 480-487.

YAGHI, A.H.; HYDE, T.H.; BECKER, A.A.; SUN, W.; “Finite Element Simulation of Welding and Residual Stresses in a P91 Steel Pipe Incorporating Solid-State Phase Transformation and Post-Weld Heat Treatment”, IMech (2008).

YOUNG, WARREN C. AND BUDYNAS, RICHARD G. “Roark’s Formulas for Stress and Strain,7^{TH} edition, 2002, Ed. McGraw-Hill, United States.

ZACHARIA, T.; VITEK, J. M.; GOLDAK, J. A.; DEBROY, T. A.; RAPPAZ, M.; BHADESHIA, H. K. D. H.; “Modeling of Fundamental Phenomena in Welds”, *Modeling and Simulation in Materials Science and Engineering*, v.3, pp. 265-288, 1995

APÊNDICE A

ROTINA DO MODELO BIDIMENSIONAL AXISSIMÉTRICO NA ETAPA DE ANÁLISE TÉRMICA DESACOPLADA

```
C*** PRE-PROCESSAMENTO ========================================
Finish
/clear,start
/COLOR,NUM,BLUE,1   0
/COLOR,PBAK,OFF

/FILNAME,TUBO_SUPERDUPLEX_MULTIPASSE,1

/PREP7
/TITLE,

! Parâmetros de geometria do tubo

t=3.2E-03                          !Espessura de parede do tubo em mm

r=56.7E-03                         !Raio externo do tubo

PI=ACOS(-1)
ee=2.718

!!!Dados de entrada

k,1,r-t,0
k,2,r,0
k,3,r-t,100E-03
k,4,r-t+1E-03,100E-03
k,5,r,98.72982E-03
k,6,r,104.2701706E-03
k,7,r,203E-03
k,8,r-t,203E-03
K,9,r-t,103E-03
K,10,r-t+1E-03,103E-03
K,11,r+1.5E-03,101.5E-03
K,12,r-t-0.5E-03,101.5E-03
K,13,r-0.5E-03,101.5E-03

xP1=r-0.5E-03                      !!!Centróide da fonte no primeiro passe - Método GTAW
yP1=101.5E-03                      !!!Centróide da fonte no primeiro passe - Método GTAW

xP2=r+1.5E-03                      !!!Centróide da fonte no segundo passe - Método SMAW
yP2=101.5E-03                      !!!Centróide da fonte no segundo passe - Método SMAW

L,1,2
L,2,5
L,5,4
L,4,3
L,3,1
L,9,10
L,10,6
L,6,7
L,7,8
L,8,9

LSTR,     12,     13
LSTR,     13,     11
```

```
!*
!*
LARC,12,3,13,3,
LARC,5,11,12,6,
!*
LDIV,3, , ,2,0

LARC,14,13,12,3,


C*** DEFINIÇÃO DOS TIPOS DOS ELEMENTOS

ET,1,PLANE55,,,1                    ! Elemento Plano térmico

Ro1=7.8e3                           ! Massa específica
h=25                                ! Coeficiente de convecção do ar
Tini=25
Tfluido=25                          ! Temperatura inicial


C*** DEFINIÇÃO DAS PROPRIEDADES

MP,DENS,1,Ro1
MP,MURX,1,0
MP,PRXY,1,0.29
MP,ALPX,1,1.9e-5

MPTEMP,1,  20! Propriedades mecânicas
MPTEMP,2,  200        ! Temperaturas
MPTEMP,3,  400
MPTEMP,4,  600
MPTEMP,5,  800
MPTEMP,6,  1000
MPTEMP,7,  1200
MPTEMP,8,  1340
MPTEMP,9,  1390
MPTEMP,10, 2000

MPDATA,c,1,,485          !Calor Específico
MPDATA,c,1,,515
MPDATA,c,1,,563
MPDATA,c,1,,581
MPDATA,c,1,,609
MPDATA,c,1,,631
MPDATA,c,1,,654
MPDATA,c,1,,669
MPDATA,c,1,,675
MPDATA,c,1,,675

MPDATA,KXX,1,,16.0   !K Condutibilidade Térmica (W/m K)
MPDATA,KXX,1,,17.0
MPDATA,KXX,1,,21.0
MPDATA,KXX,1,,22.5
MPDATA,KXX,1,,25.5
MPDATA,KXX,1,,28.3
MPDATA,KXX,1,,31.1
MPDATA,KXX,1,,33.1
MPDATA,KXX,1,,66.2
MPDATA,KXX,1,,66.2

!!!!!!!!!!!!!!!! ÁREA 1
```

```
/REP,FAST
FLST,2,6,4
FITEM,2,1
FITEM,2,2
FITEM,2,3
FITEM,2,15
FITEM,2,4
FITEM,2,5
AL,P51X

!!!!!!!!!!!!!!!! ÁREA 2

FLST,2,4,4
FITEM,2,14
FITEM,2,12
FITEM,2,16
FITEM,2,3
AL,P51X

!!!!!!!!!!!!!!!! ÁREA 3

FLST,2,5,4
FITEM,2,11
FITEM,2,13
FITEM,2,4
FITEM,2,15
FITEM,2,16
AL,P51X

KSEL,S,LOC,Y,103,1e3
LSEL,S,LOC,Y,103,1e3
LDELE,ALL, , ,ALL
ALLSEL,ALL,ALL

C*** CONDIÇÕES DE CONTORNO ==========================================

DL,11, ,SYMM
DL,12, ,SYMM

TUNIF,Tini                  ! Nomeia uma temperatura uniforme a todos os nós.

C*** MALHA ===========================================

esize,t/25                  ! Solda
MAT,1
AMESH,2
AMESH,3

esize,t/15                  ! Metal Base
!MAT,2
AMESH,1

C*** SOLUÇÃO ==========================================

/SOLU
OUTPR,ALL,ALL

OUTRES,ALL,LAST

RESCONTROL,DEFINE,LAST,LAST
```

```
SFL,1,CONV,h,,Tfluido ! Aplicação da convecção (menos solda)
SFL,2,CONV,h,,Tfluido
SFL,5,CONV,h,,Tfluido
SFL,13,CONV,h,,Tfluido
SFL,3,CONV,h,,Tfluido
SFL,16,CONV,h,,Tfluido

ANTYPE,TRANS                ! ### 1o PASSE ### - Geração de Calor pela Soldagem
KBC,1                       ! Carregamento tipo Degrau
!AUTOTS,ON                  ! Especifica se usa tempo automático ou não.
NSUBST,40

NROPT,FULL

        eta=0.60
        V=15.2
        I=58
        VI=V*I
        Q=eta*VI

        a=1.5*t             ! Região de influência da solda parâmetros da fonte
        b=t*1.5

        c1=2.0*t
        c2=6.5*t

        fF=(2*c1)/(c1+c2)   ! fR + fF = 2 (correspondente à equação 26)
        fR=(2*c2)/(c1+c2)

        ASEL,S, , , 2       ! Elimina a área da solda referente ao segundo passe
        ESLA,S
        ESTIF,1e-9
        EKILL,ALL
        ESEL,S,LIVE
        NSLE,S
        NSEL,INVE
        D,ALL,TEMP,Tini
        NSEL,ALL
        ESEL,ALL
        ALLSEL,ALL,ALL
        ASEL,S,,,1,3
        ESLA,S


vSolda=0.8333E-3    ! Parâmetros do Processo de Soldagem GTAW (TIG - 1° passe) m/s
tau=c1/vSolda
tGera1=(c1+c2)/vSolda
tResf1=650      ! Tempo de resfriamento

tempo=0
nPt_c1=50           ! numero de pontos para a aplicação de q em c1
nPt_c2=80           ! numero de pontos para a aplicação de q em c2
delta_t1=(c1/vSolda)/nPt_c1
delta_t2=(c2/vSolda)/nPt_c2

*GET,eMaxS,ELEM,0,NUM,MAX

*DO,jj,1,(nPt_c1+nPt_c2),1
        *if,tempo,le,tau,then
                tempo=tempo+delta_t1
```

```
        *else
                tempo=tempo+delta_t2
        *endif
        TIME,tempo

        *DO,ii,1,eMaxS,1
                xC=CENTRX(ii)
                yC=CENTRY(ii)
                xG=yP1-yC
                yG=xP1-xC
                *GET,eArea,ELEM,ii,AREA
                *if,(tau-tempo),gt,0,then          ! Metade frontal da fonte
                        csi=vSolda*(tau-tempo)
                        c=c1
                        f=fF
                *else                                       ! Metade posterior da fonte
                        csi=-vSolda*(tau-tempo)
                        c=c2
                        f=fR
                *endif
                Amp=6*(3**0.5)*f*Q/(a*b*c*PI*(PI**0.5))
                qf=Amp*(ee**(-3*(yG/a)**2))*(ee**(-3*(xG/b)**2))*(ee**(-3*(csi/c)**2))
                BFE,ii,HGEN,1,qf                    ! Densidade de Energia (W/m3)

        *ENDDO
        ALLSEL,ALL,ALL
        *IF,tempo,LE,(0.8*tau),THEN
                AUTOTS,ON
                NSUBS,1,8,1
        *ELSE
                AUTOTS,ON
                NSUBS,10,20,5
                NSUBS,8,16,2
        *ENDIF
        *IF,tempo,GE,(1.20*tau),THEN
                AUTOTS,ON
                NSUBS,8,8,1
        *ENDIF
        SOLVE
*ENDDO
SAVE,Solda_Passe1,db

ANTYPE,TRANS                ! ### 1o PASSE ### - Resfriamento (tensões residuais)
KBC,1                       ! Carregamento tipo Degrau
OUTPR,ALL,ALL
OUTRES,ALL,ALL
tempo=tempo+tResf1
TIME,tempo
AUTOTS,ON
NSUBS,50,50,40
BFEDELE,ALL,HGEN   ! Retirada da Geração de Calor
SOLVE
SAVE,Solda_Passe1_Resf,db
!=====================================================================

! SEGUNDO PASSE ELETRODO REVESTIDO - SMAW

!RESCONTROL,DEFINE,LAST,LAST


ANTYPE,TRANS                ! ### 2o PASSE ### - Geração de Calor pela Soldagem
```

```
KBC,1                          ! Carregamento tipo Degrau
!AUTOTS,ON                     ! Especifica se usa tempo automático ou não.
NSUBST,50

! ### 2o PASSE ### - Inclusão da área do 2 passe (Tensões residuais)

ASEL,S, , ,2,                  ! Seleção a região da Raiz  da Solda
ESLA,S                         ! Seleciona elementos associados com a área selecionada.
EALIVE,ALL
DDELE,ALL,ALL
ALLSEL,ALL,ALL
SFLDELE,3,CONV,h,,Tfluido
SFLDELE,16,CONV,h,,Tfluido
SFL,14,CONV,h,,Tfluido

NROPT,FULL

        eta=0.85
        V=24.26
        I=93.6
        VI=V*I
        Q=eta*VI

        a=1.5*t                ! Região de influência da solda parâmetros da fonte
        b=t*1.5

        c1=3.0*t
        c2=5.0*t

        fF=(2*c1)/(c1+c2)                    ! fR + fF = 2
        fR=(2*c2)/(c1+c2)


vSolda=3.125E-3        ! Parâmetros do Processo de Soldagem Eletrodo(SMAW - 2° passe) m/s
tau=c1/vSolda
tGera2=(c1+c2)/vSolda
tResf2=530             ! Tempo de resfriamento

tempo2=tempo
nPt_c1=50              ! numero de pontos para a aplicação de q em c1
nPt_c2=80              ! numero de pontos para a aplicação de q em c2
delta_t1=(c1/vSolda)/nPt_c1
delta_t2=(c2/vSolda)/nPt_c2

ASEL,S, , ,1,3,
ESLA,S
*GET,eMaxS,ELEM,0,NUM,MAX

*DO,jj,1,(nPt_c1+nPt_c2),1
        *if,tempo,le,(tempo2+tau),then
                tempo=tempo+delta_t1
        *else
                tempo=tempo+delta_t2
        *endif
        TIME,tempo

        *DO,ii,1,eMaxS,1
                xC=CENTRX(ii)
                yC=CENTRY(ii)
                xG=yP2-yC
                yG=xP2-xC
```

```
                *GET,eArea,ELEM,ii,AREA
                *if,((tempo2+tau)-tempo),gt,0,then              ! Metade frontal da fonte
                        csi=vSolda*((tempo2+tau)-tempo)
                        c=c1
                        f=fF
                *else                                           ! Metade posterior da fonte
                        csi=-vSolda*((tempo2+tau)-tempo)
                        c=c2
                        f=fR
                *endif
                Amp=6*(3**0.5)*f*Q/(a*b*c*PI*(PI**0.5))
                qf=Amp*(ee**(-3*(yG/a)**2))*(ee**(-3*(xG/b)**2))*(ee**(-3*(csi/c)**2))
                BFE,ii,HGEN,1,qf                                ! Densidade de energia (W/m3)

        *ENDDO
        ALLSEL,ALL,ALL
        *IF,tempo,LE,(0.8*(tempo2+tau)),THEN
                AUTOTS,ON
                NSUBS,1,8,1
        *ELSE
                AUTOTS,ON
                NSUBS,10,20,5
                NSUBS,8,16,2
        *ENDIF
        *IF,tempo,GE,(1.20*(tempo2+tau)),THEN
                AUTOTS,ON
                NSUBS,8,8,1
        *ENDIF
        SOLVE
*ENDDO
SAVE,Solda_Passe2,db


ANTYPE,TRANS                    ! ### 2o PASSE ### - Resfriamento (Tensões residuais)
KBC,1                                   ! Carregamento tipo Degrau
OUTPR,ALL,ALL
OUTRES,ALL,ALL
tempo=tempo+tResf2
TIME,tempo
AUTOTS,ON
NSUBS,50,50,40
BFEDELE,ALL,HGEN                ! Retirada da geração de Calor
SOLVE
SAVE,Solda_Passe2_Resf,db

/eof
```

APÊNDICE B

ROTINA DO MODELO BIDIMENSIONAL AXISSIMÉTRICO NA ETAPA DE ANÁLISE COM ACOPLAMENTO TERMOMECÂNICO

```
C*** PRE-PROCESSAMENTO ========================================
Finish
/clear,start
/COLOR,NUM,BLUE,1   0
/COLOR,PBAK,OFF

/FILNAME,TUBO_SUPERDUPLEX_MULTIPASSE,1

/PREP7
/TITLE,

!Parâmetros de geometria do tubo

t=3.2E-03                          !Espessura de parede do tubo em mm
r=56.7E-03                         !Raio externo do tubo

PI=ACOS(-1)
ee=2.718

!!!Dados de entrada

k,1,r-t,0
k,2,r,0
k,3,r-t,100E-03
k,4,r-t+1E-03,100E-03
k,5,r,98.72982E-03
k,6,r,104.2701706E-03
k,7,r,203E-03
k,8,r-t,203E-03
K,9,r-t,103E-03
K,10,r-t+1E-03,103E-03
K,11,r+1.5E-03,101.5E-03
K,12,r-t-0.5E-03,101.5E-03
K,13,r-0.5E-03,101.5E-03

xP1=r-0.5E-03                      !!!Centróide da fonte no primeiro passe - Método GTAW
yP1=101.5E-03                      !!!Centróide da fonte no primeiro passe - Método GTAW

xP2=r+1.5E-03                      !!!Centróide da fonte no segundo passe - Método SMAW
yP2=101.5E-03                      !!!Centróide da fonte no segundo passe - Método SMAW

L,1,2
L,2,5
L,5,4
L,4,3
L,3,1
L,9,10
L,10,6
L,6,7
L,7,8
L,8,9

LSTR,     12,     13
LSTR,     13,     11
!*
```

```
!*
LARC,12,3,13,3,
LARC,5,11,12,6,
!*
LDIV,3, , ,2,0

LARC,14,13,12,3,

C*** DEFINIÇÃO DOS TIPOS DOS ELEMENTOS

ET,1,PLANE13,4,,1                ! Elemento Plano com acoplamento termomecânico

Ro1=7.8e3                        ! Massa específica
h=25                             ! Coeficiente de convecção do ar
Tini=25
Tfluido=25                       ! Temperatura inicial

C*** DEFINIÇÃO DAS PROPRIEDADES

MP,DENS,1,Ro1
MP,MURX,1,0
MP,PRXY,1,0.29
MP,ALPX,1,1.9e-5

MPDATA,EX,1,,2.00E+11            ! Módulo de Elasticidade
MPDATA,EX,1,,1.80E+11
MPDATA,EX,1,,1.60E+11
MPDATA,EX,1,,1.50E+11
MPDATA,EX,1,,1.35E+11
MPDATA,EX,1,,0.96E+11
MPDATA,EX,1,,0.50E+11
MPDATA,EX,1,,0.10E+11
MPDATA,EX,1,,0.10E+11
MPDATA,EX,1,,0.10E+11

MPDATA,PRXY,1,,0.278             ! Coeficiente de Poisson
MPDATA,PRXY,1,,0.288
MPDATA,PRXY,1,,0.298
MPDATA,PRXY,1,,0.313
MPDATA,PRXY,1,,0.327
MPDATA,PRXY,1,,0.342
MPDATA,PRXY,1,,0.350
MPDATA,PRXY,1,,0.351
MPDATA,PRXY,1,,0.353
MPDATA,PRXY,1,,0.357

MPDATA,ALPX,1,,1.3E-05           ! Coeficiente de dilatação linear
MPDATA,ALPX,1,,1.35E-05
MPDATA,ALPX,1,,1.45E-05
MPDATA,ALPX,1,,1.5E-05
MPDATA,ALPX,1,,1.9E-05
MPDATA,ALPX,1,,1.9E-05
MPDATA,ALPX,1,,1.9E-05
MPDATA,ALPX,1,,1.9E-05
MPDATA,ALPX,1,,1.9E-05
MPDATA,ALPX,1,,1.9E-05

MPDATA,c,1,,485                  !Calor Específico
MPDATA,c,1,,515
MPDATA,c,1,,563
MPDATA,c,1,,581
```

```
MPDATA,c,1,,609
MPDATA,c,1,,631
MPDATA,c,1,,654
MPDATA,c,1,,669
MPDATA,c,1,,675
MPDATA,c,1,,675

MPDATA,KXX,1,,16.0          !K Condutibilidade Térmica (W/m K)
MPDATA,KXX,1,,17.0
MPDATA,KXX,1,,21.0
MPDATA,KXX,1,,22.5
MPDATA,KXX,1,,25.5
MPDATA,KXX,1,,28.3
MPDATA,KXX,1,,31.1
MPDATA,KXX,1,,33.1
MPDATA,KXX,1,,66.2
MPDATA,KXX,1,,66.2

TB,BKIN,1,6                         ! Propriedades Plásticas - Módulo tangente
TBTEMP,20
TBDATA,1,550E+06,   7.7E+06
TBTEMP,100
TBDATA,1,450E+06,   6.3E+06
!TBTEMP,200
!TBDATA,1,400E+06,  5.6E+06
TBTEMP,300
TBDATA,1,380E+06,   5.326E+06
TBTEMP,600
TBDATA,1,209E+06,   2.93E+06
TBTEMP,1000
TBDATA,1,50E+06,    0.7E+06
TBTEMP,1200
TBDATA,1,10E+06,    1.0E+03

!!!!!!!!!!!!!!!! ÁREA 1

/REP,FAST
FLST,2,6,4
FITEM,2,1
FITEM,2,2
FITEM,2,3
FITEM,2,15
FITEM,2,4
FITEM,2,5
AL,P51X

!!!!!!!!!!!!!!!! ÁREA 2

FLST,2,4,4
FITEM,2,14
FITEM,2,12
FITEM,2,16
FITEM,2,3
AL,P51X

!!!!!!!!!!!!!!!! ÁREA 3

FLST,2,5,4
FITEM,2,11
FITEM,2,13
FITEM,2,4
```

```
FITEM,2,15
FITEM,2,16
AL,P51X

KSEL,S,LOC,Y,103,1e3
LSEL,S,LOC,Y,103,1e3
LDELE,ALL, , ,ALL
ALLSEL,ALL,ALL

C*** CONDIÇÕES DE CONTORNO ==========================================

DL,11, ,SYMM
DL,12, ,SYMM

TUNIF,Tini                  ! Nomeia uma temperatura uniforme a todos os nós.

C*** MALHA ==========================================

esize,t/25                  ! Solda
MAT,1
AMESH,2
AMESH,3

esize,t/15                  ! Metal Base
!MAT,2
AMESH,1

C*** SOLUÇÃO ==========================================

/SOLU
OUTPR,ALL,ALL

OUTRES,ALL,LAST

RESCONTROL,DEFINE,LAST,LAST

SFL,1,CONV,h,,Tfluido ! Aplicação da convecção (menos solda)
SFL,2,CONV,h,,Tfluido
SFL,5,CONV,h,,Tfluido
SFL,13,CONV,h,,Tfluido
SFL,3,CONV,h,,Tfluido
SFL,16,CONV,h,,Tfluido

ANTYPE,TRANS                ! ### 1o PASSE ### - Geração de Calor pela Soldagem
KBC,1                       ! Carregamento tipo Degrau
!AUTOTS,ON                  ! Especifica se usa tempo automático ou não.
NSUBST,40

NROPT,FULL

        eta=0.60
        V=15.2
        I=58
        VI=V*I
        Q=eta*VI

        a=1.5*t             ! Região de influência da solda parâmetros da fonte
        b=t*1.5

        c1=2.0*t
        c2=6.5*t
```

```
        fF=(2*c1)/(c1+c2)       ! fR + fF = 2 (correspondente à equação 26)
        fR=(2*c2)/(c1+c2)

        ASEL,S, , , 2           ! Elimina a área da solda referente ao segundo passe
        ESLA,S
        ESTIF,1e-9
        EKILL,ALL
        ESEL,S,LIVE
        NSLE,S
        NSEL,INVE
        D,ALL,TEMP,Tini
        NSEL,ALL
        ESEL,ALL
        ALLSEL,ALL,ALL
        ASEL,S,,,1,3
        ESLA,S

vSolda=0.8333E-3        ! Parâmetros do Processo de Soldagem GTAW (TIG - 1° passe) m/s
tau=c1/vSolda
tGera1=(c1+c2)/vSolda
tResf1=650      ! Tempo de resfriamento

tempo=0
nPt_c1=50               ! numero de pontos para a aplicação de q em c1
nPt_c2=80               ! numero de pontos para a aplicação de q em c2
delta_t1=(c1/vSolda)/nPt_c1
delta_t2=(c2/vSolda)/nPt_c2

*GET,eMaxS,ELEM,0,NUM,MAX

*DO,jj,1,(nPt_c1+nPt_c2),1
        *if,tempo,le,tau,then
                tempo=tempo+delta_t1
        *else
                tempo=tempo+delta_t2
        *endif
        TIME,tempo

        *DO,ii,1,eMaxS,1
                xC=CENTRX(ii)
                yC=CENTRY(ii)
                xG=yP1-yC
                yG=xP1-xC
                *GET,eArea,ELEM,ii,AREA
                *if,(tau-tempo),gt,0,then          ! Metade frontal da fonte
                        csi=vSolda*(tau-tempo)
                        c=c1
                        f=fF
                *else                                       ! Metade posterior da fonte
                        csi=-vSolda*(tau-tempo)
                        c=c2
                        f=fR
                *endif
                Amp=6*(3**0.5)*f*Q/(a*b*c*PI*(PI**0.5))
                qf=Amp*(ee**(-3*(yG/a)**2))*(ee**(-3*(xG/b)**2))*(ee**(-3*(csi/c)**2))
                BFE,ii,HGEN,1,qf                        ! Densidade de Energia (W/m3)

        *ENDDO
        ALLSEL,ALL,ALL
        *IF,tempo,LE,(0.8*tau),THEN
```

```
                AUTOTS,ON
                NSUBS,1,8,1
        *ELSE
                AUTOTS,ON
                NSUBS,10,20,5
                NSUBS,8,16,2
        *ENDIF
        *IF,tempo,GE,(1.20*tau),THEN
                AUTOTS,ON
                NSUBS,8,8,1
        *ENDIF
        SOLVE
*ENDDO
SAVE,Solda_Passe1,db

ANTYPE,TRANS                ! ### 1o PASSE ### - Resfriamento (tensões residuais)
KBC,1                       ! Carregamento tipo Degrau
OUTPR,ALL,ALL
OUTRES,ALL,ALL
tempo=tempo+tResf1
TIME,tempo
AUTOTS,ON
NSUBS,50,50,40
BFEDELE,ALL,HGEN   ! Retirada da Geração de Calor
SOLVE
SAVE,Solda_Passe1_Resf,db

!=====================================================================

! SEGUNDO PASSE ELETRODO REVESTIDO - SMAW

!RESCONTROL,DEFINE,LAST,LAST

ANTYPE,TRANS                ! ### 2o PASSE ### - Geração de Calor pela Soldagem
KBC,1                       ! Carregamento tipo Degrau
!AUTOTS,ON                  ! Especifica se usa tempo automático ou não.
NSUBST,50

! ### 2o PASSE ### - Inclusão da área do 2 passe (Tensões residuais)

ASEL,S, , ,2,               ! Seleção a região da Raiz  da Solda
ESLA,S                      ! Seleciona elementos associados com a área selecionada.
EALIVE,ALL
DDELE,ALL,ALL
ALLSEL,ALL,ALL
SFLDELE,3,CONV,h,,Tfluido
SFLDELE,16,CONV,h,,Tfluido
SFL,14,CONV,h,,Tfluido

NROPT,FULL

        eta=0.85
        V=24.26
        I=93.6
        VI=V*I
        Q=eta*VI

        a=1.5*t             ! Região de influência da solda parâmetros da fonte
        b=t*1.5

        c1=3.0*t
```

```
        c2=5.0*t

        fF=(2*c1)/(c1+c2)                       ! fR + fF = 2
        fR=(2*c2)/(c1+c2)

vSolda=3.125E-3         ! Parâmetros do Processo de Soldagem Eletrodo(SMAW - 2° passe) m/s
tau=c1/vSolda
tGera2=(c1+c2)/vSolda
tResf2=530              ! Tempo de resfriamento

tempo2=tempo
nPt_c1=50               ! numero de pontos para a aplicação de q em c1
nPt_c2=80               ! numero de pontos para a aplicação de q em c2
delta_t1=(c1/vSolda)/nPt_c1
delta_t2=(c2/vSolda)/nPt_c2

ASEL,S, , ,1,3,
ESLA,S
*GET,eMaxS,ELEM,0,NUM,MAX

*DO,jj,1,(nPt_c1+nPt_c2),1
        *if,tempo,le,(tempo2+tau),then
                tempo=tempo+delta_t1
        *else
                tempo=tempo+delta_t2
        *endif
        TIME,tempo

        *DO,ii,1,eMaxS,1
                xC=CENTRX(ii)
                yC=CENTRY(ii)
                xG=yP2-yC
                yG=xP2-xC
                *GET,eArea,ELEM,ii,AREA
                *if,((tempo2+tau)-tempo),gt,0,then       ! Metade frontal da fonte
                        csi=vSolda*((tempo2+tau)-tempo)
                        c=c1
                        f=fF
                *else                                   ! Metade posterior da fonte
                        csi=-vSolda*((tempo2+tau)-tempo)
                        c=c2
                        f=fR
                *endif
                Amp=6*(3**0.5)*f*Q/(a*b*c*PI*(PI**0.5))
                qf=Amp*(ee**(-3*(yG/a)**2))*(ee**(-3*(xG/b)**2))*(ee**(-3*(csi/c)**2))
                BFE,ii,HGEN,1,qf                        ! Densidade de energia (W/m3)

        *ENDDO
        ALLSEL,ALL,ALL
        *IF,tempo,LE,(0.8*(tempo2+tau)),THEN
                AUTOTS,ON
                NSUBS,1,8,1
        *ELSE
                AUTOTS,ON
                NSUBS,10,20,5
                NSUBS,8,16,2
        *ENDIF
        *IF,tempo,GE,(1.20*(tempo2+tau)),THEN
                AUTOTS,ON
                NSUBS,8,8,1
        *ENDIF
```

```
        SOLVE
*ENDDO
SAVE,Solda_Passe2,db

ANTYPE,TRANS                    ! ### 2o PASSE ### - Resfriamento (Tensões residuais)
KBC,1                           ! Carregamento tipo Degrau
OUTPR,ALL,ALL
OUTRES,ALL,ALL
tempo=tempo+tResf2
TIME,tempo
AUTOTS,ON
NSUBS,50,50,40
BFEDELE,ALL,HGEN                ! Retirada da geração de Calor
SOLVE
SAVE,Solda_Passe2_Resf,db

/eof
```