

Pontifícia Universidade Católica
do Rio de Janeiro



Clarissa Ferreira Martins de Souza

Análise Numérica e Experimental de Tensões
Residuais em Juntas Soldadas de Aço de Baixo
Carbono

Dissertação apresentada ao
Programa de Pós Graduação em
Engenharia Química e de Materiais
da PUC-Rio como requisito parcial
para obtenção do título de Mestre
em Engenharia de Materiais e de
Processos Químicos e Metalúrgicos.

Orientador: prof. Marcos Venicius Soares Pereira

Co-Orientador: Dr. Arnaldo Freitas Camarão

Rio de Janeiro
Agosto de 2016

CLARISSA FERREIRA MARTINS DE SOUZA

Análise Numérica e Experimental de Tensões
Residuais em Juntas Soldadas de Aço de Baixo
Carbono

Dissertação apresentada como requisito parcial para
obtenção do grau de Mestre pelo Programa de Pós-
graduação em Engenharia Química e de Materiais da PUC-
Rio. Aprovada pela Comissão Examinadora abaixo
assinada.

Prof. Marcos Venicius Soares Pereira, Dr.-Ing.

Orientador e Presidente
Departamento de Engenharia Química
e de Materiais – PUC-rio

Dr. Arnaldo Freitas Camarão

SAE Brasil - SP

Prof. Maria da Penha Cindra Fonseca

Departamento de Engenharia Mecânica /PGMEC - UFF - RJ

Prof. Fathi Aref Ibrahim Darwish

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil - UFF - RJ

Dra. Suzana Bottega Peripolli

Departamento de Engenharia Mecânica-UERJ-RJ

Prof. Márcio da Silveira Carvalho

Coordenador Setorial de Pós-Graduação do Centro Técnico Científico da
PUC-Rio

Rio de Janeiro, 30 de agosto de 2016.

Todos os direitos reservados. É proibida a reprodução total ou parcial do trabalho sem autorização da universidade, da autora e do orientador.

Clarissa Ferreira Martins de Souza

Graduou-se em Engenharia de Materiais na UFSC (Universidade Federal de Santa Catarina) em 2010. Coursou pós-graduação na CCE/PUC-Rio e, em 2013, obteve título de Especialista em Engenharia de Tubulações.

Ficha Catalográfica

Souza, Clarissa Ferreira Martins de

Análise numérica e experimental de tensões residuais em juntas soldadas de aço de baixo carbono / Clarissa Ferreira Martins de Souza ; orientador: Marcos Venicius Soares Pereira ; co-orientador: Arnaldo Freitas Camarão. – 2016.

130 f. : il. color. ; 30 cm

Dissertação (mestrado)–Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Departamento de Engenharia Química e de Materiais, 2016.

Inclui bibliografia

1. Engenharia Química – Teses. 2. Engenharia de Materiais – Teses. 3. Tensões térmicas. 4. Processo MAG. 5. Difração de raios-x. 6. Técnica de Birth and Death. I. Pereira, Marcos Venicius S. II. Camarão, Arnaldo Freitas. III. Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. Departamento de Engenharia Química e de Materiais. IV. Título.

CDD: 620.11

Dedico este trabalho a João e Marilane,
meus pais amados, por toda força e amor.
A minha filha Victoria Maria, meu raio de sol,
por fazer todo esforço valer a pena.
Ao amigo e co-orientador Arnaldo Camarão,
pela dedicação, generosidade e incentivo,
sem o qual este trabalho não teria se realizado.

Agradecimentos

Agradeço a Deus, por me permitir adquirir tão ricos conhecimentos,

Aos meus pais, minha filha e toda a família, pelo suporte afetivo e emocional.

Ao meu orientador, professor Marcos Venícius, pela orientação e conhecimento compartilhado.

Ao meu co-orientador, Arnaldo Camarão, pelo empenho para que esse trabalho se concretizasse com sucesso. Por sua dedicação e orientação e pelo conhecimento compartilhado.

À professora Maria Cindra, pelas medições experimentais pela técnica de difração de raios-X, pelas valiosas sugestões em meu trabalho e pelos momentos de convivência em sua sala e laboratório.

Ao Roberto Silva, especialista da empresa ESSS, por toda assistência prestada, pela ajuda com os modelos e pela paciência.

Agradeço ao SENAI, pela parte experimental do meu trabalho, representado pela Dra. Suzana Bottega, que foi meu primeiro contato com a Instituição.

Agradeço também à Engenheira Juliana Peçanha, responsável pela condução das soldagens e ao técnico Joubert Feitosa, pela dedicação aos experimentos.

Agradeço ao Mateus Martins pelas análises de tensões residuais e edição de figuras em minha dissertação.

A Rodrigo Barbosa pelo modelos 3D chanfrados e planos.

Ao Henrique Chayin pelas sugestões na instrumentação dos corpos de prova e ajuda com o sistema de aquisição de dados.

À Dra Adriana da Silva, responsável pelo laboratório de corrosão da UFRJ, que gentilmente atendeu meu pedido para decapagem das minhas amostras.

E ao CNPq pelo apoio financeiro.

A todos, o meu muitíssimo obrigada!

Resumo

De Souza, Clarissa Ferreira Martins; Pereira, Marcos Venicius Soares. **Análise Numérica e Experimental de Tensões Residuais em Juntas Soldadas de Aço de Baixo Carbono.** Rio de Janeiro, 2016. 130p. Dissertação de Mestrado – Departamento de Engenharia Química e de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.

A soldagem é um processo de união de materiais que possui grande aplicação em diversos setores da indústria, como automotiva, óleo e gás, nuclear, naval, dentre outros. Dentre os fatores responsáveis pelo comprometimento da vida útil pós-soldagem de componentes mecânicos e estruturais se destacam as tensões residuais, cuja análise qualitativa e quantitativa é de extrema importância no projeto, na garantia da qualidade e prevenção de falhas de estruturas soldadas. No presente trabalho aplicou-se uma metodologia composta por análise numérica e experimental, que se complementaram. Chapas do aço AISI 1020 foram soldadas pelo processo *Metal Active Gas* (MAG), em um único passe. Os experimentos foram conduzidos com duas velocidades, visando avaliar a influência deste parâmetro sobre o nível das tensões residuais geradas. Na sequência, as tensões residuais foram analisadas por difração de raios-X. Simultaneamente, procedeu-se a análise numérica das tensões residuais, com o emprego do código comercial de elementos finitos ANSYS, através de um modelo sólido 3D, em análise não linear termo-elastoplástica, utilizando-se a técnica “*Birth and Death*”, ativando e desativando os elementos, à medida que o cordão de solda foi depositado. Parâmetros experimentais da soldagem, geometria das amostras, coeficiente de transmissão de calor, propriedades térmicas e mecânicas do material, que variam com a temperatura, foram utilizados como dados de entrada no modelo numérico. Por fim, realizou-se a comparação entre as tensões residuais determinadas experimentalmente por difração de raios-X e as calculadas numericamente pelo método de elementos finitos, observando-se uma boa concordância entre os resultados obtidos pelas duas metodologias.

Palavras-chave

Tensões Térmicas; Processo MAG; Difração de Raios-X; Técnica de *Birth and Death*.

Abstract

De Souza, Clarissa Ferreira Martins; Pereira, Marcos Venicius Soares (advisor). **Numerical and Experimental Analysis of Residual Stresses in Low Carbon Steel Welded Joints**. Rio de Janeiro, 2016. 130p. MSc. Dissertation – Departamento de Engenharia Química e de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.

Welding is a process of joining materials that have wide application in various industry sectors such as automotive, oil and gas, nuclear, naval, among others. Residual Stresses is often a cause of premature failure of critical components. The qualitative and quantitative analysis of residual stresses is extremely important in the design, on quality assurance and prevention of weldment failures. The objective of this study was developing a methodology that includes numerical and experimental analyses that are complementary. AISI 1020 steel samples were butt welded by GMAW process with weld metal in a single pass. Experiments were conducted at different heat source speeds in order to evaluate the influence of this parameter on the level of residual stresses generated. Subsequently, the samples were subjected to measurement of residual stress by diffraction X-ray method. Simultaneously, a numerical analysis of the residual stresses was performed with a commercial finite element software called ANSYS (17.0), and a 3D solid model for a nonlinear thermo-elastic-plastic analysis using the "Birth and Death" technique, where the elements are enabled and disabled along weld metal deposition. Experimental welding parameters such as geometry of the samples, heat transfer coefficients, thermal and mechanical properties which vary with temperature were used as input data in the numerical model. Finally, there was a comparison between the residual stresses determined experimentally by diffraction of X-rays and computed data by finite element method. A good agreement was observed between the two methods.

Keywords

Thermal Stresses; GMAW; X- Ray Diffraction; Birth and Death Technique.

Sumário

1. Introdução	17
2. Revisão Bibliográfica	19
2.1. Processo de Soldagem	19
2.2. Conceitos em Juntas Soldadas	20
2.3. Classificação dos Processos de Soldagem	23
2.4. Processos de Soldagem por Pressão	24
2.5. Processos de Soldagem por Fusão	25
2.5.1 Soldagem a Arco Elétrico	26
2.5.2 Processo de Soldagem GMAW	27
2.5.3 Gases de Proteção	28
2.6. Aporte Térmico	29
2.7. Ciclo Térmico	30
2.8. Soldabilidade dos Aços Carbono	33
2.9. Tensões Residuais	34
2.9.1. Tensões Residuais em Processos de Soldagem	34
2.9.2. Métodos Analíticos para Determinar Tensões Residuais	38
2.9.3. Métodos Experimentais para Medir Tensões Residuais	39
2.9.3.1. Métodos Mecânicos	40
a) Método do Furo	40
2.9.3.2. Métodos por Difração	41
a) Raios-X	41
b) Nêutrons	45
2.9.3.3 Técnicas Magnéticas	45

a) Técnica do Ruído de Barkhausen.....	46
2.10. Método dos Elementos Finitos	47
2.11. Análise Térmica.....	55
2.11.1 Modelo Analítico da Transferência de Calor	55
2.11.2. Radiação e Convecção	56
2.11.3 Modelos Aplicados à Fonte de Calor	57
2.12. Análise Estrutural	63
2.12.1 Parcelas Elástica e Térmica	64
2.12.2 Parcela Plástica.....	64
3 Materiais e Métodos Experimentais e Numéricos	69
3.1 Procedimentos Experimentais.....	69
3.1.1 Metal de base	69
3.1.2 Análise Química.....	70
3.1.3 Consumíveis de Soldagem	71
3.1.4 Ensaaios Mecânicos	72
3.1.4.1 Ensaio de tração	72
3.1.4.2 Caracterização de Microdureza Vickers.....	72
3.1.5 Análise Metalográfica.....	74
3.1.6 Soldagem.....	74
3.1.6.1 Instrumentação dos Corpos de Prova.....	74
3.1.6.2 Processo de Soldagem	76
3.1.7 Medições de Tensões Residuais	77
3.1.7.1 Preparação das Amostras.....	77

3.1.7.2 Técnica de Difração de Raios-X.....	79
3.2. Modelagem Numérica	81
3.2.1 Criação do Modelo (protótipo virtual)	82
3.2.2 Desenvolvimento do Modelo.....	86
3.2.2.1 Análise Térmica Desacoplada (Geração de Calor)	87
3.2.2.2 Calibração e Ajuste dos Parâmetros da Fonte de Calor	90
3.2.2.3 Análise de Tensões com Acoplamento Termomecânico	91
4 Resultados e Discussão	95
4.1. Medição Numérica e Experimental de Temperatura	95
4.1.1. Análise Metalográfica.....	96
4.1.2. Perfil de Microdureza	97
4.2. Simulações Numéricas.....	99
4.2.1. Calibração do Modelo	99
4.2.2 Avanço da Fonte de Calor	109
4.3. Análise das Tensões Residuais	112
4.3.1. Tensões Residuais sob Condição de Contorno “A”	114
4.3.2. Tensões Residuais sob Condição de Contorno “B”	118
4.3.3 Considerações Gerais na Análise de Tensões Residuais.....	121
5 Conclusões.....	123
6 Sugestões para Trabalhos Futuros	124
7. Referências bibliográficas	125

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Definição das regiões em uma junta soldada [7].	20
Figura 2 - Esquema de junta soldada relacionada a diagrama Fe-C [8].	22
Figura 3 - Principais tipos de juntas [1].	22
Figura 4 - Casos típicos de chanfros [1].	23
Figura 5 - Representação esquemática da soldagem por pressão [1].	24
Figura 6 - Representação esquemática da soldagem por fusão [8].	24
Figura 7 - Representação esquemática da soldagem por fricção [1].	25
Figura 8 - Esquematização da abertura e funcionamento do arco elétrico [9].	26
Figura 9 - Representação esquemática da soldagem MIG/MAG [9].	27
Figura 10 - Curvas de ciclo térmico [12].	30
Figura 11 - Fatores que definem o ciclo térmico [12].	31
Figura 12 - Nível das tensões residuais e distorções em função do grau de restrição [2].	34
Figura 13 - Analogia entre um sistema de barras e uma junta soldada [8].	35
Figura 14 - Perfil da temperatura e de tensões residuais longitudinais [13,15].	36
Figura 15 - Representação das variações das tensões residuais transversais [16].	38
Figura 16 - Aplicação da técnica de extensometria [18].	40
Figura 17 - Sistema de coordenadas polares.	42
Figura 18 - Diferença de percursos dos raios incidentes.	44
Figura 19 - Representação de domínios em um material policristalino [20].	46
Figura 20 - Modelagem do cordão de solda [26].	48
Figura 21 - Tensões residuais medidas experimentalmente e simuladas com modelo 2D e 3D [26].	49
Figura 22 - Modelagem de propagação e deflexão de trinca [28].	50
Figura 23 - Previsão de tensões residuais normais à direção assumida para o caminho da trinca [28].	50
Figura 24 - Distribuição de temperaturas medida experimentalmente e comparação com dados simulados [29].	52
Figura 25 - Distribuição de temperaturas medida experimentalmente e comparação com dados simulados com parâmetros otimizados [26].	53
Figura 26 - Norma L2 do erro para cada intervalo de tempo plotada para cada um dos modelos avaliados [29].	55
Figura 27 - Esquema de balanço de energia na coluna de plasma de um arco elétrico [32].	57
Figura 28 – Modelo “disco” de Pavelic [3,4].	59
Figura 29 – Modelo da Fonte de Calor de Goldak [3,4].	60

Figura 30 – Regra de Fluxo não associativa [38].	66
Figura 31 – Representação das duas hipóteses de comportamento elasto-plástico em curva tensão <i>versus</i> deformação [2].	66
Figura 32 – Modelos (a) Modelo de encruamento isotrópico. (b) Modelo de encruamento cinemático. (c) Modelo de encruamento combinado. (d) Curva de descarregamento dos modelos [2].	67
Figura 33 – Curvas tensão versus deformação nas formas bilinear e multilinear (encruamento isotrópico ou cinemático)[2].	68
Figura 34 – Geometria das amostras C2 e C3.	69
Figura 35 – Geometria das amostras P2 e P3.	70
Figura 36 – Microdurômetro empregado para medições de microdureza.	73
Figura 37 – Estereomicroscópio utilizado nas análises macrográficas.	74
Figura 38 – Representação esquemática da distribuição dos termopares.	75
Figura 39 – Instrumentação dos corpos de prova.	75
Figura 40 – Sistema de aquisição e registro de dados.	75
Figura 41 - Robô de solda utilizado no processo de soldagem.	76
Figura 42 – Processo de soldagem MAG.	77
Figura 43 – Preparação das amostras com polimento eletrolítico.	78
Figura 44 - Locais e direções de medição das tensões residuais nas juntas.	79
Figura 45 - Analisador de tensões <i>StressRad</i> (LAT/UFF).	79
Figura 46 – Esquema de acoplamento de fenômenos físicos no processo de soldagem.	81
Figura 47 – Geometria do modelo com chanfro. (a) Vista isométrica;(b) Vista lateral.	83
Figura 48 - Geometria do modelo plano. (a) Vista isométrica;(b) Vista lateral.	83
Figura 49 - Malha gerada no modelo com chanfro.	85
Figura 50 – Malha gerada no modelo plano.	85
Figura 51 – Elemento SOLID 90.	86
Figura 52 – Condições de contorno térmico para amostras com chanfro	88
Figura 53 - Condições de contorno térmico para amostras planas.	89
Figura 54 – Macrografias (a) Amostra plana. (b) Amostra chanfrada.	90
Figura 55 – Curvas Tensão versus Deformação, dependentes da temperatura.	91
Figura 56 – Condição de simetria na área hachurada. Restrição em x.	92
Figura 57 – Modelo restrito somente em aresta.	93
Figura 58 – Seleção dos nós referentes ao gancho de fixação. Restrição em x.	94
Figura 59 – Macrografia amostra C2.	96
Figura 60 – Macrografia amostra C3.	96
Figura 61 – Macrografia amostra P2.	97
Figura 62 – Macrografia amostra P3.	97

Figura 63 – Perfil de microdureza na seção transversal do cordão.	98
Figura 64 – Local selecionado para coleta dos dados de temperatura.	100
Figura 65 - Local selecionado para coleta dos dados de temperatura.	101
Figura 66 – Resultados gerados por análise numérica do modelo C2 (probe2).	102
Figura 67 – Dados experimentais obtidos em termopar fixado na amostra C2 (T2).	102
Figura 68 - Resultados gerados por análise numérica do modelo C3 (probe 3).	103
Figura 69 - Dados experimentais obtidos em termopar fixado na amostra C3 (T3).	103
Figura 70 - Resultados gerados por análise numérica do modelo P2 (probe 3).	104
Figura 71 - Dados experimentais obtidos em termopar fixado na amostra P2 (T3).	104
Figura 72 - Resultados gerados por análise numérica do modelo P3 (probe 3).	105
Figura 73 - Dados experimentais obtidos em termopar fixado na amostra P3 (T3).	105
Figura 74 - Curva de isotemperaturas para o modelo C2.	106
Figura 75 – Curva de isotemperaturas para o modelo C3.	107
Figura 76 – Curva de isotemperaturas para o modelo P2.	107
Figura 77 – Curva de isotemperaturas para o modelo P3.	107
Figura 78 - Aplicação e avanço da fonte de calor.	110
Figura 79 – Aplicação e avanço da fonte de calor.	111
Figura 80 – Recurso <i>path</i> para plotagem dos resultados.	113
Figura 81 - Tensões Residuais Transversais (C3).	114
Figura 82 - Tensões Residuais Longitudinais (C3).	115
Figura 83 - Tensões Residuais Longitudinais (C2).	116
Figura 84 – Tensões Residuais Transversais (C2).	117
Figura 85 – Tensões Residuais Transversais (P3).	118
Figura 86 – Distribuição de tensões residuais transversais ao cordão.	119
Figura 87 - Tensões Residuais Longitudinais (P3).	119
Figura 88 - Distribuição de tensões residuais transversais ao cordão.	120
Figura 89 - Tensões Residuais Transversais (P2).	120
Figura 90 - Distribuição de tensões residuais transversais ao cordão.	121

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Principais Métodos de Medições de Tensões Residuais [17].	39
Tabela 2 – Resultados experimentais de análise química.	49
Tabela 3 – Resultado da composição química da zona fundida e metal de base (%p).	70
Tabela 4 - Composição química metal de adição, % peso.	71
Tabela 5 - Propriedades mecânicas do AWS A5.18-E70S-6.	71
Tabela 6 – Resultados de limite de escoamento e de resistência para o metal de base.	72
Tabela 7 - Parâmetros utilizados no sistema de análise das tensões residuais.	80
Tabela 8 – Dados estatísticos da malha gerada.	85
Tabela 9 - Propriedades do aço baixo carbono em função da temperatura.	89
Tabela 10 – Condições de simetria com restrição no eixo <i>x</i> .	92
Tabela 11 – Critérios de restrição para condição A.	93
Tabela 12 – Critério de seleção dos nós da face superior do modelo.	94
Tabela 13 - Critério de seleção dos nós da face inferior do modelo.	94
Tabela 14 – Extensão da ZTA e da zona fundida para as amostras C2, C3, P2 e P3.	97
Tabela 15 - Coordenadas do ponto selecionado no modelo numérico equivalente ao termopar T3.	100
Tabela 16 - Coordenadas do ponto selecionado no modelo numérico equivalente ao termopar T2.	100
Tabela 17 - Comparação entre os resultados e experimentais e os resultados numéricos.	108
Tabela 18 - Comparação entre os resultados experimentais e numéricos.	108
Tabela 19- Comparação entre os resultados e experimentais e os resultados numéricos.	109
Tabela 20- Comparação entre os resultados experimentais e numéricos.	109
Tabela 21 – Resultados experimentais obtidos pela técnica de difração raios-X.	112
Tabela 22 – Coordenadas dos pontos inicial e final do recurso <i>path</i> .	113

LISTA DE SÍMBOLOS

Latim

\bar{A}	Constante de calibração para o método do furo
a	Meia largura da elipsoide de Goldak
\bar{B}	Constante de calibração para o método do furo
b	Profundidade da elipsoide de Goldak
c_1	Comprimento da elipsoide de Goldak no quadrante frontal
c_2	Comprimento da elipsoide de Goldak no quadrante posterior
C	Coefficiente de distribuição de fluxo
c	Calor específico
C_{ijkl}	Tensor constitutivo elástico
E	Módulo de Young
f_f	Fração de deposição de calor no quadrante frontal
f_r	Fração de deposição de calor no quadrante posterior
H	Entalpia
H_{input}	Aporte Térmico
h_{iso}	Modelo de endurecimento isotrópico
h_c	Coefficiente de convecção
I	Intensidade de corrente elétrica
Q	Calor fornecido / Densidade de potência
q_c	Perdas de calor por convecção
q_r	Perdas de calor por radiação
\vec{q}	Vetor Fluxo de Calor
r	Função de Bessel: $r = \sqrt{(x^2 + y^2 + z^2)}$
S_{ij}	Tensor desviador de tensão
S	Avanço da fonte de calor
∇T	Gradiente Térmico
T	Temperatura
t	Tempo, espessura da placa
T_∞	Temperatura Ambiente

U	Diferença de potencial
v	Velocidade da fonte de calor

Grego

α	Difusividade térmica
α_{ij}	Coefficiente de expansão térmica linear
ϵ	Emissividade
ε	Deformação
ε_r	Deformação aliviada
ε^e	Deformação elástica
ε^p	Deformação plástica
ε^{th}	Deformação térmica
ε^{tp}	Deformação plástica induzida por transformação
η	Eficiência do processo de soldagem
K	Condutividade térmica
τ	<i>Lag Factor</i>
ν	Coefficiente de Poisson
ρ	Massa volumétrica
$\sigma_{0,2}$	Limite de escoamento a 0,2%
σ_m	Tensão máxima
$\sigma_{m\acute{a}x}$	Tensão principal máxima
$\sigma_{m\acute{i}n}$	Tensão principal mínima
σ_{res}	Tensão resultante
σ_{sb}	Constante de Stefan-Boltzman
σ_Y	Tensão de escoamento
σ_{Y0}	Tensão de escoamento inicial
σ^{VM}	Tensão equivalente de <i>von Mises</i>

1. Introdução

A soldagem é um dos processos de fabricação mais utilizados na indústria, visando principalmente à união de dois ou mais componentes. O processo agrega versatilidade aos projetos, otimizando-os no que se refere, dentre outros fatores, a custo e tempo.

Devido principalmente às grandes variações de temperatura características do processo, ocorrem distorções geométricas e tensões residuais que podem comprometer o desempenho de um componente soldado. A quantificação desses efeitos, e também sua minimização, tem sido objeto de diversos estudos com a finalidade de aperfeiçoar fatores operacionais, econômicos, metalúrgicos e de propriedades mecânicas do material no pós-soldagem [1].

O uso do Método de Elementos Finitos como ferramenta para a modelagem termo-estrutural do processo tem sido objeto de várias pesquisas científicas. Com esse método é possível a estimativa de ciclos térmicos resultantes da soldagem mediante representação numérica da fonte de calor, assim como também, a estimativa dos campos de tensões residuais gerados no processo. O estudo termo-mecânico do processo de soldagem pelo método de elementos finitos permite prevenir e evitar falhas, bem como promover melhorias no projeto [2].

Diversos autores aplicaram diferentes modelos de fonte de calor no intuito de descrever com maior fidelidade a distribuição de temperatura em uma junta soldada. Goldak [3,4] propôs um modelo de dupla elipsóide que atualmente é considerado um dos que melhor reproduz resultados experimentais. Os parâmetros que determinam a forma e tamanho da fonte de calor podem ser facilmente alterados, de modo a modelar a sua interação com o material em todo o processo de soldagem.

Uma vez realizada a análise térmica pela aplicação do modelo de fonte de calor, os seus resultados são utilizados como carregamento na análise estrutural. Ressaltando que, para ambas as análises, é preciso entrar com dados relativos a diversos parâmetros, tais como, tensão (V), corrente (I) e velocidade da fonte térmica (mm/s), bem como propriedades do material dependentes da temperatura, curva de convecção, geometria da junta e do corpo de prova.

Esse tipo de abordagem numérica possui algumas restrições. Alguns parâmetros fundamentais, como a taxa de resfriamento do material, dependem de resultados experimentais. Além disso, algumas análises mais complexas exigem alguma simplificação numérica para viabilizar o estudo.

Assim sendo, apesar da modelagem numérica dos processos de soldagem estar bem estabelecida e haver grande evolução na capacidade de processamento computacional, existe ainda uma demanda por novos estudos que ao integrarem análises numéricas e experimentais de casos reais de engenharia, contribuem para o desenvolvimento de projetos com maior eficiência e confiabilidade.

O escopo do presente trabalho inicia-se por um levantamento do estado da arte, realizado por meio de uma revisão bibliográfica, do conteúdo que abrange o processo de soldagem empregado no estudo e as técnicas de simulação numérica aplicadas no modelamento de processos de soldagem. Posteriormente ao embasamento teórico, foram descritas duas metodologias para análise numérica e experimental de tensões residuais em juntas soldadas.

A análise numérica foi realizada no programa computacional ANSYS em que foi simulado o processo a arco elétrico MAG com a aplicação de um único passe em chapas de aço AISI 1020. Foram gerados 4 modelos distintos sob diferentes variáveis. Duas condições são referentes aos corpos de prova: em uma dada condição o material de adição é depositado em uma junta de topo e na outra condição; sobre uma face reta, simulando operação de revestimento. As outras duas condições são referentes à velocidade de soldagem, que foram: 2 mm/s ou 3 mm/s. O parâmetro avaliado foi o nível de tensões residuais geradas no processo.

Na sequência, foram realizadas as soldagens efetivas pelo processo MAG de 4 corpos de prova sob as mesmas condições da análise numérica e, sucessivamente, as tensões residuais foram analisadas por difração de raios-X.

Por fim, os resultados numéricos e experimentais de tensões residuais foram plotados em um mesmo gráfico, podendo assim haver melhor comparação dos valores referentes à mesma posição na chapa. Percebeu-se uma boa concordância em grande parte dos resultados referentes às amostras chanfradas. Já para as amostras planas, a modelagem não apresentou resultados satisfatórios.

2. Revisão Bibliográfica

2.1. Processo de Soldagem

Classicamente, a soldagem é vista como um método de união de materiais, porém, muitas variações desses processos são usadas para a deposição de material sobre uma superfície, visando à recuperação de uma peça com um determinado defeito ou um simples desgaste, ou ainda, para a deposição de um revestimento com características específicas [1].

O processo apresenta grande complexidade do ponto de vista físico, envolve diferentes disciplinas acopladas entre si (eletromagnetismo e metalurgia, etc). No entanto, pode-se afirmar que os processos de soldagem por fusão, um dos focos deste trabalho, podem ser bem representados por um acoplamento termo-mecânico [5].

A fonte de calor comanda o comportamento térmico do processo, e por isso, é o que provoca a fusão dos materiais presentes. A passagem da tocha pode ocorrer múltiplas vezes, caracterizando assim, o que se pode chamar de soldagem multipasse. Esse tipo de procedimento gera um ciclo térmico bastante complexo, uma vez que submete o mesmo volume de material à passagem da fonte de calor por diversas vezes, bem como, ao calor emanado do cordão de solda anteriormente depositado.

As principais consequências estruturais são distorções geométricas e tensões residuais. As distorções estão vinculadas a deformações plásticas permanentes resultantes do processo de soldagem e se referem a variações dimensionais e de forma do componente submetido à soldagem. As variações geométricas podem ser tamanhas a ponto de prejudicar a operação e montagem do componente [6].

Já as tensões residuais têm sua origem principalmente pelo campo de temperaturas não uniforme e transiente do processo, bem como por fenômenos de transformação de fase microestrutural.

As tensões residuais geradas no processo podem se somar às tensões de operação, podendo assim, gerar esforços críticos acima dos limites permitidos em projeto.

Elas também têm influência na resposta à fadiga do material, que dependendo de natureza das tensões, compressiva ou trativa, podem ser benéficas ou prejudiciais ao material.

Diversas técnicas podem ser aplicadas previamente com a finalidade de minimizar a geração das tensões residuais, tais como, pré-aquecimento do material, otimização de geometria do chanfro e controle da taxa de deposição de metal de adição. Para minimizar a magnitude das tensões já geradas, existe a possibilidade de submeter a junta soldada a tratamentos térmicos de alívio de tensões.

2.2 Conceitos em Juntas Soldadas

Para melhor compreensão do que ocorre nos processos de soldagem é essencial o conhecimento de alguns conceitos. Basicamente, a região do cordão de solda pode ser dividido em 3 partes: zona fundida (ZF), a zona termicamente afetada (ZTA) e o metal de base (MB). Estas nomenclaturas são explicadas a seguir com auxílio da Figura 1.



Figura 1 - Definição das regiões em uma junta soldada [7].

A primeira zona é chamada de zona fundida, ZF, e representa o metal fundido que foi solidificado. Em grande parte dos processos se faz uso de material de adição. Neste caso, além do material de adição existe também uma região muito estreita em que ocorre mistura do material de adição com o metal de base. Essa região é chamada de zona de diluição. Quando o material de adição não é utilizado, somente o metal de base está presente na zona fundida e a soldagem é dita autógena.

A zona seguinte é chamada de ZTA, zona termicamente afetada, que é uma região de transição entre a zona fundida e o metal de base. As características

principais da ZTA são a considerável mudança de microestrutura e das propriedades mecânicas.

Para aços carbono e aços baixa-liga, as regiões características da ZTA podem ser descritas como [8]:

a) Região de crescimento de grão

Abrange a região do metal de base, vizinha ao cordão de solda, que foi submetida a temperaturas próximas da temperatura de fusão. Neste volume de material, a estrutura austenítica sofre um grande crescimento de grão. Este crescimento será em função do tipo de aço e da energia de soldagem (quanto maior a energia no processo mais grosseira será a granulação).

A estrutura final de transformação dependerá do teor de carbono e de elementos de liga em geral, do tamanho de grão austenítico e da velocidade de resfriamento. Elevando-se qualquer um desses fatores a temperabilidade da região aumentará. De um modo geral, esta região pode ser caracterizada por uma microestrutura grosseira, com placas de ferrita, podendo conter perlita, bainita ou martensita. Esta região é a mais crítica da ZTA de um aço, podendo ter menor tenacidade e até apresentar problemas de fissuração.

b) Região de refino de grão

Abrange o volume de material da junta aquecida a temperaturas de normalização dos aços (900 a 1000 °C). Após o processo de soldagem, esta região apresenta geralmente uma estrutura fina de ferrita, não causando grandes implicações na maioria dos casos.

c) Região intercrítica

É a região mais distante do cordão de solda. Nesta região, a temperatura de pico oscila em torno de 727 °C, e apresenta uma pequena transformação parcial da microestrutura original do metal de base.

Na Figura 2, é possível visualizar uma representação esquemática de uma junta soldada e as regiões características da ZTA diretamente correlacionadas ao diagrama Fe-C e seus campos de estabilidade de fases.

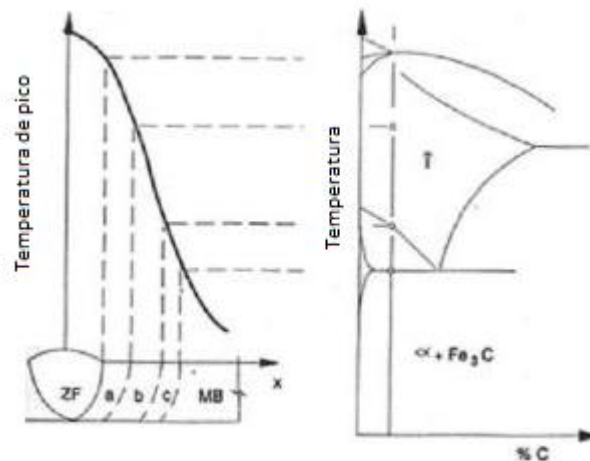


Figura 2 – Esquema de junta soldada relacionada a diagrama Fe-C [8].

Por fim, a terceira zona, chamada de metal de base, é a região em que o material não sofre significativas mudanças microestruturais e permanece com as mesmas características mecânicas [7].

Para execução de soldagem deve-se definir previamente o tipo de junta. Há cinco tipos de juntas mais usualmente empregadas, são elas: junta de topo, junta sobreposta, junta T ou de filete, junta de bordeamento e junta em ângulo. Na Figura 3, vê-se a disposição das chapas para cada exemplo de junta [1].

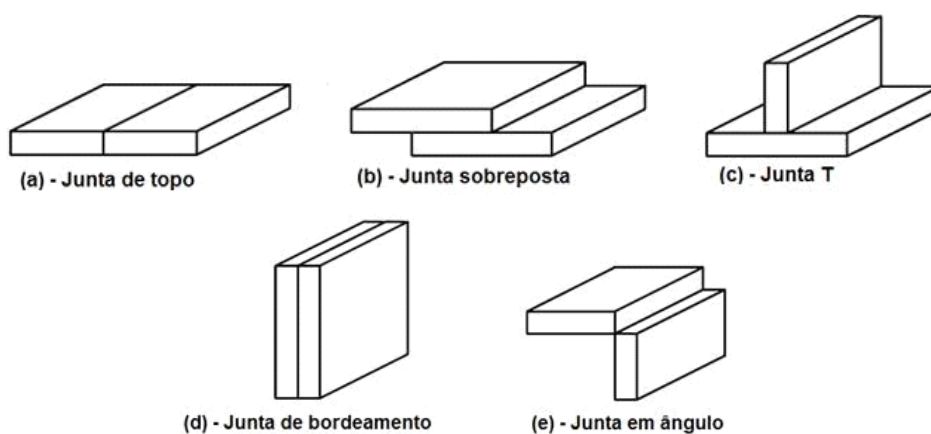


Figura 3 - Principais tipos de juntas [1].

Outro importante parâmetro é o chanfro a ser usinado no material. Dentre as possibilidades de chanfros pode-se citar: chanfro V único, chanfro quadrado (ausência de chanfro), chanfro meio V, chanfro em U e chanfro J [1]. Na Figura 4 observa-se a ilustração dos chanfros citados.

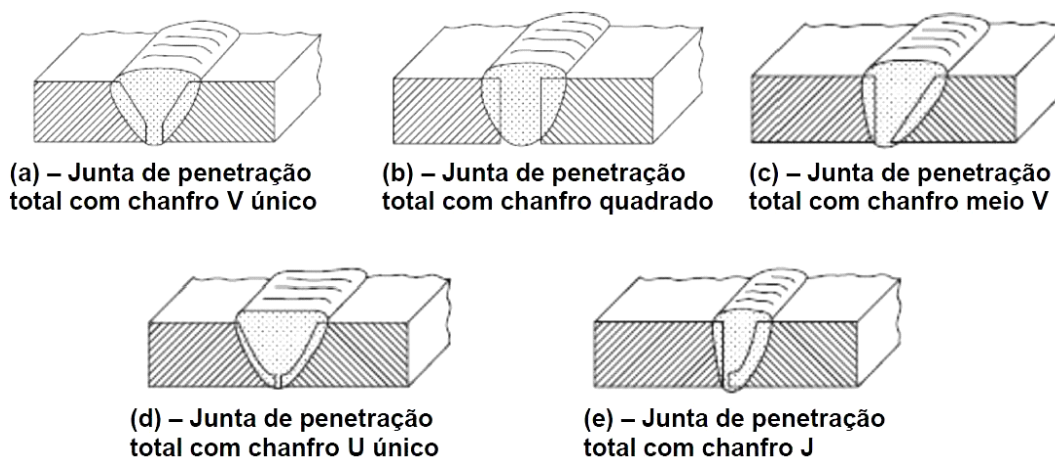


Figura 4 - Casos típicos de chanfros [1].

2.3. Classificação dos Processos de Soldagem

Há uma estimativa razoável de que atualmente são utilizados mais de 70 processos de soldagem em todo o mundo. Isso sem contabilizar os vários outros processos ainda em fase de pesquisa e desenvolvimento [8].

Para melhor compreender tamanha quantidade e variedade de processos, aplica-se uma classificação que utiliza um determinado critério de divisão. Os processos são divididos de acordo com o fenômeno físico recorrente no processo e subdivididos quanto à forma de energia empregada [1].

Deste modo, um meio de classificação dos processos de soldagem consiste em dividi-los em dois grandes grupos, sendo eles:

- (a) Processos de soldagem por pressão (ou por deformação).

Nos processos de soldagem por pressão são aplicadas pressões elevadas que resultam em deformação plástica nas superfícies metálicas em que se deseja a união. Normalmente, usa-se aquecer as peças localmente para tornar a deformação mais facilitada [1,6]. A Figura 5 ilustra este tipo de processo.

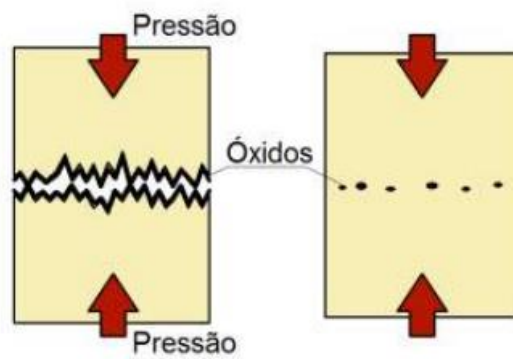


Figura 5 - Representação esquemática da soldagem por pressão [1].

(b) Processos de soldagem por fusão.

Nestes processos de soldagem ocorre aplicação localizada de calor com objetivo de fusão do metal de base e do metal de adição (quando este se aplica). Na Figura 6, pode-se observar esse tipo de processo.

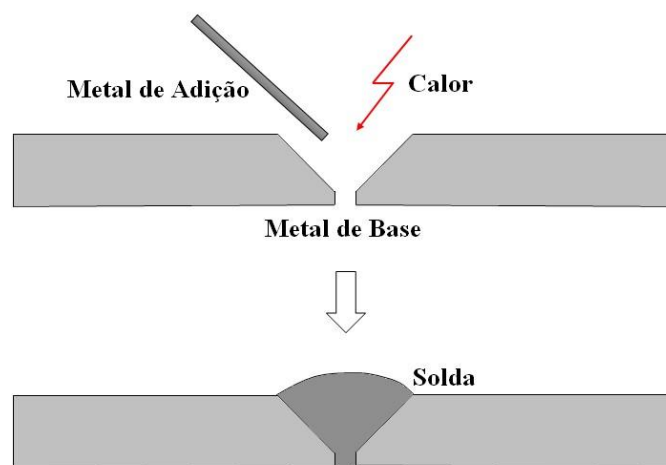


Figura 6 - Representação esquemática da soldagem por fusão [8].

2.4. Processos de Soldagem por Pressão

Como exemplo de processos de soldagem por pressão pode-se citar a soldagem por fricção, por difusão, ultrassom, por resistência elétrica, por explosão e por forjamento.

Alguns destes processos, como soldagem por fricção com mistura (*Friction Stir Welding*) e soldagem por resistência, já são bem estabelecidos no mercado.

Nestes processos, a união é obtida principalmente pela deformação do material nas regiões vizinhas à junta mediante aquecimento local em detrimento do restante da peça [2].

Nos processos de soldagem por resistência, o aquecimento é resultante de passagem de uma corrente elétrica elevada. Nos processos de soldagem por fricção, o mesmo atrito entre as superfícies gera o calor e a deformação necessários para a soldagem. No processo de soldagem por fricção com mistura, por exemplo, a ferramenta cilíndrica utilizada é pressionada contra as peças ao mesmo tempo em que rotaciona. A representação esquemática pode ser vista na Figura 7.

Nestes processos de soldagem em geral, são atingidas temperaturas inferiores àquelas atingidas na soldagem por fusão. Deste modo, em comparação aos processos de soldagem por fusão não ocorrem significativas alterações de estrutura e propriedades nos materiais utilizados [1,6].

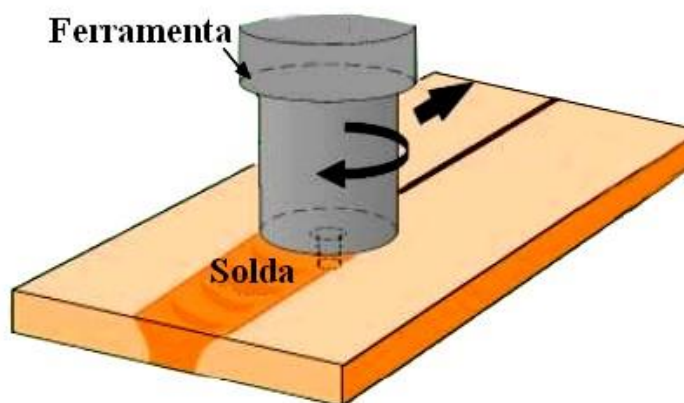


Figura 7 – Representação esquemática da soldagem por fricção [1].

2.5. Processos de Soldagem por Fusão

Os processos de soldagem por fusão são usualmente agrupados de acordo com o tipo de fonte de energia aplicada na fundição das peças. Dentre as fontes de energia, pode-se citar o arco elétrico, feixe de elétrons, feixe de luz e oxi acetilênica.

Dentre as fontes de energia citadas, o arco elétrico é o que possui maior projeção industrial e, por esse motivo, será aplicado no presente trabalho.

2.5.1 Soldagem a Arco Elétrico

Um arco elétrico pode ser definido como um feixe de descargas elétricas formadas entre dois eletrodos e mantidas pela formação de um meio condutor gasoso chamado plasma [9].

Neste fenômeno ocorre geração de energia térmica suficiente para promover a soldagem das peças.

Há uma extensa variedade de processos de soldagem que fazem uso do arco elétrico como fonte de calor; nestes processos não são obrigatórias a aplicação de pressão nem a adição de material.

No processo de soldagem, o arco elétrico é formado quando o eletrodo e a peça se aproximam para fazer o contato elétrico e depois são separados (Figura 8). Esta pequena distância eleva a resistência à passagem de corrente, e como consequência, as extremidades do eletrodo e da peça alcançam elevadas temperaturas, bem como o pequeno volume de ar entre eles.

Este volume de ar se torna um condutor de corrente devido à ionização causada pelo desmembramento de moléculas e átomos do ar em íons e elétrons livres. Por esse motivo, tornam-se viáveis a passagem de corrente através do espaço de ar e a manutenção do arco elétrico [9].

No momento do contato entre eletrodo e peça, forma-se um circuito fechado. Mesmo quando o eletrodo é afastado, a corrente elétrica continua, formando um arco.

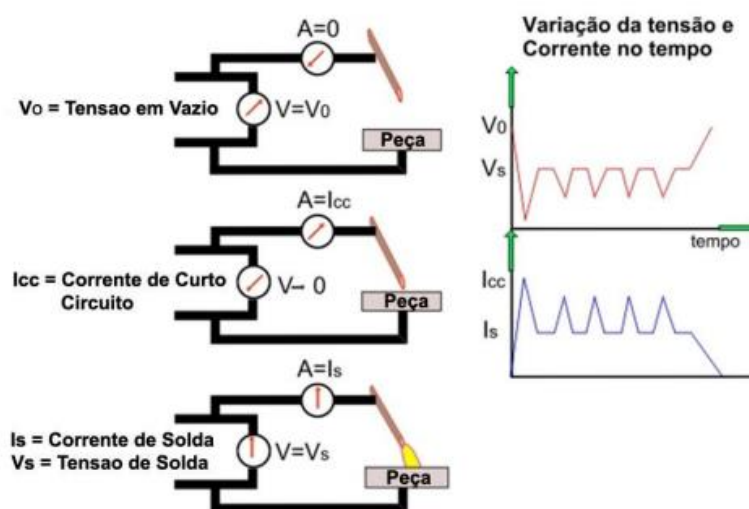


Figura 8 - Esquematisação da abertura e funcionamento do arco elétrico [9].

2.5.2 Processo de Soldagem GMAW

Na soldagem a arco elétrico com gás de proteção (GMAW – *Gas Metal Arc Welding*) um arco elétrico é mantido entre a peça e um consumível na forma de arame, que é fundido à medida que é adicionado à poça de fusão. A poça é protegida da atmosfera pelo fluxo de um gás (ou mistura de gases). A mistura pode ser inerte ou ativa. Se for inerte, o processo é chamado de MIG (*Metal Inert Gas*). Se o gás for ativo, o processo é chamado de MAG (*Metal Active Gas*) [10].

O equipamento básico para este processo consiste de tocha de soldagem, fonte de energia de corrente constante, fonte de gás e alimentador de arame, e pode ser visualizado na Figura 9.

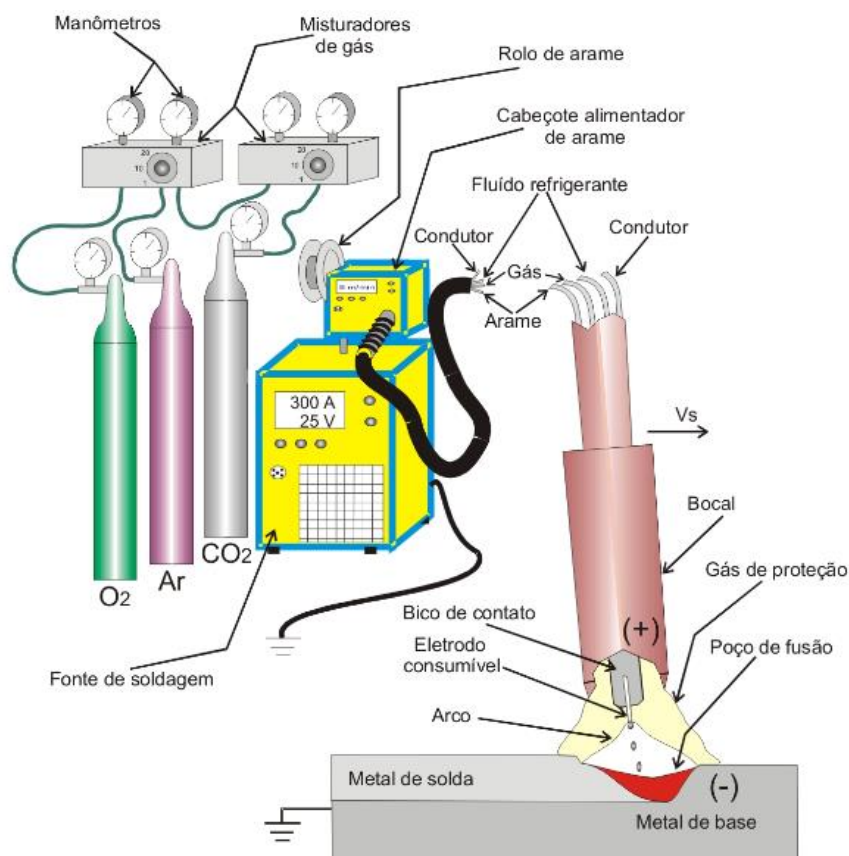


Figura 9 - Representação esquemática da soldagem MIG/MAG [9].

O processo é normalmente operado de forma semi-automática e apresenta elevada produtividade. A transferência de metal através do arco se dá, basicamente, por três mecanismos: curto-circuito (*short arc*), aerossol (*spray*) e globular.

Na transferência por curto-circuito, ocorre um curto-circuito elétrico quando o metal fundido na extremidade do arame toca a poça de fusão.

Na transferência por aerossol, devido a forças eletromagnéticas, pequenas gotas de metal fundido se desprendem da extremidade do arame e são projetadas em direção à poça de fusão.

Já a transferência globular ocorre quando as gotas de metal fundido têm massa significativamente grande e, por isso, se movem em direção à poça pela ação da gravidade.

A corrente de soldagem, o diâmetro do arame, a tensão e o comprimento do arco, as características da fonte e os gases de proteção são fatores determinantes no modo de transferência de metal [10].

2.5.3 Gases de Proteção

A presença de gases de proteção é essencial para evitar a contaminação da poça de fusão. Esta pode ocorrer principalmente por nitrogênio (N_2), oxigênio (O_2) e vapor d'água (H_2O) presentes na atmosfera.

A presença de nitrogênio no aço solidificado, por exemplo, pode reduzir a tenacidade e ductilidade da solda, podendo causar fissuração. Já em altas concentrações, o nitrogênio pode causar porosidade.

A alta concentração de oxigênio pode influenciar na combinação deste com outros elementos do aço, como manganês e o silício, e assim produzir inclusões no metal de solda. Já o hidrogênio, quando combinado com o ferro ou alumínio, poderá causar porosidade e fissuração no metal de solda.

Como ação preventiva à contaminação da poça de fusão, são utilizados três gases principais como proteção, são eles: argônio (Ar), hélio (He) e dióxido de carbono (CO_2). Esses gases podem ser empregados puros, combinados ou

misturados com outros gases no intuito de garantir soldas livres de defeitos em diversos processos de soldagem [10].

2.6. Aporte Térmico

Nos processos de soldagem por arco eléctrico, a fonte produz uma diferença de potencial (U) que favorece a formação de um arco eléctrico percorrido por uma corrente (I), que será responsável pela transferência de energia do eletrodo para o metal base. A potência total produzida pela fonte (energia por unidade de tempo) pode ser alcançada pela multiplicação destes dois parâmetros.

Devido a perdas inerentes ao processo, como convecção e radiação, apenas uma percentual desta potência é aproveitada. Deste modo, é necessário adotar o índice η de eficiência do arco, que varia de acordo com o tipo de processo.

A potência real Q produzida pelo arco eléctrico pode ser obtida pela Equação 1.

$$Q = UI\eta \quad (1)$$

Quando esta potência é suficientemente elevada, o metal base e o metal de adição se fundem e o cordão de solda se forma. O aporte térmico pode ser definido como uma medida relativa de energia transferida por unidade de comprimento do cordão de soldagem [11], onde o aporte térmico pode ser também representado por H_{input} (kJ/mm) e o avanço da fonte de calor por S (mm/min).

O aporte térmico é uma característica muito importante nos processos de soldagem, esse influencia diretamente a taxa de resfriamento que, por sua vez, determina as propriedades mecânicas e a microestrutura do cordão de solda e da zona termicamente afetada [11].

2.7. Ciclo Térmico

Ciclo térmico é definido como a curva que descreve a variação da temperatura de um ponto qualquer da região de soldagem. O ciclo tem início juntamente com o processo e perdura até o resfriamento à temperatura ambiente [12].

Como uma determinada junta soldada é composta por diversos pontos sob diferentes condições térmicas, uma melhor caracterização da região soldada é realizada por várias curvas de ciclos térmicos sobrepostas. Na Figura 10, pode-se observar que quanto maior o afastamento dos pontos em relação ao centro do cordão menor são as temperaturas máximas alcançadas pelos pontos.

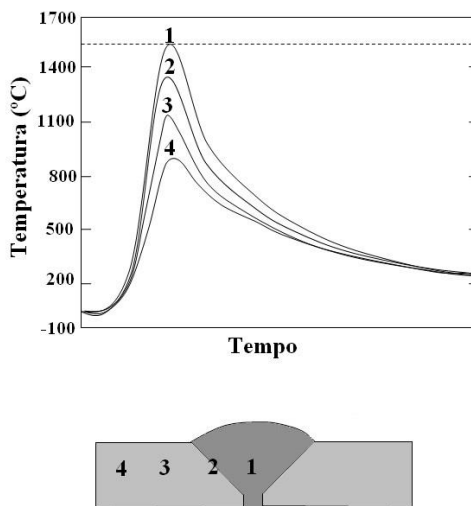


Figura 10 – Curvas de ciclo térmico [12].

O comportamento das curvas que representam os ciclos térmicos evidencia importantes aspectos referentes às condições utilizadas na soldagem. Fatores como o aporte térmico, tipo de processo, pré-aquecimento, número de passes e pós-aquecimento são capazes de alterar a forma de uma curva de ciclo térmico [12].

Os principais fatores determinantes na definição dos ciclos térmicos em uma junta soldada são mostrados na Figura 11.

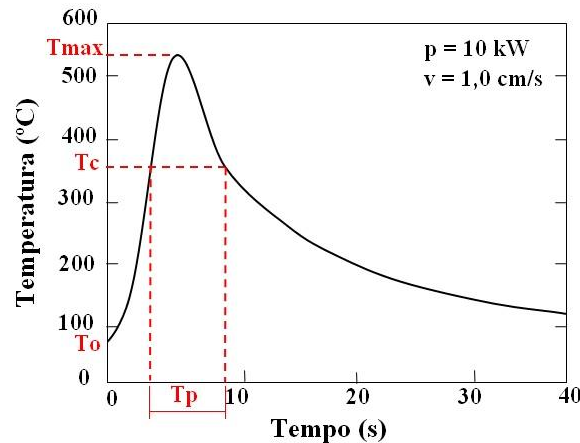


Figura 11 – Fatores que definem o ciclo térmico [12].

(a) Temperatura inicial (T_0) – É a temperatura que se inicia o processo, nem sempre é a temperatura ambiente. Em algumas situações, utiliza-se um pré-aquecimento no material a ser soldado, visando tornar mínima a incidência de defeitos.

(b) Temperatura máxima ($T_{\text{máx}}$) – É o maior valor de temperatura que um dado ponto esteve sujeito durante o processo de soldagem. Se determinada temperatura máxima ultrapassar a temperatura de fusão dos materiais, então o ponto é pertencente à zona fundida. Em caso contrário, o ponto pertencerá ou não à zona termicamente afetada (ZTA). Para que haja uma comprovação disso, é necessário que se verifique se a temperatura máxima superou a zona de temperatura crítica, informação essa que depende das características do material processado.

(c) Temperatura crítica (T_c) – É a temperatura a partir da qual o material em questão, sujeito à soldagem, tem a possibilidade de sofrer transformações metalúrgicas no estado sólido. Propriedades importantes do material podem ser alteradas por estas transformações.

(d) Tempo de permanência (t_p) – O tempo de permanência em uma dada temperatura evidencia a ocorrência ou não de transformações que necessitam de tempo para efetivar-se. Em algumas situações práticas, apesar de a temperatura crítica ter sido atingida, o tempo de permanência nesta temperatura não foi o suficiente para a ocorrência da transformação. Uma das transformações que se pode citar é o crescimento de grãos.

(e) Velocidade de resfriamento (v) – É a taxa com que a temperatura varia entre as duas faixas de temperaturas mais importantes para ocorrência de transformações. Por exemplo, aço-carbono acima de 0,3% se resfriado com taxa muito alta a partir da forma austenítica, pode alcançar estrutura martensítica, o que é nocivo na soldagem.

Basicamente, pode-se afirmar que:

1 – A temperatura máxima alcançada em cada ponto e a velocidade de resfriamento dependem das propriedades físicas do material processado. Quanto maior a condutibilidade térmica, maiores velocidades de resfriamento serão verificadas. Isso pode causar problemas de falta de fusão devido o rápido escoamento de calor;

2 – A velocidade de resfriamento (v) é inversamente proporcional à temperatura inicial da peça sendo soldada. Quanto mais elevada a temperatura de pré-aquecimento da peça menor será a velocidade de resfriamento. Por outro lado, quanto mais alta a temperatura inicial de processo maior será a $T_{máx}$ do ciclo térmico.

3 – Quanto menos espessa for a peça a ser soldada, maior a velocidade de resfriamento. No entanto, a partir de uma determinada taxa de resfriamento, não há alteração por mais que se aumente a espessura.

4 – Quanto menor a energia de soldagem maior a taxa de resfriamento. Em placas finas, a influência da energia de soldagem na velocidade de resfriamento é mais perceptível [12].

5 – A $T_{máx}$ alcançada em um dado ponto da junta soldada é diretamente proporcional ao aporte térmico.

2.8. Soldabilidade dos Aços Carbono

Os aços de baixo carbono possuem um teor de carbono inferior a 0,30% e outros elementos residuais tais como Mn, Si, S e P, oriundos de matérias primas ou do processo de fabricação. Segundo sistema de classificação AISI-SAE, esses metais têm como designação numérica o código 10xx. Onde xx representa o percentual de carbono multiplicado por 100 [6].

No que se refere à soldabilidade destes aços, a questão mais crítica é a formação de trincas induzidas pelo hidrogênio, principalmente na zona termicamente afetada. Outros problemas recorrentes são a perda de tenacidade na ZTA ou na zona fundida e a formação de trincas de solidificação.

A perda de tenacidade está vinculada à formação de granulação grosseira devido a elevado aporte térmico ou à formação de martensita na soldagem com baixo aporte térmico.

A formação de trincas por solidificação ocorre em peças contaminadas ou na soldagem com alto aporte térmico.

Problemas de porosidade, mordeduras, falta de fusão e corrosão podem ocorrer em função de uma seleção inadequada de consumíveis ou execução incorreta do processo.

Para os aços carbono em geral, as fórmulas de carbono equivalente (CE) são comumente usadas para estimar a necessidade de cuidados especiais na sua soldagem. Uma expressão de CE muito difundida pode ser vista na Equação 2 [6].

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Mo}{4} + \frac{\%Cr}{5} + \frac{\%Ni}{15} + \frac{\%Cu}{15} + \frac{\%P}{3} \quad (2)$$

O CE deve ser calculado para a composição real do aço. Porém, quando a composição não é conhecida, são considerados por segurança os teores máximos presentes na especificação do aço.

Um metal de base é considerado facilmente soldável quando $CE < 0,40$. Acima deste nível, alguns cuidados são aplicáveis. Quando $CE > 0,60$, por exemplo, deve-se usar pré-aquecimento para juntas com espessura acima de 20 mm. Quando $CE > 0,90$, um pré-aquecimento a altas temperaturas é altamente indicado para todos os casos [6].

2.9. Tensões Residuais

2.9.1. Tensões Residuais em Processos de Soldagem

Por definição, tensões residuais são as tensões internas de ordem elástica presentes em um corpo quando não há cargas externas aplicadas. As tensões residuais resultantes podem ser trativas ou compressivas [11,13].

As tensões compressivas são geralmente benéficas. Para volumes superficiais, por exemplo, as tensões residuais aumentam a resistência à abrasão. Já as tensões residuais trativas podem gerar deformações

s indesejadas no componente soldado e aumentar a propagação de trincas já presentes no material.

No processo de soldagem, o arco elétrico percorre o comprimento do material contribuindo com uma distribuição de temperatura heterogênea na peça e com isso causa invariavelmente um campo de tensões térmicas no volume [12].

No que se refere à fixação do componente a ser soldado, pode-se observar na Figura 12 que quando não há nenhum tipo de restrição mecânica, ocorre pouquíssima formação de tensões residuais e uma grande incidência de distorções geométricas. Por outro lado, quando a peça está bem fixada, há uma formação bem significativa de tensões residuais, porém pequenas distorções.

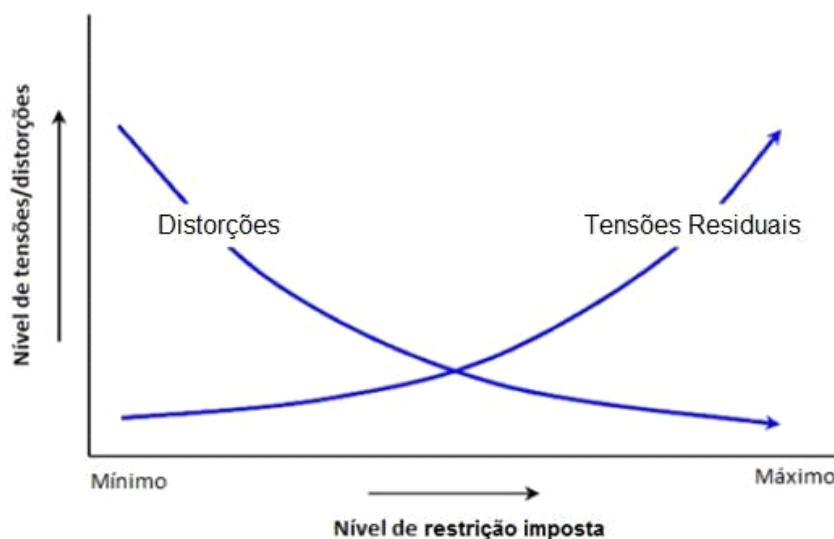


Figura 12 - Nível das tensões residuais e distorções em função do grau de restrição [2].

Devido ao fato de as propriedades físicas e mecânicas dos materiais variarem com a variação de temperatura, ocorrem deformações e consequentes tensões referentes às diferentes zonas de dilatação e contração. As deformações plásticas localizadas continuam presentes ao final do processo de soldagem resultando na permanência de tensões residuais na peça soldada.

Uma questão crítica é a soldagem de componentes em operação, já que as tensões residuais de soldagem podem se somar às tensões de serviço tornando mais propícia a ocorrência de fratura frágil [14].

Na Figura 13 é apresentado o modelo da barra aquecida, que simula a geração de tensões residuais em um cordão de solda. No início do processo de soldagem, o cordão de solda, que é comparado à barra central, é o único volume da barra que é aquecido. Por isso, nesse esquema, somente a barra central é submetida a uma fonte de calor. Ao ter sua temperatura elevada, a barra tem a tendência a se expandir enquanto que as regiões do seu entorno, barras laterais, tendem a se manter imóveis, restringindo, assim, a dilatação no volume central.

Na fase de resfriamento, a barra central sofrerá contração e, novamente, as barras laterais irão restringir esse movimento.

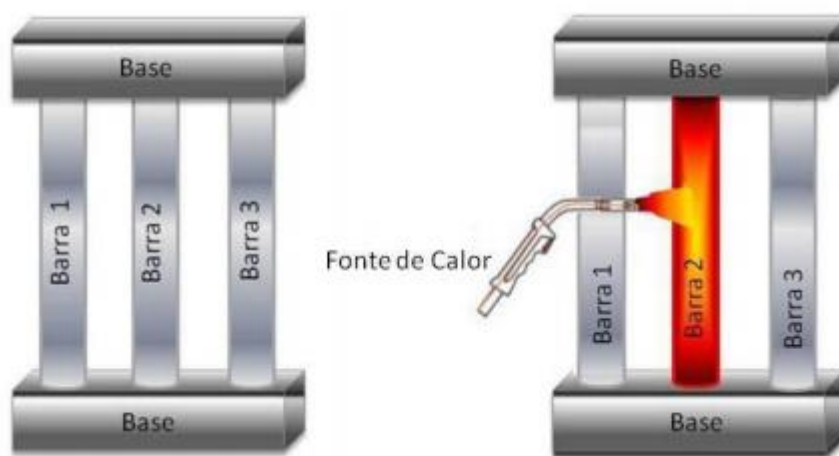


Figura 13 – Analogia entre um sistema de barras e uma junta soldada [8].

A Figura 14 ilustra a distribuição de temperaturas e das tensões residuais longitudinais (direção x da figura) ao longo da seção transversal, para um processo de soldagem genérico. No volume em que ainda não ocorreu a fusão do material (Seção A-A), a variação na temperatura é praticamente zero, sendo as tensões residuais inexistentes.

Na Seção B-B, temos a presença do arco elétrico e com isso um ponto de aplicação do calor. A área fundida e suas vizinhanças são submetidas a altas temperaturas, enquanto as regiões mais distantes possuem valores de temperatura inferiores. O volume próximo ao cordão sofre uma dilatação, porém este volume é impedido pela vizinhança. Surgem assim tensões térmicas compressivas próximas à linha de solda e tensões trativas nas regiões afastadas.

Após a passagem da tocha, na Seção C-C, o material do cordão começa a resfriar e sofrer contração. O volume de material vizinho dificulta a contração fazendo com que surjam tensões térmicas trativas na região soldada e compressiva nas zonas afastadas. Na Seção D-D, onde o material atinge o equilíbrio térmico, as tensões residuais já estão bem definidas [13,15].

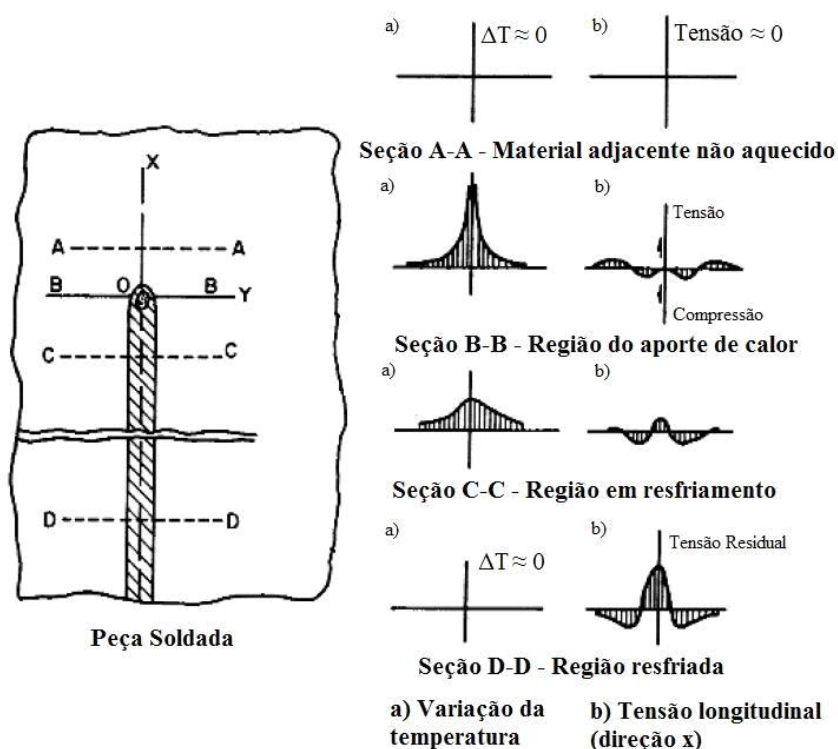


Figura 14 - Perfil da temperatura e de tensões residuais longitudinais [13,15].

Segundo Macherauch [16], no que se refere à origem das tensões residuais em soldagem, pode-se enumerar 3 fontes. A Figura 15 ilustra a representação esquemática das variações das tensões residuais transversais devido à superposição dos efeitos [16].

- a) Contração no resfriamento de regiões diferentemente aquecidas e plastificadas durante a operação de soldagem (“*Shrinkage residual stresses*”);

A contração no resfriamento de regiões que foram diferentemente submetidas a aquecimento e plastificação durante a operação de soldagem normalmente representa a principal fonte de tensão residual.

As tensões residuais de contração poderão ser facilmente visualizadas pela analogia da barra aquecida, mencionada nas explicações da Figura 13. O raciocínio desta analogia é evidentemente simplificado, uma vez que não é considerada a variação do módulo de Young (E) e do coeficiente de dilatação térmica com a variação de temperatura.

- b) Resfriamento superficial mais intenso (“*Quenching residual stress*”);

O resfriamento de uma junta soldada não é homogêneo ao longo de sua espessura. Obviamente, sua superfície terá resfriamento mais rápido que seu interior.

Considerando esse gradiente de temperatura como única fonte de tensões residuais, obter-se-á uma distribuição de tensões de compressão na superfície e tensões de tração na região interna do cordão.

- c) Transformação de Fase (“*Transformation Residual Stress*”)

A transformação de fase da austenita para a ferrita, bainita ou martensita ocorre com aumento de volume. Desta forma, em uma junta soldada, o material da zona fundida e da ZTA que sofrem transformação de fase tenderão a expandir, o que é ocasionalmente impedido pelo restante do material. Justifica-se então a geração de tensões residuais de compressão na região transformada e de tração na região não transformada.

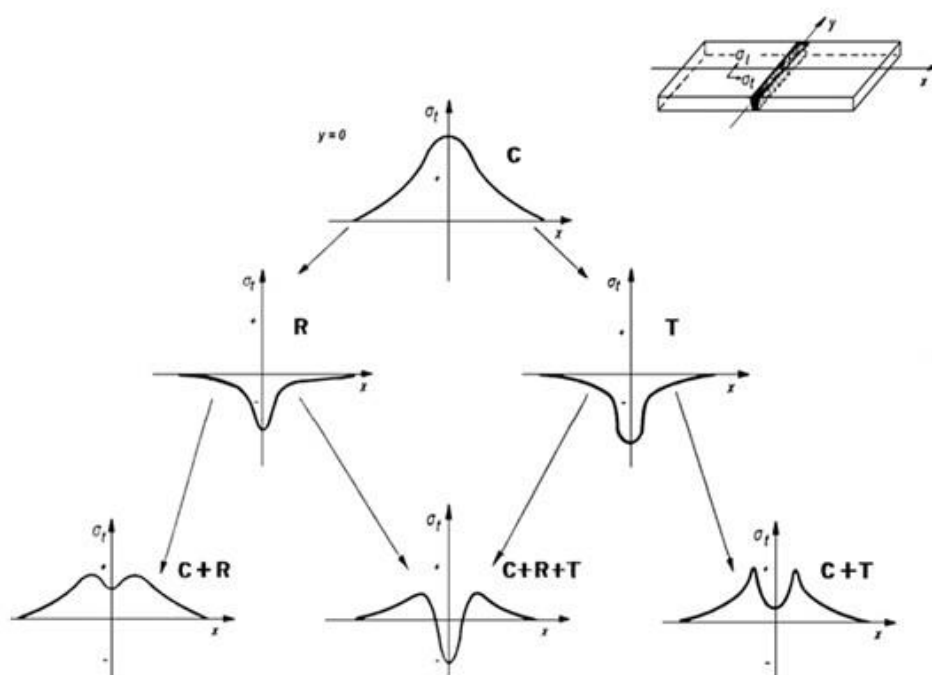


Figura 15 – Representação das variações das tensões residuais transversais [16].

2.9.2. Métodos Analíticos para Determinar Tensões Residuais

A formação de tensões residuais em juntas soldadas foi amplamente discutida por Masubuchi e por Tada e Paris. Em seus trabalhos, a distribuição de tensões residuais longitudinais foi representada empiricamente pelas expressões analíticas apresentadas na Equação 3 e na Equação 4 [11].

Masubuchi

$$\sigma_{res} = \sigma_m \left[1 - \left(\frac{y}{b} \right)^2 \right] e^{\frac{\left(\frac{y}{b} \right)^2}{2}} \quad (3)$$

Tada e Paris

$$\sigma_{res} = \sigma_m \left[\frac{1 - \left(\frac{y}{b} \right)^2}{1 + \left(\frac{y}{b} \right)^4} \right] \quad (4)$$

Nas equações tem-se σ_m , que é a tensão máxima no centro do cordão de solda. Geralmente σ_m tem valor aproximado do limite de elasticidade do material;

b é a largura do pico das tensões de tração (dependentes das condições de soldagem);

y é o valor da coordenada na direção transversal ao cordão de solda.

2.9.3. Métodos Experimentais para Medir Tensões Residuais

Nas últimas décadas, várias técnicas quantitativas e qualitativas têm sido desenvolvidas para mensurar tensões residuais. Em geral, faz-se distinção entre as destrutivas e não destrutivas. Na Tabela 1, podem-se observar diversas técnicas de medição de tensões residuais. Na sequência, serão enfatizadas as técnicas com maior destaque na indústria [17].

Tabela 1 – Principais Métodos de Medições de Tensões Residuais [17].

CLASSIFICAÇÃO	PRINCIPAIS MÉTODOS	OBSERVAÇÕES
Semi-Destrutivos	Método do furo cego	Execução de um furo de Ø 0,8 a 3,2 mm. Método normalizado pela ASTM E 837.
Destrutivos	Método de remoção de camadas	Camadas retiradas por ataque químico. Pode estar aliada ao Método de difração de raios-X (método não destrutivo).
	Método de seccionamento	Cortes parciais longitudinais ou transversais ao eixo de peças assimétricas. Ex: cilindros.
Não-Destrutivos	Difração de raios X	Variação das distâncias entre os planos atômicos. Técnica normatizada pela SAE J784a.
	Difração de nêutrons	Semelhante ao método de raios X, no entanto, com inspeção em todo o volume.
	Método ultrassônico	Variação da velocidade de ondas ultrassônicas no interior do material.
	Método magnético	Relação entre propriedades magnéticas: permeabilidade, indução e efeito <i>Barkhausen</i> .

2.9.3.1. Métodos Mecânicos

a) Método do Furo

O método do furo é um método semi-destrutivo que se baseia na medida da deformação aliviada pela usinagem de um furo na superfície do componente. Este método só deve ser aplicado quando o volume do material removido não prejudique o desempenho do componente [18].

Este furo deve ser feito de modo que a broca não produza tensões no material. As deformações que o material sofre com o alívio das tensões são medidas através de extensômetros tipo roseta. (Figura 16).

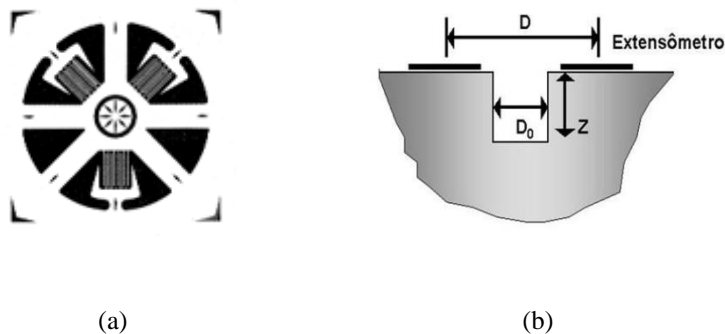


Figura 16 - Aplicação da técnica de extensometria [18].

Em termos gerais, é possível relacionar a deformação medida com as tensões principais aliviadas através da Equação 5 [18]:

$$\varepsilon_r = (\bar{A} + \bar{B}\cos 2\beta)\sigma_{max} + (\bar{A} - \bar{B}\cos 2\beta)\sigma_{min} \quad (5)$$

Onde ε_r expressa a deformação medida e $\sigma_{m\acute{a}x}$ e $\sigma_{m\acute{i}n}$ representam as tensões principais máximas e mínimas, respectivamente.

\bar{A} e \bar{B} são constantes de calibração do método do furo e dependem da geometria do extensômetro utilizado, das propriedades do material e de características do furo, ou seja, raio ($D_0/2$) e profundidade, Z .

O ângulo β é medido em sentido horário, desde a direção do primeiro extensômetro até à direção da tensão principal máxima.

As constantes de calibração \bar{A} e \bar{B} são calculadas pelas equações 6 e 7.

$$\bar{A} = -\frac{\bar{a}(1+\nu)}{2E} \quad (6)$$

$$\bar{B} = -\frac{\bar{b}}{2E} \quad (7)$$

Onde,

E = Módulo de Young

ν = Coeficiente de Poisson

2.9.3.2. Métodos por Difração

a) Raios-X

A tensometria por difração de raios-X é um método bem estabelecido e eficaz na determinação das tensões, residuais e aplicadas, em materiais cristalinos. Ela permite qualificar e quantificar em magnitude e direção as tensões superficiais existentes em dado ponto do material. Os seus princípios básicos foram desenvolvidos há mais de cinquenta anos e são baseados em duas teorias: a teoria da difração de raios-X em materiais cristalinos e a teoria da elasticidade do material sólido, oriunda da mecânica dos sólidos.

A teoria da elasticidade do material sólido prevê as seguintes relações:

Tensão:

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (8)$$

Deformação:

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d_0} \quad (9)$$

Lei de Hooke (relação entre tensão e deformação) para o estado uniaxial de tensão:

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} \quad (10)$$

Onde: E é o módulo de Young.

A Lei de Hooke para o estado triaxial de tensão pode ser escrita da seguinte forma:

$$\varepsilon_1 = \sigma_1 / E - \nu * (\sigma_2 + \sigma_3) / E \quad (11)$$

$$\varepsilon_2 = \sigma_2 / E - \nu * (\sigma_1 + \sigma_3) / E \quad (12)$$

$$\varepsilon_3 = \sigma_3 / E - \nu * (\sigma_1 + \sigma_2) / E \quad (13)$$

Onde ε_1 , ε_2 e ε_3 são as deformações principais, σ_1 , σ_2 e σ_3 são as tensões principais, e ν é o coeficiente de Poisson.

Todavia, para efeitos de adequação ao estado real de tensões, são utilizadas coordenadas polares, como mostra a Figura 17.

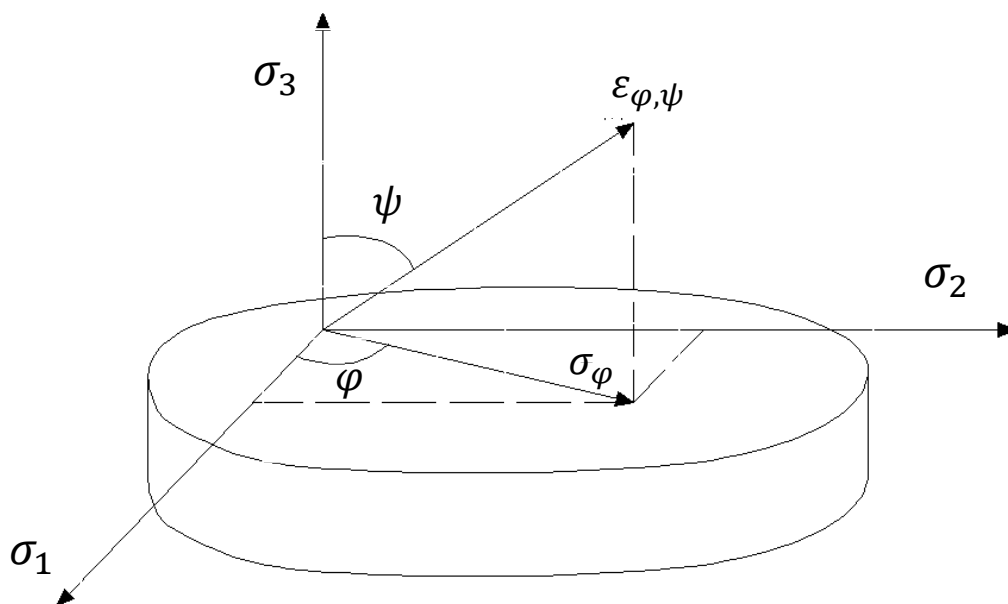


Figura 17 - Sistema de coordenadas polares.

A Lei de Hooke reescrita em coordenadas polares pode ser reescrita da seguinte forma:

$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = \frac{(\nu+1)}{E} \cdot (\sigma_1 \cdot \cos^2 \varphi + \sigma_2 \cdot \sin^2 \varphi) \cdot \sin^2 \psi - \nu \cdot \frac{(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)}{E} \quad (14)$$

Sabe-se que φ é o ângulo azimutal e ψ é o ângulo polar. Nesta equação, a componente da tensão perpendicular à superfície σ_3 é zero, e as componentes σ_1 e σ_2 se posicionam na superfície. Então a Equação 14 pode ser escrita como:

$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = \frac{(\nu+1)}{E} \cdot \sigma_{\varphi} \cdot \sin^2 \psi - \nu \cdot \frac{(\sigma_1 + \sigma_2)}{E} \quad (15)$$

Onde σ_{φ} é a componente da tensão na direção que faz o ângulo φ com a tensão principal σ_1 .

Com base nas Equações 14 e 15 foram desenvolvidas metodologias de medição de tensões.

A Figura 18 mostra três planos de uma família de planos com espaçamento interplanar d , que difratam os raios incidentes. Os raios 1 e 2 incidentes difratam, respectivamente, no primeiro e no segundo planos atômicos. Em cada difração os ângulos, de incidência e difração, são representados por θ . Diferentemente do que é usado normalmente em ótica, esses ângulos são medidos em relação à superfície do plano refletor, e não em relação à normal do plano.

Nesta figura, o espaçamento interplanar d é análogo à aresta da célula unitária a_o . As ondas dos raios 1 e 2 chegam em fase ao cristal. Depois da difração, elas estão novamente em fase, então, a fase relativa entre as ondas dos raios 1 e 2 é determinada, exclusivamente, pela diferença de percursos. Para que os raios estejam em fase, a diferença de percurso deve ser igual a um múltiplo inteiro do comprimento de onda λ dos raios-X.

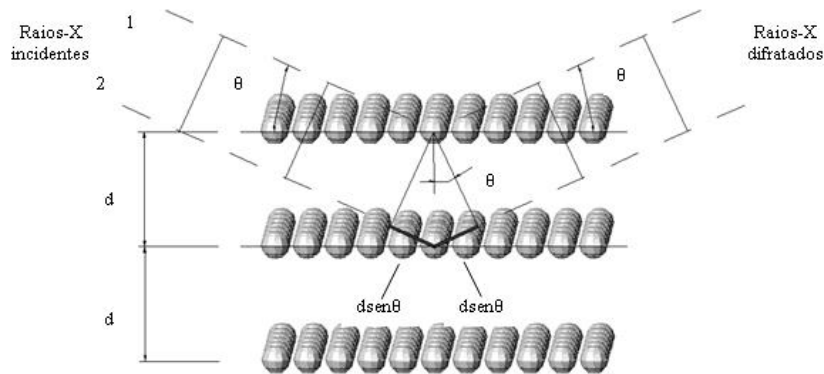


Figura 18 - Diferença de percursos dos raios incidentes.

Pela Figura 19 é fácil ver que a diferença de percursos é $2d \sin\theta$. Este resultado é válido para qualquer par de planos adjacentes da família de planos representada. Temos, então:

$$n\lambda = 2d \sin\theta \quad (16)$$

Onde n é o número de ordem do máximo de intensidade da suposta difração dos raios-X. A Equação 16 é a *Lei de Bragg*, assim denominada em homenagem ao físico britânico W. L. Bragg, que a deduziu pela primeira vez.

Para o cálculo das tensões, a equação utilizada neste equipamento é demonstrada através da variação da distância interplanar para obter uma variação do ângulo de difração. Sendo assim, pela diferenciação da Equação 16, obtém-se:

$$\frac{\Delta d}{d} = -\cot\theta \cdot \Delta\theta \quad (17)$$

A diferença entre as duas componentes da deformação é dada por:

$$\varepsilon_{\varphi,\psi_2} - \varepsilon_{\varphi,\psi_1} = \frac{1-\nu}{E} \cdot \sigma_{\varphi} \cdot (\sin^2\psi_2 - \sin^2\psi_1) \quad (18)$$

A componente de tensão σ_{φ} da equação 18 pode ser escrita:

$$\sigma_{\varphi} = \frac{E}{1+\nu} \frac{(\varepsilon_{\varphi,\psi_2} - \varepsilon_{\varphi,\psi_1})}{(\sin^2\psi_2 - \sin^2\psi_1)} \quad (19)$$

A deformação em termos de difração pode ser expressa por:

$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = \frac{(d_{\varphi,\psi} - d_o)}{d_o} = -\cot g \theta_o \cdot (\theta_{\varphi,\psi} - \theta_o) \quad (20)$$

Onde $d_{\varphi,\psi}$, d_o e $\theta_{\varphi,\psi}$, θ_o são os valores das distâncias interplanares e dos ângulos de difração para os estados com tensão e sem tensão do material, respectivamente.

Das Equações 19 e 20 pode ser obtida a fórmula final, Equação 21, para determinação da componente de tensão σ_φ :

$$\sigma_\varphi = \frac{E}{(1 + \nu)} \frac{\cot g \theta_o (\theta_{\varphi,\psi_2} - \theta_{\varphi,\psi_1})}{(\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1)} \quad (21)$$

Esta equação será válida para quaisquer variações de ψ_1 e ψ_2 impostas ao equipamento.

b) Nêutrons

Este método tem como vantagem sobre o método de difração por raios-X o seu comprimento de onda comparável ao espaço entre os planos cristalinos [19].

A técnica é relativamente nova comparada às demais técnicas apresentadas anteriormente, pois os bons resultados requerem fluxos de nêutrons térmicos elevados (*high thermal-neutron fluxes*), que somente são obtidos através de reações nucleares.

2.9.3.3 Técnicas Magnéticas

Estas técnicas são embasadas na relação que existe entre a magnetização e a deformação elástica nos materiais ferromagnéticos. Um arame de aço magnetizado sofrerá uma elongação na direção de magnetização. Ao mesmo tempo em que se magnetizará na direção das forças de tração, se for tracionado.

Uma técnica magnética tem sido bastante aplicada na indústria: a técnica do ruído de Barkhausen. Esta se baseia na mudança na microestrutura magnética causada pela presença de tensões [2, 11, 20].

a) Técnica do Ruído de Barkhausen

Os materiais ferromagnéticos possuem regiões microscópicas magnetizadas segundo direções cristalográficas preferenciais à magnetização. Cada região é chamada de domínio e pode ser visto na Figura 19. Esses domínios não coincidem com um grão. Na verdade, dentro de um grão há vários domínios que são separados por limites além dos quais a direção de magnetização pode alterar-se num incremento de 90° ou 180° [20].

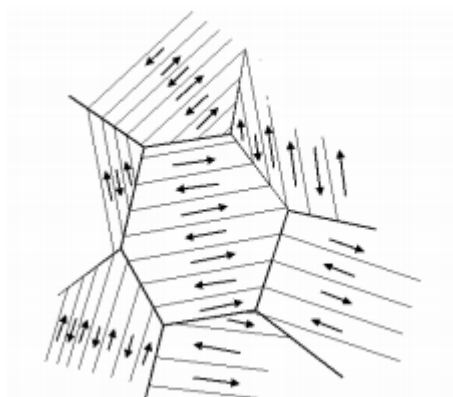


Figura 19 - Representação de domínios em um material policristalino [20].

Quando um material ferromagnético é exposto a um campo magnético ou quando lhe são aplicadas tensões mecânicas, ocorrem mudanças consideráveis na estrutura dos domínios, seja pela variação do distanciamento dos limites, seja pela rotação dos vetores de magnetização. Tais mudanças causam alterações na magnetização média do componente, bem como em suas dimensões.

Um “ruído de Barkhausen” é um pulso elétrico gerado por uma bobina condutora posicionada próxima ao corpo de prova no momento em que os limites de um domínio se movem. A intensidade do ruído de Barkhausen depende das tensões presentes e da microestrutura do material.

Para a aplicação da técnica, é necessário o levantamento de curvas de calibração obtidas com aplicação de tensões conhecidas em espécimes que podem ou não estar livres de tensões. É preciso, no entanto, não exceder o limite elástico do material, o que dificultaria discernir as tensões aplicadas das pré-existentes [20].

2.10. Método dos Elementos Finitos

O desenvolvimento do Método dos Elementos Finitos (MEF ou FEM em inglês) teve início no final do século XVIII, quando Gauss em seus trabalhos propôs a utilização de funções de aproximação para a solução de problemas práticos [21, 22].

No decorrer dos anos, diversos matemáticos tiveram suas teorias e técnicas analíticas desenvolvidas, porém houve pouca evolução no assunto.

O desenvolvimento prático desta análise veio somente muito mais tarde em consequência do advento da computação, que permitiu a resolução de sistemas de equações complexas.

Em 1956, Turner, Clough, Martins e Topp, em um projeto de aeronaves para a *Boeing*, fizeram uma proposta de um método de análise estrutural, semelhante ao MEF. Em 1960, estes autores descreveram o método pela primeira vez [21, 23, 24].

O método dos elementos finitos é uma forma de resolução numérica de um sistema de equações diferenciais parciais. Pode-se também mencionar que é um método matemático, em que um meio contínuo é subdividido em elementos que mantêm as propriedades de quem os originou. Esses elementos são descritos por equações diferenciais e resolvidos por modelos matemáticos para que sejam obtidos os resultados desejados.

No início dos anos 70 surgiram os primeiros softwares de elementos finitos, de uso geral, como o ANSYS®, ABAQUS®, MARC® e NASTRAN®.

Estes programas apresentam uma vasta gama de ferramentas aptas a simular o processo de soldagem e seus respectivos campos de temperatura, tensões residuais e deformações resultantes [23, 25].

Os resultados das simulações podem ser bem aplicados na explicação física de alguns fenômenos complexos do processo de soldagem e também na otimização de seus parâmetros. Há uma infinidade de trabalhos em que se aplica o método de elementos finitos ao estudo de processos de soldagem.

Heinze et al [26] simularam em seu trabalho uma soldagem multipasse a arco elétrico em uma chapa de aço estrutural S355J2+N com 20 mm de espessura. Os estudos incluem cálculos numéricos com o programa SYSWELD® v2010 em

modelos 2D e 3D que consideram as propriedades do material dependentes de temperatura e também as transformações de fase.

A Figura 20a apresenta um esquema de posicionamento dos cordões observados em macrografia da junta soldada. A Figura 20b apresenta a malha do modelo 2D como o refino de malha na região da junta e a perceptível variação de padrão dos elementos nos passes da solda.

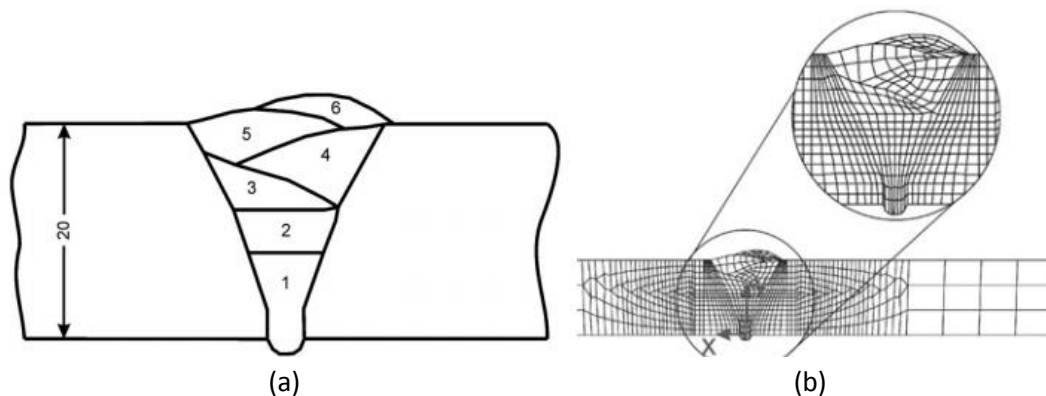


Figura 20 – Modelagem do cordão de solda [26].

A Figura 21 representa as tensões residuais longitudinais e transversais determinadas numérica e experimentalmente. A comparação dos valores calculados de tensões residuais em modelos 2D e 3D também podem ser observados na Figura 21.

Os resultados simulados e experimentais das tensões residuais transversais mostram uma boa concordância.

No entanto, as tensões residuais longitudinais tiveram valores superestimados pela simulação, porém retratam um acordo qualitativo. A razão para a sobreavaliação é encontrada nas propriedades do material, isto é, na tensão de escoamento de cada uma das fases.

A composição química do aço S355J2+N é geralmente representada pelos seus máximos valores, Tabela 2, e apresenta também uma composição com ampla faixa de variação.

Tabela 2 – Resultados experimentais de análise química.

Element (wt.%)	C	Mn	Si	Al	Cu	P	S	Fe
Test material	0.14	1.59	0.33	0.035	0.17	0.009	0.020	Balanced
DIN EN 10025-2:2011 (maximum values)	0.23	1.7	0.6	Min. 0.015	0.6	0.035	0.035	Balanced

Fazendo referência à Hildebrand [27], que fornece literatura embasada em propriedades específicas das fases ferrita, bainita e martensita, esta variação de composição afeta a tensão de escoamento das fases individuais.

O limite de escoamento da ferrita pode variar aproximadamente 100 MPa dependendo da literatura citada. No caso de bainita e martensita, diferenças maiores, até 300 MPa foram encontradas. Devido ao fato de as tensões residuais serem avaliadas na superfície, as frações de cada fase na face superior são relevantes para a discussão.

A microestrutura do sexto e último passe é principalmente bainítica com uma fração de martensita de cerca de 10% em peso. O quinto passe é termicamente influenciado pelo último passe, assim, frações ferríticas de até 70-80% em peso podem ocorrer na área superficial do quinto passe.

Assim sendo, a base de dados dos valores de tensão de escoamento parece ser a principal contribuição para a notável superestimação do cálculo numérico.

A comparação dos modelos 2D e 3D resultam em um acordo suficiente e assegura a aplicação do modelo 2D em posteriores estudos.

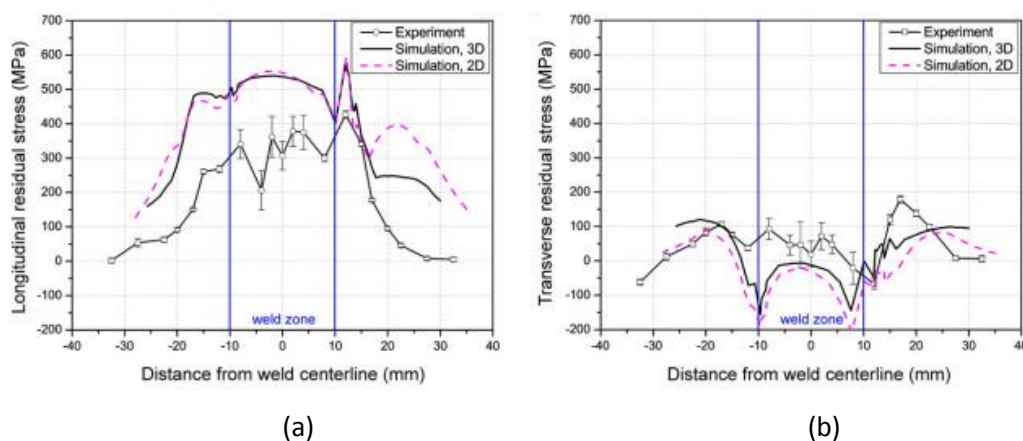


Figura 21 – Tensões residuais medidas experimentalmente e simuladas com modelo 2D e 3D [26].

Barsoum et al [28] realizaram uma simulação numérica para prever efeitos de tensões residuais sobre a vida em fadiga de estruturas soldadas usando a mecânica da fratura linear elástica, como apresentado na Figura 22.

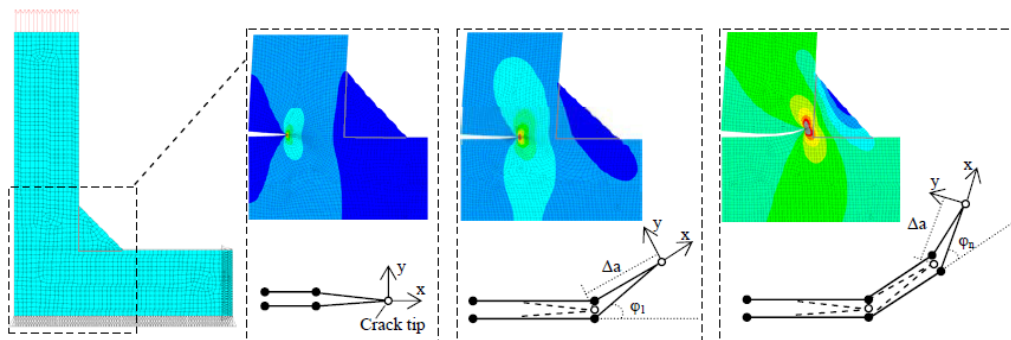


Figura 22 – Modelagem de propagação e deflexão de trinca [28].

Neste trabalho, foi desenvolvido um procedimento de simulação de soldagem utilizando o *software* ANSYS a fim de prever tensões residuais. Posteriormente, com os dados gerados de tensões residuais, foi criada uma sub-rotina para análise de mecânica da fratura linear elástica desenvolvida em 2D, a fim de prever o caminho da trinca, como apresentado na Figura 23.

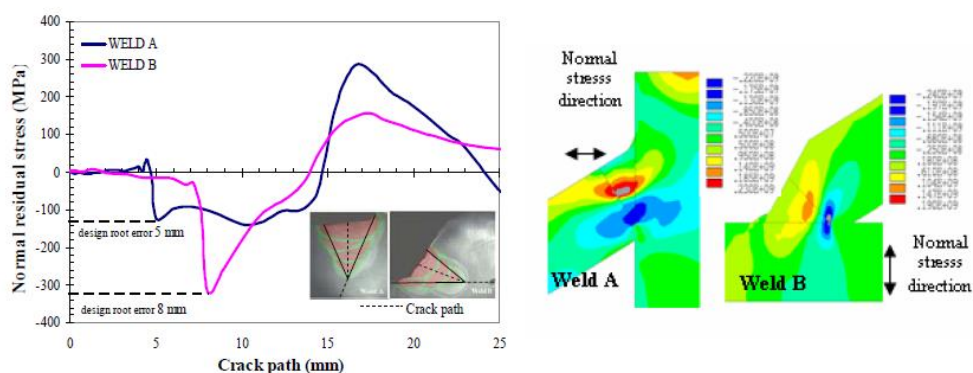


Figura 23 – Previsão de tensões residuais normais à direção assumida para o caminho da trinca [28].

A previsão de vida em fadiga teve boa concordância com os resultados dos ensaios experimentais de fadiga.

Há também diversos trabalhos que buscam otimizar as condições de contorno atribuídas aos modelos. Goldak et. al [29], por exemplo, sugerem uma equação para o coeficiente de convecção em função da temperatura num

determinado ponto sobre a superfície da junta soldada. O objetivo foi estimar os valores de parâmetros que minimizam os desvios entre a curva de temperaturas medida e a curva de temperaturas calculada numa análise térmica transiente de soldagem. A equação do modelo contém de 1 a 5 parâmetros.

São comparadas as normas L2 do desvio de temperatura para a equação do modelo com parâmetros otimizados e equação do modelo de Vinokurov. A função é modelada numericamente pelo programa VrWeld da empresa *Goldak Technologies* e verificada com resultados experimentais.

A primeira simulação de soldagem usou $h = 10 \text{ W/(m}^2\text{K)}$, que é o valor do coeficiente de convecção usado para o ar parado. Quando comparado com valores experimentais, não houve boa concordância.

Posteriormente, dois casos foram rodados com três valores diferentes, porém constantes, de coeficiente de convecção. O intuito foi verificar se há algum valor de coeficiente de convecção que minimize o desvio entre as temperaturas medidas e a calculadas. Os valores usados foram de $h=20$, para alto fluxo de ar e $h=40$, para fluxo de ar muito alto.

Ao observar a Figura 24, pode-se perceber que mesmo que o valor $h=20$ tenha apresentado maior exatidão que os demais valores, nenhum desses valores proveu efetivamente uma exatidão satisfatória. Pode-se inferir a partir dos números acima que os coeficientes de convecção precisam variar com a temperatura.

Isso implica que um coeficiente de convecção dependente da temperatura é necessário para definir com mais exatidão o campo de temperatura durante todo o processo de soldagem. Um campo de temperatura mais preciso irá definir com maior precisão as distorções e tensões residuais nas soldas.

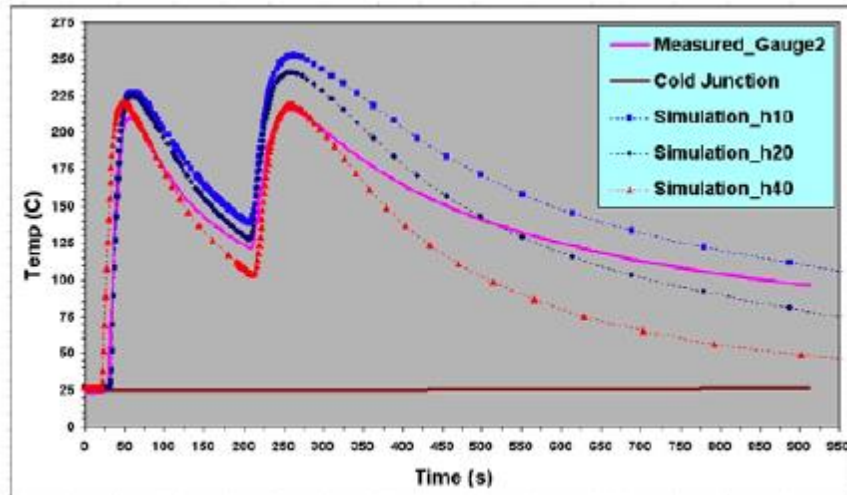


Figura 24 – Distribuição de temperaturas medida experimentalmente e comparação com dados simulados [29].

Na próxima etapa, a equação de Vinokurov [30] foi testada para resolver o problema. A equação de Vinokurov, Equação 22, calcula o coeficiente de convecção em função da temperatura.

$$h(T) = 2,41(10)^{-3} \epsilon_1 \sigma_{SB} (T + 273)^{1,61} \quad (22)$$

Onde $\epsilon_1 \leq 0$ é emissividade e σ_{SB} é a constante de Stefan-Boltzmann.

A equação de Vinokurov foi aproximada por VrWeld, Equação 23:

$$h(T) = 2,41(10)^{-3} 0,9(T)^{1,61} \quad (23)$$

Avaliando a Figura 26, pode-se dizer que a aplicação das equações de Vinokurov também não apresentou boa concordância com a curva medida experimentalmente. Assim o problema inverso para o coeficiente de convecção dependente de temperatura foi solucionado fazendo-se uso de dados experimentais. Os autores assumiram que o coeficiente de convecção poderia ser descrito por um polinômio em termos de $(T - T_{amb})$, como visto na Equação 24.

$$h(T) = a_0 + a_1(T - T_{amb}) + a_2(T - T_{amb})^3 \quad (24)$$

Em seguida, os coeficientes a_0 , a_1 e a_2 foram perturbados para otimização da função $h(T)$ e minimizar o erro entre os dados experimentais e simulados.

Inicialmente, foi atribuído aos parâmetros a_1 e a_2 o valor de zero e ao parâmetro a_0 ; o valor de 20. Porém, novamente, o comportamento da curva deixou a desejar.

Finalmente foram selecionados os seguintes valores para os parâmetros: $a_0 = 5$, $a_1 = 0,05$ e $a_2 = 6 \times 10^{-7}$.

Obtendo-se como equação-modelo a Equação 25.

$$h = 5 + 0,05(T - 300) + (6 \times 10^{-7})(T - 300)^3, \{T, 300, 1700\} \quad (25)$$

Onde T é a temperatura transiente em Kelvin e h é o coeficiente de convecção dependente da temperatura.

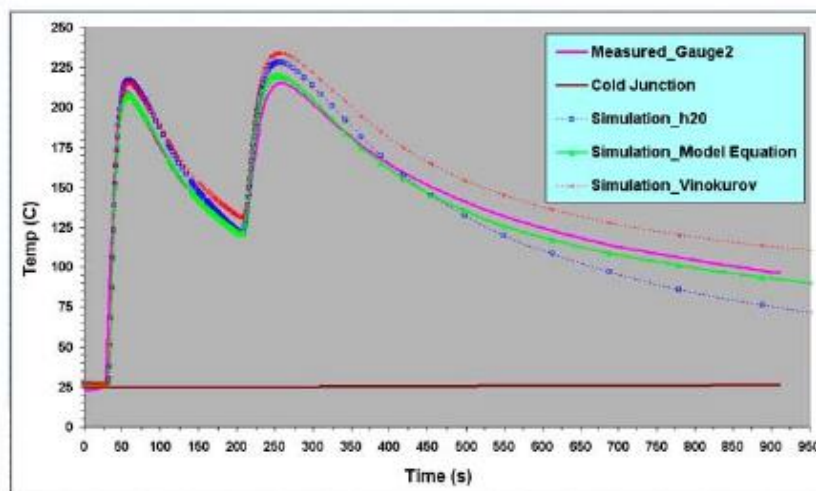


Figura 25 - Distribuição de temperaturas medida experimentalmente e comparação com dados simulados com parâmetros otimizados [26].

Todos os casos foram simulados novamente e todas as curvas foram plotadas juntamente em um gráfico que pode ser visto na Figura 25.

O autor cita que se reduzindo a largura do elipsoide em 10% é também possível alcançar resultados calculados bem próximos aos resultados experimentais. Assim, para decidir qual melhor modelo, a norma L2 foi usada para quantificar o erro entre resultados simulados e experimentais.

O vetor 3D de temperatura no ponto i é denotado T_i . A norma L2 para a diferença entre os referidos resultados é dada pela Equação 26.

$$\{e\}_{L2} = \sqrt{\sum (T_{i_{computado}} - T_{i_{experimental}})^2}, \{i, l, n\} \quad (26)$$

Para calcular o erro L2, os vetores de temperatura experimentais e calculados devem ser mapeados e um domínio e sistema de coordenadas em que a Equação 26 possa ser avaliada.

Um sistema de coordenadas para o experimento foi definido por três pontos. Para o modelo computado, os mesmos três pontos foram usados para definir um sistema de coordenadas. A relação entre o sistema de coordenadas para o modelo experimental e numérico pode ser vista na Equação 27.

$$[x, y, z]_{T_{experimental}} = [A][x, y, z]_{T_{computado}} + [B] \quad (27)$$

Onde A é uma matriz 3x3 de rotação e B é um vetor 3x1 de temperatura. Para cada intervalo de tempo, um dado do modelo numérico foi mapeado no espaço dos dados experimentais, a diferença nas temperaturas caracteriza a norma L2 do erro. Na Figura 26, são apresentadas as curvas de erro para cada um dos modelos. O modelo da equação com parâmetros otimizados ($a_0 = 5$, $a_1 = 0,05$ e $a_2 = 6 * 10^{-7}$) apresenta menores erros. As curvas Cubic trial1, Cubic trial2, Cubic trial3, Cubic trial4 são referentes à simulações feitas com diferentes parâmetros de a_0 , a_1 e a_2 . NIST_20May_cubicTrial5_Model_Equation é referente à simulações feitas com parâmetros $a_0=5$, $a_1=0,05$ e $a_2=6*10^{-7}$ e a curva NIST_20May_cubicTrial5_LowerWidth é referente a simulações feitas com redução de 10% na largura do elipsoide.

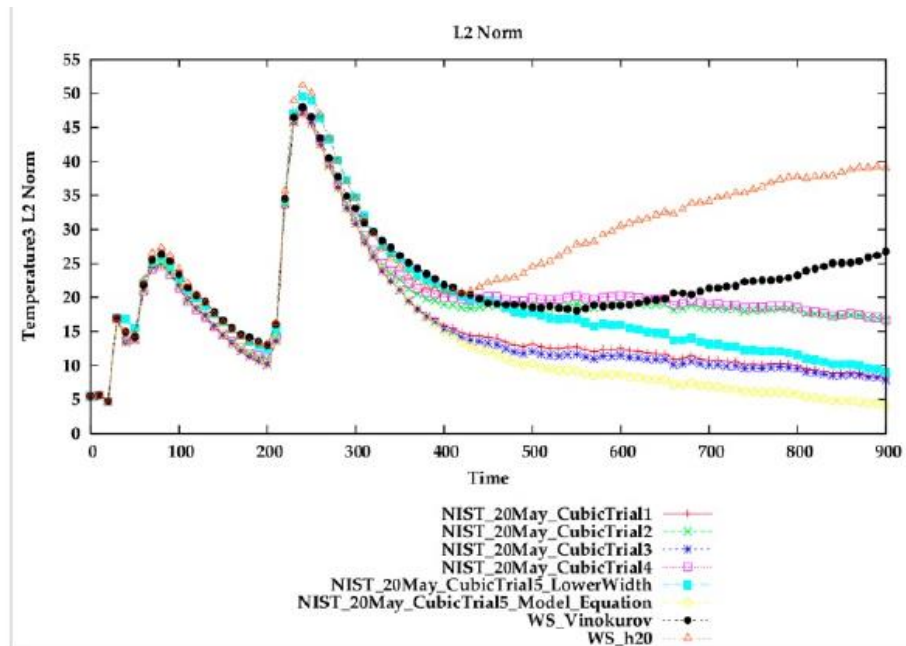


Figura 26 – Norma L2 do erro para cada intervalo de tempo plotada para cada um dos modelos avaliados [29].

2.11. Análise Térmica

2.11.1 Modelo Analítico da Transferência de Calor

O processo de soldagem resulta em um fenômeno termomecânico altamente não linear. No processo, haverá distribuição não homogênea de temperatura, o que dará origem a tensões residuais e a distorções.

O campo de temperaturas originado pode ser analiticamente calculado considerando as devidas simplificações.

Durante o processo de soldagem a arco, o campo de temperaturas é governado pela equação de condução de calor, Equação 28 [2, 11, 17].

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} (x, y, z, t) = -\nabla q^{\rightarrow}(x, y, z, t) + Q(x, y, z, t) \quad (28)$$

Em que ρ representa a massa volumétrica do material (kg.m^{-3}), c o calor específico ($\text{J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$), t o tempo (s), T a temperatura e as coordenadas x, y, z são as coordenadas do plano de referência.

Δ é o operador gradiente espacial, \vec{q} é o vetor fluxo de calor e Q é a taxa de geração de calor por unidade de volume (W.m^{-3}).

Sabendo-se que para um material isotrópico não linear é possível a aplicação da Lei de Fourier, Equação 29. Com o desenvolvimento da Equação 28, chega-se a distribuição da temperatura para um material isotrópico, Equação 30.

$$\vec{q} = -k(T)\nabla T \quad (29)$$

$$\rho(T)c(T)\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(k_x(T)\frac{\partial T}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(k_y(T)\frac{\partial T}{\partial y}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(k_z(T)\frac{\partial T}{\partial z}\right) + Q \quad (30)$$

Onde k representa a condutividade térmica ($\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$), k_x , k_y , k_z , são os coeficientes de condutividade térmica nas três direções e ∇T simboliza o gradiente térmico (K.m^{-1}).

A variação da entalpia com a temperatura normalmente é considerada [15], logo ela pode ser expressa pela Equação 31.

$$H = \int \rho(T)c(T) dT \quad (31)$$

Reescrevendo a Equação 30 em função da entalpia, se obtém a Equação 32.

$$\frac{\partial H}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(k_x(T)\frac{\partial T}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(k_y(T)\frac{\partial T}{\partial y}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(k_z(T)\frac{\partial T}{\partial z}\right) + Q \quad (32)$$

2.11.2. Radiação e Convecção

Durante o processo de soldagem, nem todo calor que é imposto à peça será difundido para seu volume. Parte dessa energia é transferida para o meio ambiente e também através das superfícies da chapa, o que faz com que a espessura tenha grande influência na quantidade de calor difundida pela chapa.

Na Figura 27, pode-se visualizar um esquema de balanço de energia na coluna de plasma de um arco elétrico. Estão representados os ganhos de calor devido às reações na região catódica, ao choque de elétrons nas partículas neutras e às reações na região anódica [31].

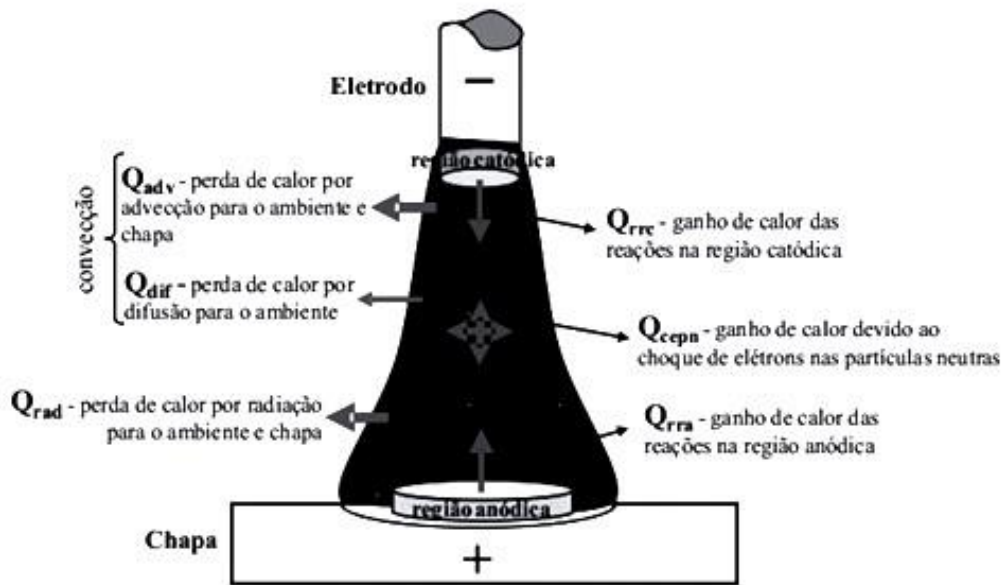


Figura 27 – Esquema de balanço de energia na coluna de plasma de um arco elétrico [32].

Na Figura 27, também estão representadas as perdas que ocorrem por convecção e radiação e que podem ser avaliadas pelas Equações 33 e 34 [32]:

$$q_c = h_c(T - T_\infty) \quad (33)$$

$$q_r = \epsilon \sigma_{sb}(T^4 - T_\infty^4) \quad (34)$$

As perdas de calor por convecção são representadas por q_c , e o coeficiente de convecção por h_c ($\text{W.m}^{-2}\text{K}^{-1}$). As perdas de calor por radiação são representadas por q_r . A emissividade da superfície do corpo é representada por ϵ e pode variar na faixa 0-1.

A constante de Stefan-Boltzmann é representada por σ_{sb} e seu valor é de $5,67 \times 10^{-8}$ ($\text{W.m}^{-2}\text{K}^{-4}$). A temperatura ambiente é representada por T_∞ [32].

2.11.3 Modelos Aplicados à Fonte de Calor

Para alcance de melhores resultados na simulação e análise térmica, a escolha da modelação da fonte de calor é de extrema importância. Devido à sua complexidade, diversos modelos têm sido estudados e desenvolvidos por muitos pesquisadores ao longo dos anos.

Dentre os modelos mais estudados pode-se citar o modelo pontual de Rosenthal, o modelo “disco” de Pavelic e o modelo com dupla elipsóide proposto por Goldak [33,3].

a) Modelo Pontual de Rosenthal

As equações deduzidas analiticamente por Rosenthal em 1930 seguiram o princípio do estado térmico quasi-estacionário. Rosenthal propôs uma solução analítica para um escoamento tridimensional de calor durante um processo de soldagem que podemos ver na Equação 35 [33].

$$\frac{2\pi kr(T - T_0)}{Q} = e^{\left(\frac{-v(r-x)}{2a}\right)} \quad (35)$$

Onde k é a condutividade térmica do sólido, T_0 é a temperatura inicial, Q é o calor fornecido, v é a velocidade do processo de soldagem, x a posição da fonte de calor, a a difusividade térmica do sólido. Foi aplicada também a função de Bessel, representada na Equação 36 [33].

Função de Bessel

$$r = \sqrt{(x^2 + y^2 + z^2)} \quad (36)$$

Em sua solução analítica, Rosenthal levou em conta as propriedades térmicas constantes ao longo da temperatura, porém desprezou as perdas de calor na superfície da peça e a existência de fusão, desprezando-se, deste modo, o calor oriundo da mesma.

Diante das simplificações em sua solução analítica, verificou-se que o modelo pontual da fonte de calor de Rosenthal apresentou sérios erros para temperaturas próximas a zona de fusão e na ZTA [3, 33].

b) Modelo “Disco” de Pavelic

No modelo “disco” de Pavelic et al., a distribuição Gaussiana do fluxo térmico é representada pela Equação 37 [3,5].

$$q(r) = q(0)e^{-Cx^2} \quad (37)$$

Onde q_r é a distribuição superficial do fluxo de calor com raio r (W.m^{-2}), $q(0)$ é o fluxo de calor máximo no centro da fonte de calor (W.m^{-2}), r é a distância radial a partir do centro da fonte de calor (m), C é o coeficiente de distribuição de fluxo (m^{-2}).

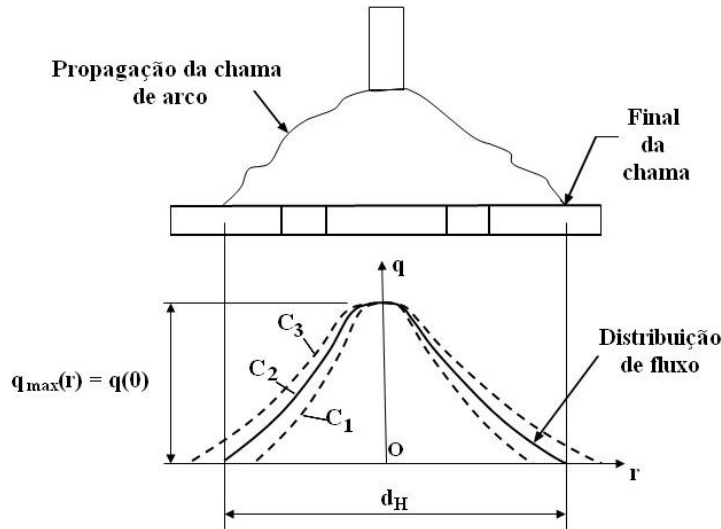


Figura 28 – Modelo “disco” de Pavelic [3,4]

O modelo “disco” de Pavelic (Figura 28) é considerado mais realista que o modelo pontual de Rosenthal. Em um pré-aquecimento que não cause fusão, a aplicação deste modelo produz resultados bastante precisos.

Krutz, Segerlind e Friedman [34] pensaram em uma combinação do modelo “disco” de Pavelic com o Método de Elementos Finitos, com o intuito de alcançarem resultados mais realistas para as distribuições de temperatura na ZF e na ZTA. Essa solução alternativa ao modelo “disco” de Pavelic pode ser observada na Equação 38.

$$q(x, z, t) = \frac{3Q}{\pi c^2} e^{\frac{-3x^2}{c^2}} e^{\frac{-3[z+v(\tau-t)]^2}{c^2}} \quad (38)$$

Onde Q simboliza a taxa de entrega térmica [W], c é o raio da distribuição do fluxo de calor (m), v é a velocidade da tocha (m/s). Considera-se um *lag factor* representado por t , que é tempo necessário para a fonte de calor alcançar a superfície de referência [34].

Para simplificar esta solução analítica tem-se com alternativa sua aplicação num modelo bidimensional, pois se considera desprezível a distribuição do fluxo

de calor segundo uma das direções e assume-se que há distribuição em um plano xy (usualmente posicionado em $z=0$). Porém, para processos que apresentem simultaneamente uma velocidade baixa e alto aporte térmico, este método apresenta alguns erros [3, 4].

c) Modelo com Dupla Elipsóide Proposto por Goldak

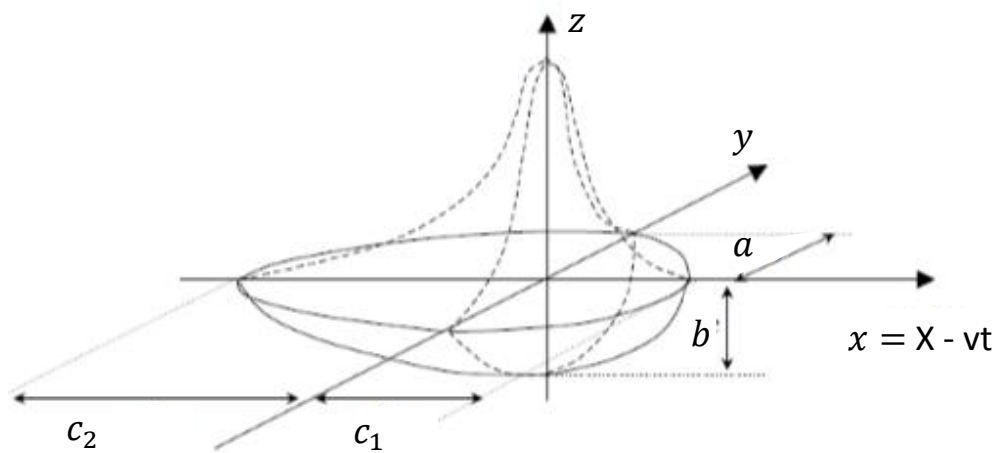


Figura 29 – Modelo da Fonte de Calor de Goldak [3,4].

Atualmente o modelo de Goldak (Figura 29) é o modelo considerado mais realista e flexível. No modelo, temos o tamanho e a forma da elipsoide bastante assemelhados à forma da poça de fusão.

Em 1984, Goldak et al [3,4] propuseram um modelo baseado em uma dupla elipsoide para prever a densidade de potência nos domínios no entorno do centro do arco. A princípio, Goldak havia proposto um modelo semi-elipsoidal para a fonte de calor. No entanto, o cálculo da distribuição de temperatura obtido não concordava com os dados obtidos experimentalmente. Diante disso, o modelo é atualizado com uma dupla elipsoide [3, 4].

As distribuições Gaussianas de densidade de potência em um elipsóide com centro em $(0,0,0)$ e semi-eixos a,b,c paralelos ao referencial de coordenadas em movimento x,y,ξ , são representadas na Equação 39.

$$q(x, y, \xi) = q(0)e^{-Ax^2}e^{-By^2}e^{-c\xi^2} \quad (39)$$

Onde $q(0)$ representa o valor máximo da densidade de potência no centro do elipsoide. A Equação 40 apresenta a equação da conservação de energia.

$$2Q = 2\eta UI = 8 \iiint_0^\infty q(0)e^{-Ax^2}e^{-By^2}e^{-C\xi^2} dx dy d\xi \quad (40)$$

Em que U é a diferença de potencial elétrico, I é a corrente elétrica e η é a eficiência da fonte de calor. Colocando $q(0)$ em evidência, a Equação 40 pode ser reescrita como a Equação 41.

$$q(0) = \frac{2Q\sqrt{ABC}}{\pi\sqrt{\pi}} \quad (41)$$

Para determinação das constantes A , B e C , os semi-eixos da elipsoide a , b , c nas direções, x , y e ξ são definidos para que a densidade de potência reduza a 5% de $q(0)$ na superfície da elipsoide.

O fluxo de calor gerado pela fonte de calor traduz-se, pela lei da conservação de energia, em um aporte térmico na superfície dada pela Equação 42.

$$Q = q(0) \sqrt{\frac{\pi}{c}} L \quad (42)$$

Onde L representa a largura do cordão de solda (mm). Considerando que a uma distância, a , do centro do arco o fluxo de calor cai para 5% do seu valor máximo, é possível determinar o coeficiente de distribuição do fluxo de calor através da Equação 43 [3, 4].

Na direção x , tem-se;

$$q(a, 0, 0) = q(0)e^{-Aa^2} = 0,05q(0) \quad (43)$$

Assim, na Equação 44 tem-se:

$$A = \frac{\ln 20}{a^2} \cong \frac{3}{a^2} \quad (44)$$

Similarmente, nas Equações 45 e 46, tem-se:

$$B \cong \frac{3}{b^2} \quad (45)$$

$$C \cong \frac{3}{c^2} \quad (46)$$

Substituindo as constantes A, B, C e q(0) da Equação 41, na Equação 39, chega-se à Equação 47.

$$q(x, y, \xi) = \frac{6\sqrt{3}Q}{abc\pi\sqrt{\pi}} e^{\frac{-3x^2}{a^2}} e^{\frac{-3y^2}{b^2}} e^{\frac{-3\xi^2}{c^2}} \quad (47)$$

A transformação relacionada com um sistema de coordenadas fixo (x,y,z) e um sistema de coordenadas em movimento (x,y, ξ), é dada pela Equação 48.

$$\xi = z + v(\tau - t) \quad (48)$$

Em que ξ representa a coordenada na direção do cordão de solda com a origem fixada à fonte de calor em movimento.

Considerando a transformação de coordenadas vista na Equação 49, aplica-se à elipsoide um sistema fixo de coordenadas.

$$q(x, y, \xi) = \frac{6\sqrt{3}Q}{abc\pi\sqrt{\pi}} e^{\frac{-3x^2}{a^2}} e^{\frac{-3y^2}{b^2}} e^{\frac{-3[z+v(\tau-t)]^2}{c^2}} \quad (49)$$

Quando $\tau=t$ o sistema de coordenadas móvel coincide com o fixo. Assim, neste instante a fonte de calor encontra-se sobre a superfície de referência, e a distribuição da densidade de potência no quadrante frontal, pode ser descrita pela Equação 50.

$$q_f(x, y, z, t) = \frac{6\sqrt{3}Qf_f}{\pi\sqrt{\pi}c_1ba} e^{\frac{-3x^2}{c_1^2}} e^{\frac{-3y^2}{b^2}} e^{\frac{-3z^2}{a^2}} \quad (50)$$

Do mesmo modo, a distribuição da densidade de potência para o quadrante posterior é dada pela Equação 51.

$$q_r(x, y, z, t) = \frac{6\sqrt{3}Qf_r}{\pi\sqrt{\pi}c_2ba} e^{\frac{-3x^2}{c_2^2}} e^{\frac{-3y^2}{b^2}} e^{\frac{-3z^2}{a^2}} \quad (51)$$

Onde a é a metade da largura da elipsoide, b é a profundidade, c_1 é o comprimento da elipsoide no quadrante frontal e c_2 é o comprimento da elipsoide no quadrante posterior, como pode ser visto na Figura 29.

É necessária também a adoção de frações referentes à deposição de calor nos quadrantes em questão. Tem-se f_f e f_r , que são referentes às frações de calor respectivamente no quadrante frontal e no quadrante posterior ("*front*" e "*rear*"). A soma dessas frações deve ser igual a 2 ($f_f + f_r = 2$) [3,4].

2.12. Análise Estrutural

Na análise estrutural de casos não lineares, como é o processo de soldagem, assume-se que a deformação total possui diversas parcelas. Em geral, adicionam-se às parcelas elástica, plástica e térmica, duas outras parcelas de deformações adicionais em decorrência das transformações de fase. Uma delas é referente à variação volumétrica e a outra; à plasticidade induzida na transformação, como pode ser visto na Equação 52 [2, 11].

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{il}^e + \varepsilon_{ij}^p + \varepsilon_{ij}^{th} + \varepsilon_{ij}^{tp} + \varepsilon_{kl}^{tr} \quad (52)$$

Onde:

ε_{il}^e representa parcela elástica;

ε_{ij}^p representa parcela plástica;

ε_{ij}^{th} representa parcela térmica;

ε_{ij}^{tp} representa plasticidade recorrente da transformação de fase e

ε_{kl}^{tr} representa as deformações devido à mudança metalúrgica.

No entanto, de acordo com Deng, Murakawa e Liang [35], em aços baixo carbono (*mild steel*) pelo fato de a transformação de fase ter um efeito insignificativo na formação de tensões residuais e deformação de soldagem, a taxa

de deformação total deve ser decomposta somente nas componentes térmica, plástica e elástica, como se segue na Equação 53.

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{il}^e + \varepsilon_{ij}^p + \varepsilon_{ij}^{th} \quad (53)$$

2.12.1 Parcelas Elástica e Térmica

A deformação elástica, segundo a lei de Hooke, pode ser representada pela Equação 54. A Equação 55 relaciona a tensão resultante, σ_{ij} , com o tensor constitutivo elástico, C_{ijkl} . A deformação com origem térmica é representada pela Equação 56 [11].

$$\varepsilon_{kl}^e = \sigma_{ij}^e \cdot E(T)^{-1} \quad (54)$$

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl}(\varepsilon_{kl} - \varepsilon_{kl}^p - \varepsilon_{kl}^{th} - \varepsilon_{kl}^{tp} - \varepsilon_{kl}^{tr}) \quad (55)$$

$$\varepsilon_{ij}^{th} = \alpha_{ij}(T - T_{\infty}) \quad (56)$$

Na Equação 56, o coeficiente de expansão linear térmico é representado pela constante α_{ij} e a temperatura de referência por T_{∞} .

2.12.2 Parcela Plástica

a) Plasticidade Independente da Taxa de Deformação

A modelagem elasto-plástica dos materiais pode ser baseada em três conceitos: critério de escoamento, regra de fluxo e o modelo de endurecimento [11, 36, 37].

a.1) Critério de Escoamento

O critério de escoamento determina qual o nível de tensão necessário em que o escoamento do material é iniciado.

O modelo mais utilizado para plasticidade independente da taxa de deformação é o critério de von Mises. A tensão equivalente é indicada em função das tensões principais na Equação 57.

$$\sigma_{eVM} = \frac{1}{\sqrt{2}} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]^{\frac{1}{2}} \quad (57)$$

O encruamento tem seu início quando a diferença entre a tensão equivalente de von Mises (σ_{eVM}) e o limite de escoamento do material (σ_y) é nula.

Essa relação, que está representada na Equação 58, é chamada função de escoamento, f . Quando a diferença for inferior à zero, o material encontra-se no regime elástico.

$$f(\sigma_{ij}, \sigma_y) = \sigma_{eVM} - \sigma_y \quad (58)$$

Vale ressaltar que a tensão equivalente não pode ultrapassar o limite de escoamento, pois as deformações plásticas ocorrem instantaneamente de modo a reduzir a tensão ao valor de escoamento [34, 36].

a.2) Regra de Fluxo

A regra de fluxo determina qual a direção que está ocorrendo a deformação plástica e pode ser representada pela Equação 59. A hipótese denominada Regra de Fluxo Associativa, diz que a direção do fluxo plástico é a mesma direção da normal à superfície de escoamento.

$$d\varepsilon_{ij}^p = d\lambda \frac{\partial g}{\partial \sigma_{ij}} \quad (59)$$

Onde,

$d\varepsilon_{ij}^p$ representa Incremento de deformação plástica;

$d\lambda$ representa Fator de proporcionalidade escalar não negativo;

$g(\sigma_{ij})$ representa Função escalar das tensões.

A hipótese denominada Regra de Fluxo Não Associativa diz que a direção do fluxo plástico e a direção da normal à superfície de escoamento não são as mesmas, como pode ser visto na Figura 30 [34, 36].

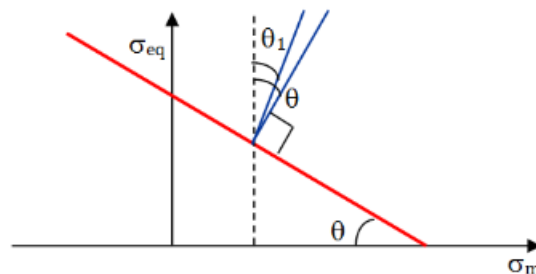


Figura 30 – Regra de Fluxo não associativa [38].

a.3) Modelos de Encruamento

Para o modelamento do comportamento elasto-plástico dos materiais, são aplicadas duas hipóteses (Figura 31). A primeira delas se refere à hipótese de comportamento perfeitamente plástico, onde a deformação plástica ocorre enquanto a tensão é mantida constante em σ_y , limite de escoamento [11,36].

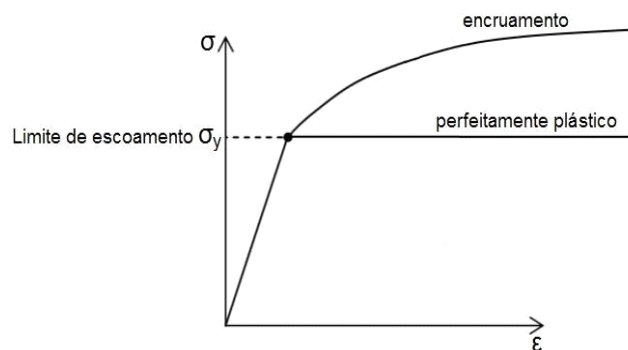


Figura 31 – Representação das duas hipóteses de comportamento elasto-plástico em curva tensão *versus* deformação [2].

Na segunda hipótese considera-se o encruamento do material. Assim, para que ocorra deformação plástica, é preciso que a tensão aplicada seja elevada. Para o modelo de encruamento, três critérios são aplicados, sendo eles: isotrópico, cinemático ou modelo combinado [38].

No encruamento isotrópico, quando atingida a condição inicial de escoamento, a superfície do escoamento se expande de modo uniforme em todas as direções.

No encruamento cinemático, a superfície do escoamento se desloca no espaço de tensões. Esta hipótese atribui diferentes escoamentos na carga e descarga, sendo os valores no descarregamento inferiores. Esse efeito é conhecido como efeito Bauschinger [36].

O modelo de encruamento combinado mistura ambos os efeitos isotrópico e cinemático. Ocorre, portanto, a expansão e contração da superfície de escoamento ao mesmo tempo em que ela translada [38]. Na Figura 32, são apresentados os critérios citados.

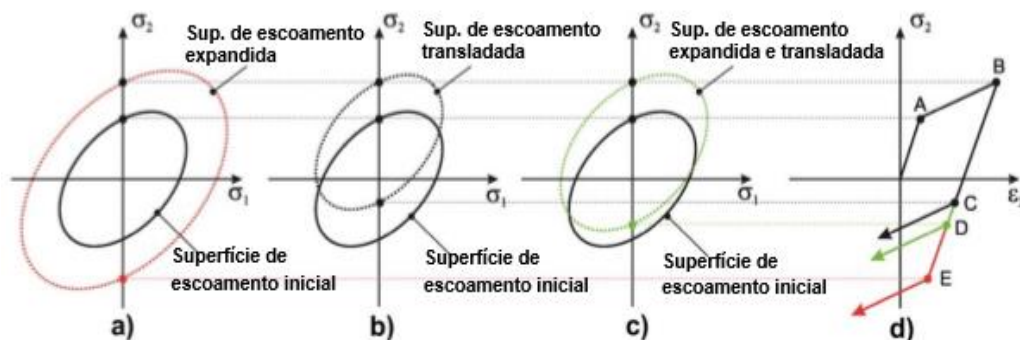


Figura 32 – Modelos (a) Modelo de encruamento isotrópico. (b) Modelo de encruamento cinemático. (c) Modelo de encruamento combinado. (d) Curva de descarregamento dos modelos [2].

De acordo com Muránsky et. al [39] o modelo isotrópico é aplicável em soldagem em um único passe. Para soldagem multipasses, onde vários ciclos de carregamento estão presentes, o modelo cinemático de encruamento é o mais indicado. A construção das curvas tensão *versus* deformação uniaxial pode ser feita nas formas bilineares ou multilíneares, como apresentado na Figura 33. A parte elástica é definida pelo módulo de Young e a parte plástica pelo módulo de encruamento.

Para simulação numérica do processo de soldagem, o modelo bilinear é usualmente aplicado. Como o material é submetido a aquecimento, o modelo é alimentado por curvas tensão-deformação em diversas temperaturas.

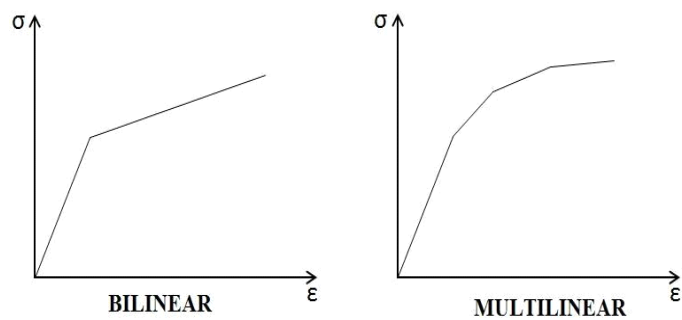


Figura 33 – Curvas tensão versus deformação nas formas bilinear e multilinear (encruamento isotrópico ou cinemático)[2].

3 Materiais e Métodos Experimentais e Numéricos

3.1 Procedimentos Experimentais

Este item descreve os procedimentos experimentais desenvolvidos neste trabalho. Os experimentos englobam o levantamento de ciclos térmicos em determinados pontos mediante aquisição de temperatura com termopares em processo de soldagem MAG, que serviram como parâmetros para calibração dos modelos numéricos.

Foram realizados também ensaios para caracterização do material, tais como, análise química e ensaio de tração. Por fim, para estudo da junta soldada resultante foram realizados análise metalográfica e medição das tensões residuais por difração de raios-X.

3.1.1 Metal de base

No presente trabalho, o processo de soldagem MAG robotizado foi aplicado a chapas de aço de baixo carbono AISI-SAE 1020 com dimensão de 55 mm x 140 mm x 12,5 mm. As duas condições referentes à geometria dos corpos de prova foram representadas por: amostras chanfradas (amostras C2 e C3) e amostras planas (amostras P2 e P3). Os números 2 e 3, que seguem as letras C e P, denotam as velocidades aplicadas nos estudos numérico e experimental.

As Figuras 34 e 35 apresentam as geometrias dos corpos de prova.

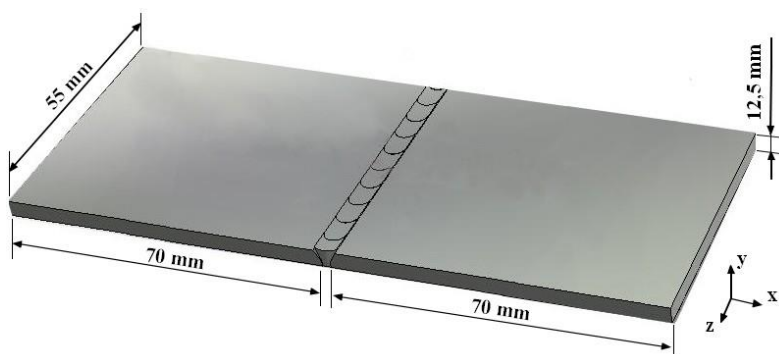


Figura 34 – Geometria das amostras C2 e C3.

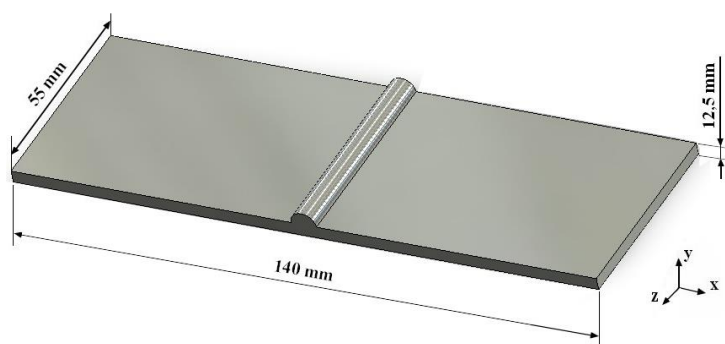


Figura 35 – Geometria das amostras P2 e P3.

3.1.2 Análise Química

A análise química das regiões do metal de base e da zona fundida foi realizada pelo laboratório *Materials Test Center* Ltda. O procedimento usado foi o MTC:PO-301 cuja a norma de referência é a ASTM A 751, edição 2011 [40]. Os resultados estão apresentados na Tabela 3.

Tabela 3 – Resultado da composição química da zona fundida e metal de base (%p).

ELEMENTO	MS	MB
Carbono	0,102	0,148
Silício	0,610	0,169
Manganês	1,330	1,300
Fósforo	0,021	0,023
Enxofre	0,012	0,002
Cromo	0,040	0,024
Níquel	0,016	0,005
Molibdênio	<0,002	<0,002
Alumínio	<0,001	0,028
Cobre	0,076	0,011
Cobalto	0,006	0,005
Titânio	0,001	<0,001
Nióbio	0,007	0,035
Vanádio	0,015	0,058
Tungstênio	<0,010	0,021
Ferro	97,8	98,2

3.1.3 Consumíveis de Soldagem

No processo de soldagem MAG automatizado foi utilizado um arame específico para soldagem MIG/MAG de aços baixo carbono, AWS ER70S-6, da Gerdau. As Tabelas 4 e 5 apresentam a composição química do material de adição e suas propriedades mecânicas, respectivamente.

Tabela 4 - Composição química metal de adição, % peso.

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V
0.09	0.90	1.60	0.010	0.010	0.20	0.005	0.025	0.003	0.004

Tabela 5 - Propriedades mecânicas do AWS A5.18-E70S-6.

LIMITE DE ESCOAMENTO	LIMITE DE RESISTÊNCIA	ALONGAMENTO	REDUÇÃO DE ÁREA	ENERGIA CHARPY (-29 °C)
$\sigma_{Y 0.2\%}$ [MPa]	σ_U [MPa]	%	%	J
450	550	25	50	60

3.1.4 Ensaios Mecânicos

3.1.4.1 Ensaio de tração

O ensaio de tração foi realizado no Laboratório de Ensaios Mecânicos (LEM) da PUC-Rio. O procedimento foi executado conforme a Norma ASTM E-8, com uma velocidade de deslocamento do travessão de 1 mm/min. Os resultados podem ser vistos na Tabela 6.

O ensaio foi realizado em uma máquina universal de ensaios marca INSTRON, número de série 6233, capacidade de 100 kN. A máquina foi calibrada pelo ITUC (Instituto Tecnológico da PUC-Rio) conforme certificados 078-1/16 e 078-2/16.

Tabela 6 – Resultados de limite de escoamento e de resistência para o metal de base.

	LIMITE DE ESCOAMENTO [MPa]	LIMITE DE RESISTÊNCIA [MPa]
CP1	379,8	511,9
CP2	340,1	483,6
CP3	340,2	505,1
Media	353,4	500,2
DesvPad	18,7	12,1

3.1.4.2 Caracterização de Microdureza Vickers

O teste da microdureza Vickers se refere a identificações realizadas por indentador piramidal de diamante com aplicação de cargas estáticas inferiores a 1 kgf.

A superfície a ser testada geralmente requer um acabamento metalográfico. Quanto menor a carga de teste, maior o grau de acabamento superficial necessário. Assim sendo, os corpos de prova foram cortados e embutidos com resina termofixa de cura a quente (baquelite), para garantir planicidade das amostras. Na sequência, foram lixadas com lixas de granulometria de #220, #320 e #500 e depois polidas com pasta de diamante de granulção de 6 µm, 3 µm e 1 µm.

As amostras foram submetidas ao teste de microdureza Vickers, utilizando-se o microdurômetro HMV 2T MicroHardness Tester (Shimadzu Corp., Kyoto, Japão), Figura 36. A carga utilizada foi 1000 gramas com tempo de penetração de 10 segundos. Os procedimentos foram realizados no Laboratório de Metalografia e Tratamentos Térmicos (LMTT/PUC-rio)

Foram realizadas 15 identações em cada amostra, sendo 1 mm a distância entre elas.

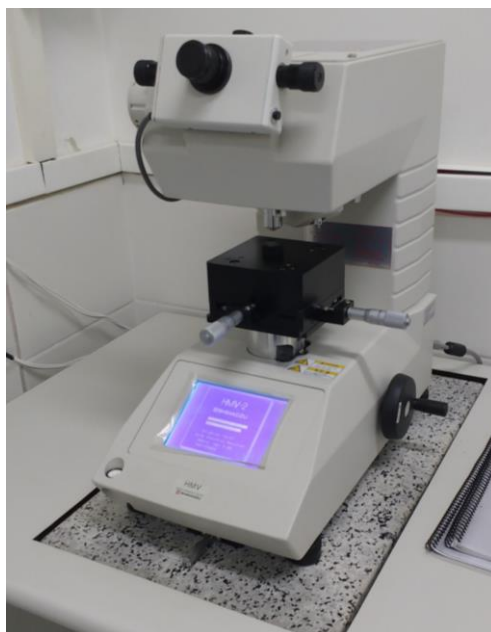


Figura 36 – Microdurômetro empregado para medições de microdureza.

3.1.5 Análise Metalográfica

As análises de macrografia do metal de base, zona fundida e da ZTA das amostras foram realizadas no LMTT/PUC-Rio. O equipamento empregado para tal análise foi um estereomicroscópio trinocular modelo Stereo Discovery V8, câmera AxioCam modelo iCc1. O equipamento pode ser visualizado na Figura 37.

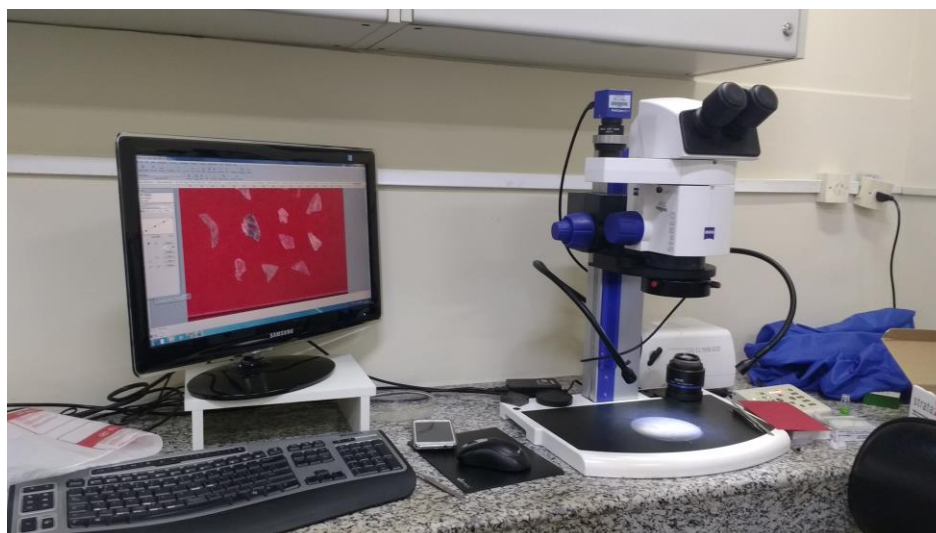


Figura 37 – Estereomicroscópio utilizado nas análises macrográficas.

3.1.6 Soldagem

3.1.6.1 Instrumentação dos Corpos de Prova

Os termopares utilizados são do tipo K modelo MTK-01 do fabricante Minipa. O posicionamento na superfície da chapa foi realizado sobre 3 linhas paralelas ao cordão de solda, de modo a coletar dados no volume de material próximo ao cordão.

A Figura 38 apresenta o esquema de distribuição dos termopares na superfície das chapas. Para instrumentação com os termopares utilizou-se uma unidade de fixação de termopares por descarga capacitiva (TAU - *Thermocouple Attachment Unit*), Figura 39. A fixação ocorre através da passagem de corrente entre o termopar e a chapa, provocando uma fusão pontual.

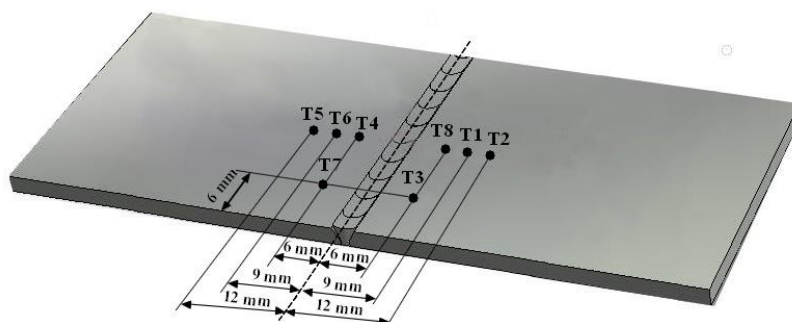


Figura 38 – Representação esquemática da distribuição dos termopares.

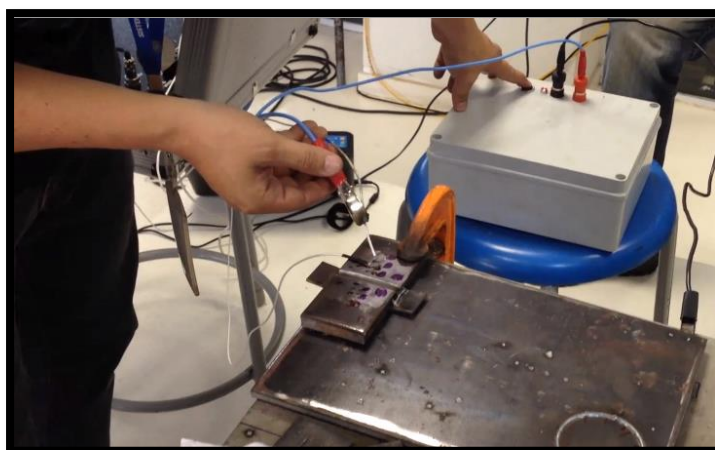


Figura 39 – Instrumentação dos corpos de prova.

A aquisição de temperatura foi feita mediante um sistema de aquisição e registro de dados, modelo SAP-V 4.28, fabricante IMC soldagem. O equipamento pode ser visto na Figura 40.

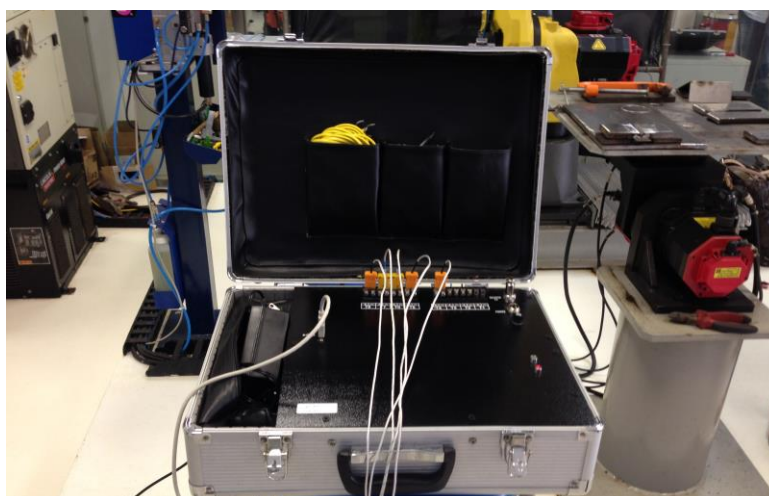


Figura 40 – Sistema de aquisição e registro de dados.

3.1.6.2 Processo de Soldagem

O procedimento foi realizado no Instituto SENAI de Tecnologia Solda – RJ. O equipamento utilizado foi um robô de solda modelo ARC mate 120iC, dos fabricantes Fanuc e Lincoln Eletric, Figura 41.

Na Figura 42, a poça de fusão pode ser vista ainda incandescente poucos instantes após a passagem da tocha no processo de soldagem.

A seguir estão descritos os parâmetros utilizados nos procedimentos experimentais de soldagem.

- Processo de soldagem: MAG;
- Tipo de junta e dimensões: “V” simples;
- Gás de proteção: Corgon 20 (20% CO₂ + 80% Ar);
- Consumíveis de soldagem: especificação AWS ER70S-6;
- Bitola do consumível: diâmetro de 1,0 mm;
- Tipo de corrente: CC;
- Diâmetro do bocal da tocha: 15 mm;
- Velocidade de soldagem: 2 – 3 mm/s;



Figura 41 - Robô de solda utilizado no processo de soldagem.

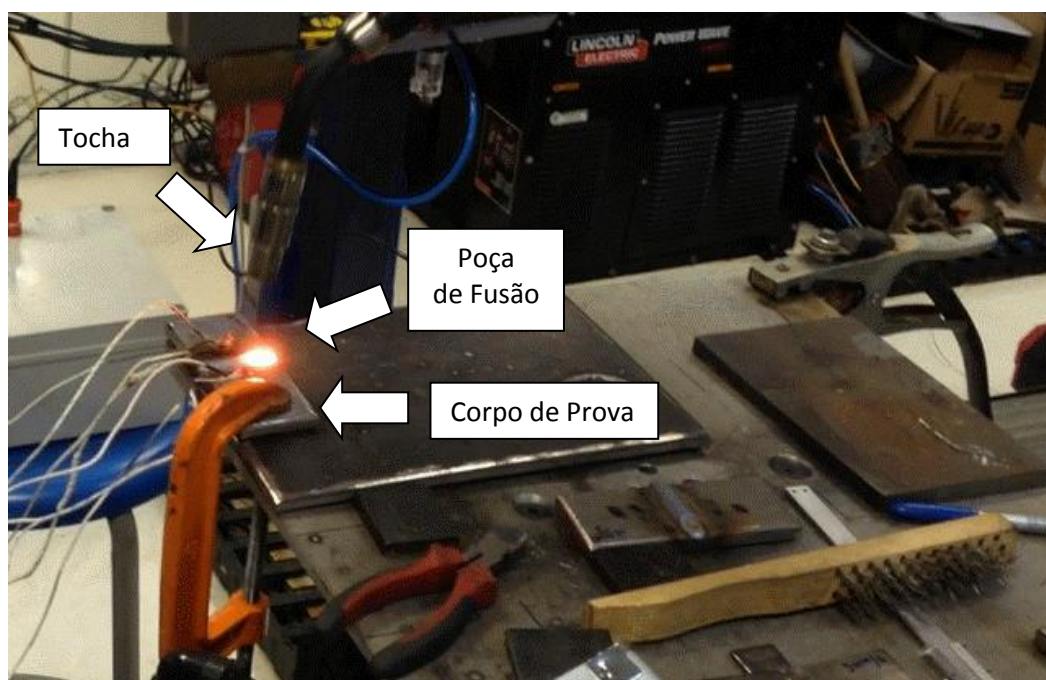


Figura 42 – Processo de soldagem MAG.

3.1.7 Medições de Tensões Residuais

3.1.7.1 Preparação das Amostras

Para que haja na estrutura cristalina do material avaliado uma difração satisfatória dos raios-X incidentes, as superfícies dos corpos de prova devem estar devidamente limpas e livres de sujeiras, óleos ou óxidos. Para tal, o Laboratório de Análise de Tensões (LAT) da UFF utiliza como procedimento padrão para preparação das amostras um polimento eletrolítico na área a ser analisada.

O polimento eletrolítico foi realizado com auxílio de um dispositivo desenvolvido no LAT alimentado por uma fonte de alimentação DC Minipa MPL 1303-M, o procedimento pode ser visualizado na Figura 43.

As condições de polimento foram:

- Eletrólito: 700 ml de álcool etílico, 120 ml de água destilada, 100 ml de butil glicol, e 68 ml de ácido perclórico;
- Tensão: 31,4 V;
- Corrente: 0,22 A;
- Tempo: 300 s.



Figura 43 – Preparação das amostras com polimento eletrolítico.

Nos casos em que o polimento eletrolítico não foi suficiente devido ao alto grau de oxidação de algumas amostras, foi realizada uma decapagem com solução de Clark no Laboratório de Corrosão - LabCorr/PEMM/COPPE/UFRJ.

O procedimento para remoção dos óxidos inicia-se com imersão do corpo de prova na solução de Clark por um período de 60 segundos. Posteriormente, o material é imerso em álcool etílico (70°) por 30 segundos e, na sequência, é submetido à limpeza por ultrassom em água destilada no período de 300 s.

A solução de Clark pode ser obtida pela seguinte composição:

- 20 g de Sb_2O_3 ;
- 50 g de SnCl_2
- 1 L de HCl

3.1.7.2 Técnica de Difração de Raios-X

No Laboratório de Análise de Tensões (LAT/UFF) as tensões residuais das juntas soldadas foram analisadas por difração de raios-X, pela técnica do $\sin^2 \psi$ nas direções, longitudinal (L) e transversal (T), e nos locais, conforme indicados na Figura 44. Foi usado um equipamento analisador de tensões *StressRad* (Figura 45), com os parâmetros apresentados na Tabela 7.

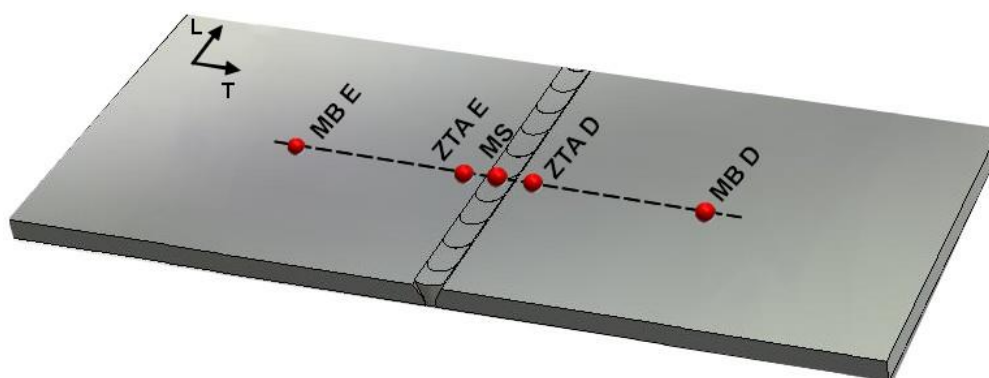


Figura 44 - Locais e direções de medição das tensões residuais nas juntas.



Figura 45 - Analisador de tensões *StressRad* (LAT/UFF).

Tabela 7 - Parâmetros utilizados no sistema de análise das tensões residuais.

Diâmetro do Colimador (mm)	1
Ângulo de incidência (2θ)	156,2°
Plano de difração (hkl)	(211)
Radiação	CrK α
Comprimento de onda (λ) CrK α	2,2909 Å
Corrente (mA)	6,0
Tensão (kV)	25
Ângulo de inclinação (ψ)	0°; 21°; 30°; 38°; 45°
Tempo de exposição em cada ângulo ψ (s)	20

O *software* do analisador de tensões determina o valor da tensão, bem como a incerteza de medição subjacente em cada local analisado.

3.2. Modelagem Numérica

As simulações numéricas foram desenvolvidas com auxílio do programa comercial de análise por elementos finitos ANSYS, versão 16.2. Para início da análise, é preciso que seja definido no seu pré_processador, *Ansys Workbench*, a principal interface do programa, os sistemas (*plugins*) que serão utilizados. Uma análise transiente termo-estrutural acoplada do processo de soldagem pode ser definida através da conexão dos *plugins* transiente térmico e transiente estrutural, como visto na Figura 46.

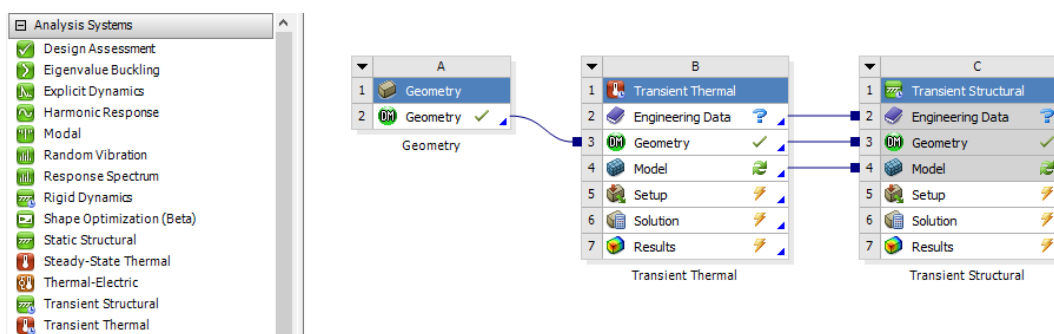


Figura 46 – Esquema de acoplamento de fenômenos físicos no processo de soldagem.

A calibração do modelo térmico foi realizada mediante uso de dados experimentais e aquisição de temperatura com sensores termopares e análises metalográficas.

Uma vez calibrados os modelos térmicos, seus resultados entram como carregamento na análise estrutural. O resultado final da análise estrutural, havendo deformação plástica, resultará em uma distribuição de tensões residuais nas regiões que ultrapassaram a tensão de escoamento do material. Assim, os valores das tensões residuais previstas pelo modelo durante o processo de soldagem são comparados aos dados experimentais obtidos através da técnica de difração de raios-X.

A modelagem numérica pode basicamente ser dividida em 3 etapas:

- I. Pré-processamento (criação do modelo da amostra, aplicação das condições de contorno térmicas e estruturais e propriedades termo-físicas e de materiais, variando com a temperatura),
- II. Solução em análise não-linear transiente e elasto-plástica,
- III. Pós-processamento (Obtenção dos Resultados de Temperatura, Tensão e Deformação).

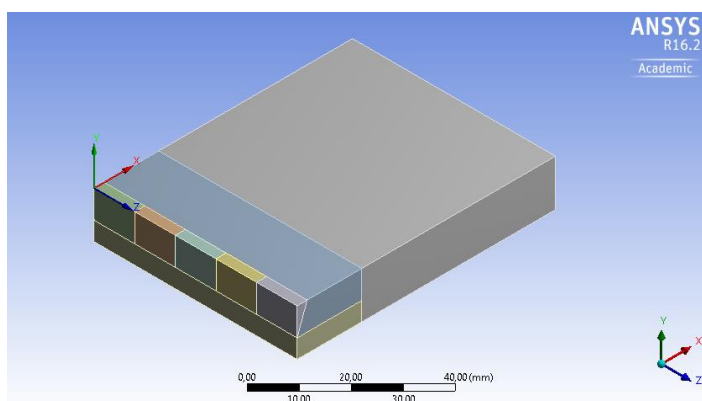
3.2.1 Criação do Modelo (protótipo virtual)

3.2.1.1 Definição da geometria e materiais

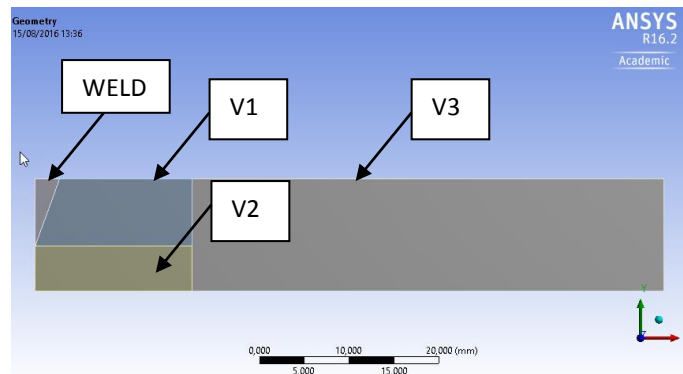
Foram avaliadas neste trabalho duas diferentes geometrias de amostras. A primeira (chanfro) representa um cordão de solda depositado em uma junta de topo, com chanfro em V único com 20° no bisel. A segunda (plana) representa um cordão depositado em uma superfície plana, sem corte e chanfro, reproduzindo uma operação de revestimento.

O grande diferencial na modelagem numérica deste trabalho é a utilização da técnica “*Birth & Death*”. Para que sua aplicação fosse mais bem empregada, a geometria dos cordões de solda foi dividida em 5 partes para que essas fossem ativadas de acordo com a passagem da fonte de calor. Essa questão será mais bem esclarecida no item 3.2.2.1, que descreve a análise térmica desacoplada.

As geometrias foram construídas no módulo *Design Modeler* do ANSYS e os volumes criados podem ser vistos nas Figuras 47 e 48, são eles: V1, V2, V3 e WELD. Sendo WELD o conjunto dos 5 volumes do cordão.

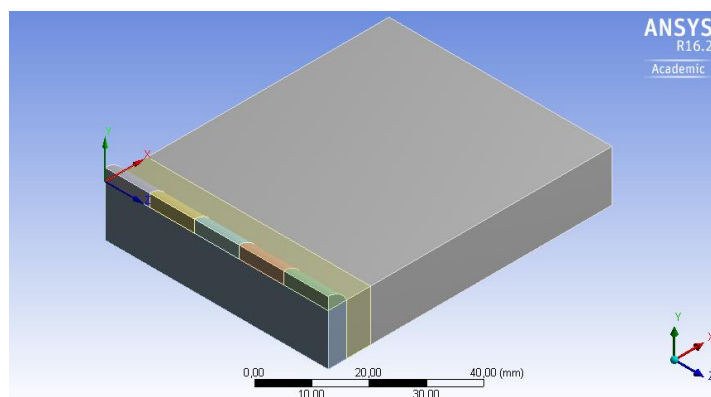


(a)



(b)

Figura 47 – Geometria do modelo com chanfro. (a) Vista isométrica;(b) Vista lateral.



(a)

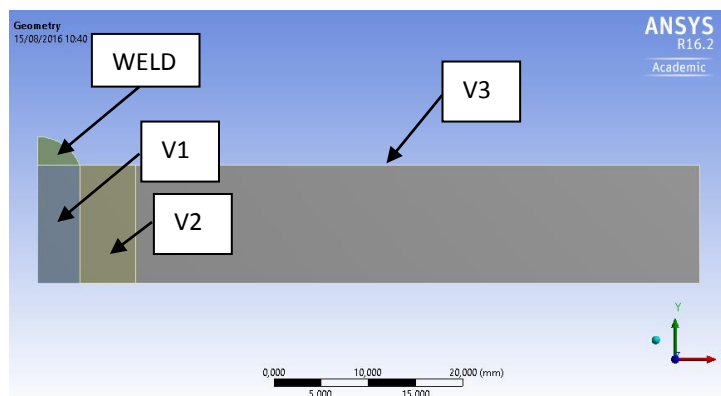


Figura 48 - Geometria do modelo plano. (a) Vista isométrica;(b) Vista lateral.

3.2.1.2 Geração de malha e elementos

Em vista da obtenção de melhores resultados, é necessário que as áreas de interesse tenham maior refino de malha. No caso do processo de soldagem, essas áreas são a zona fundida e a zona termicamente afetada.

É altamente recomendado que o modelo sólido 3D da amostra seja fracionado em menores partes, pois isto facilita o refinamento da área próxima à zona fundida. Esse procedimento é feito na etapa de desenho do modelo, no *Design Modeler*. Há dois meios principais de definir a interação entre as partes criadas, são eles: *multi-body part* e *contact*.

Basicamente, a diferença é o comportamento dos elementos na fronteira entre eles. Em *multi-body part*, as duas áreas compartilham a mesma interface, os mesmos nós. Assim, a malha é contínua no limite das áreas. Em *contact*, cada área tem a sua interface própria e, por isso, apresenta malhas independentes entre si.

Idealmente, *multi-body part* é a melhor escolha, pois a malha é contínua nas áreas de interesse, e consequentemente; também o são os resultados. Por outro lado, é extremamente difícil alcançar uma malha bem mapeada usando *multi-body part* em geometrias muito complexas. Neste caso, usa-se *contact*.

No presente trabalho, usou-se a definição de *multi-body part* entre os volumes representados por V1, V2 e WELD. No que se refere ao tamanho dos elementos, foi utilizada o mesmo tamanho de malha nos volumes no entorno do cordão. Os elementos foram dimensionados na ordem de 1 mm.

O volume representado por V3 apresenta uma malha com elementos definidos por *default* com dimensões da ordem de 1,5 mm. A geração de malha por *default* varia com a complexidade da geometria e proporciona otimização no tempo de solução e na qualidade de resultados obtidos. A malha gerada nos modelos pode ser visualizada nas Figuras 49 e 50.

Há diversos mecanismos para avaliação de qualidade da malha no ANSYS, um deles é a razão Jacobiana. A alta proporção indica baixa confiabilidade no mapeamento entre o espaço do elemento e o espaço real. Deste modo, o melhor valor da razão Jacobiana é 1.

Nos modelos gerados neste trabalho, o valor médio da razão Jacobiana foi de 1,0381; o que indica boa qualidade de malha. A tabela 8 expõe outros dados estatísticos referentes às malhas geradas, tais como quantidade de nós e elementos

Tabela 8 – Dados estatísticos da malha gerada.

Statistics	
<input type="checkbox"/> Nodes	61984
<input type="checkbox"/> Elements	13763
Mesh Metric	Jacobian Ratio
<input type="checkbox"/> Min	1,
<input type="checkbox"/> Max	2,3074
<input type="checkbox"/> Average	1,0381
<input type="checkbox"/> Standard Deviation	0,12978

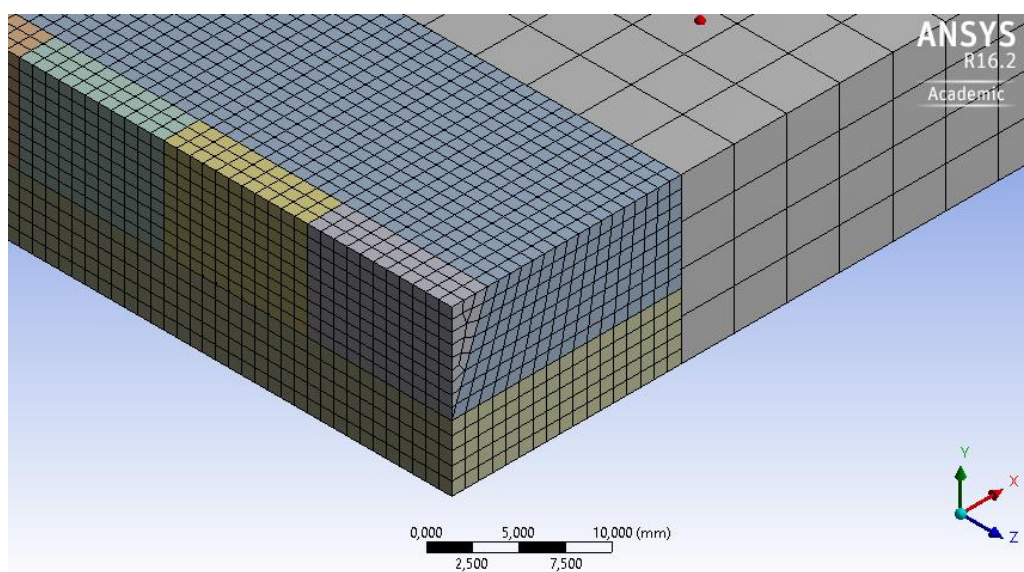


Figura 49 - Malha gerada no modelo com chanfro.

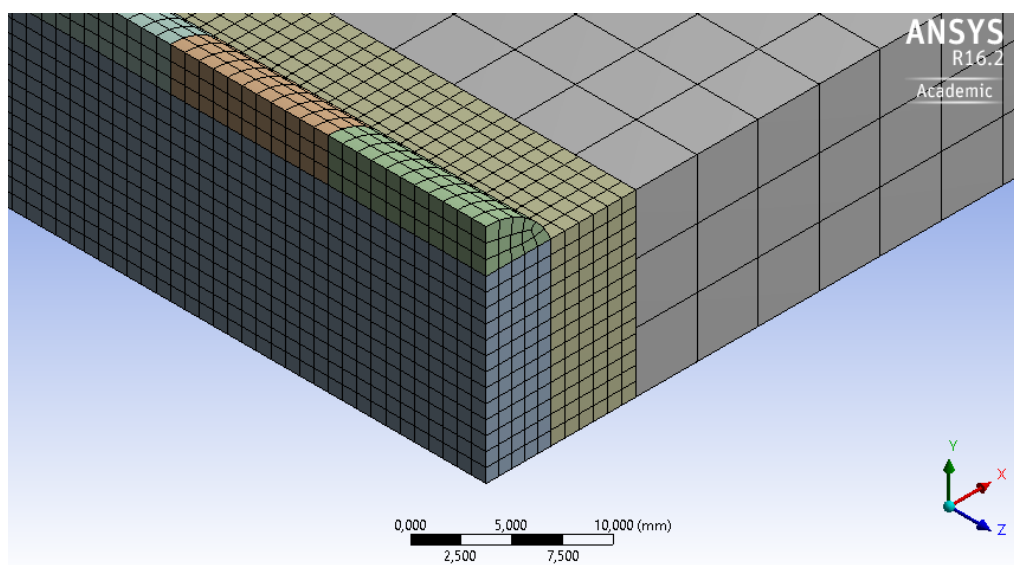


Figura 50 – Malha gerada no modelo plano.

Os elementos gerados nos presentes modelos são do tipo SOLID 90, que pode ser visualizado na Figura 51. Esses elementos são ditos de 2ª ordem, ou seja, há um nó nos vértices e nas arestas do elemento. Os elementos cujos nós estão posicionados somente nos vértices são ditos elementos de 1ª ordem.

Em análises térmicas, os elementos de 2ª ordem podem promover um melhor ajuste para formas complexas, porém há grande possibilidade de oscilações de temperatura. Além disso, quanto maior a quantidade de nós mais elevado será o tempo de simulação.

Os elementos de 1ª ordem são computacionalmente mais baratos e são menos susceptíveis a oscilações de temperatura. Diante disso, elementos de 1ª são a melhor opção em análises térmicas. No entanto, caso haja posterior análise estrutural de tensões residuais, é pertinente que elementos de 2ª sejam selecionados.

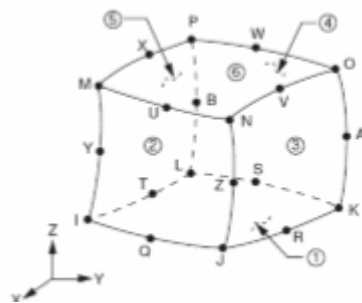


Figura 51 – Elemento SOLID 90.

3.2.2 Desenvolvimento do Modelo

As simulações foram desenvolvidas em duas etapas. A primeira é uma análise desacoplada que considera somente o processo térmico e cujos resultados são utilizados para calibrar os parâmetros da fonte de calor. Na calibração do modelo, compara-se o ciclo térmico modelado com a distribuição de temperaturas experimentalmente medidas nos termopares instalados nos corpos-de-prova durante o processo da soldagem. São empregadas também as análises metalográficas obtidas na região da ZTA. A segunda etapa, executada após o processo de calibração, envolve uma análise que considera o acoplamento termomecânico e permite avaliar o nível de tensões geradas durante o processo.

As propriedades mecânicas e termo-físicas do material variam em função da temperatura, em análise transiente não-linear elasto-plástica.

3.2.2.1 Análise Térmica Desacoplada (Geração de Calor)

O modelo proposto por Goldak *et al.* (1994) é amplamente aplicado para representar a fonte de calor associada à fonte de soldagem [4]. Nos modelos tridimensionais é aplicada a Equação 47 que utiliza dois sistemas de coordenadas. Um sistema é móvel e está localizado no centro da fonte e outro está fixo em um plano de referência.

Na análise térmica, são considerados os fenômenos térmicos de geração de calor pela fonte e transferência de calor por condução e convecção. A perda de calor por radiação não é considerada nas referidas análises. A temperatura ambiente foi considerada à 22°C.

Como um fator diferencial, foi aplicada a técnica conhecida como “*Birth & Death*”. Em um método tradicional de simulação térmica, o cordão de solda é considerado presente desde o início da simulação. Apesar de boa concordância dos resultados, esse método não representa fielmente a realidade, uma vez que o material do cordão de solda vai sendo depositado ao longo do processo.

Na técnica “*Birth & Death*” [34], à medida que a fonte de calor se desloca, os elementos da malha gerada no cordão de solda, que estavam desativados, vão sendo ativados. A ativação dos elementos simula a deposição de material à medida que a fonte de calor avança. Assim sendo, essa técnica tem melhor aproximação com a realidade.

Nos modelos desenvolvidos neste trabalho, o cordão foi dividido em 5 volumes e a cada um deles foi atribuída uma nomenclatura, tais como: WELD1, WELD2, WELD3, WELD4 e WELD 5. Ao cordão inteiro foi dado o nome de WELD.

Esse fracionamento do cordão favoreceu a melhor concepção da macro APDL (Ansys Parametric Design Language) [34] referente à fonte de calor. Basicamente, a macro se inicia com a desativação de todos os elementos pertencentes ao volume WELD. Ou seja, ainda não há um cordão. Quando a fonte de calor inicia seu movimento, o volume WELD1 é ativado, assim como todos os outros volumes, subsequentemente, até o volume WELD5.

Esse procedimento é possível mediante cálculo do centróide de cada elemento em um *loop* e posterior comparação com o posicionamento da fonte.

A fonte de calor é aplicada pelo comando BFE, em que cada coordenada do centróide dos elementos é utilizada na equação de Goldak, Equação 47.

As condições de contorno de convecção dos modelos com chanfro e sem chanfro foram aplicadas de duas maneiras distintas: às superfícies dos volumes V1,V2 e V3, que tiveram seus elementos ativos em toda a simulação, foram atribuídas as curvas de convecção diretamente na interface do *Mechanical*, pelo item *convection*; para as superfícies do cordão de solda, que foram surgindo no decorrer da simulação, foi necessária a criação de nomenclaturas e posterior ativação dos elementos via macro APDL.

As superfícies foram nomeadas da seguinte forma: CONV1 (referente à superfície de WELD1 + superfícies onde posteriormente serão depositados os volumes WELD2, WELD3, WELD4 e WELD5), CONV2 (referente à superfície de WELD1 + WELD2 + superfícies onde posteriormente serão depositados os volumes WELD3, WELD4, WELD5) e assim, subsequentemente até CONV5.

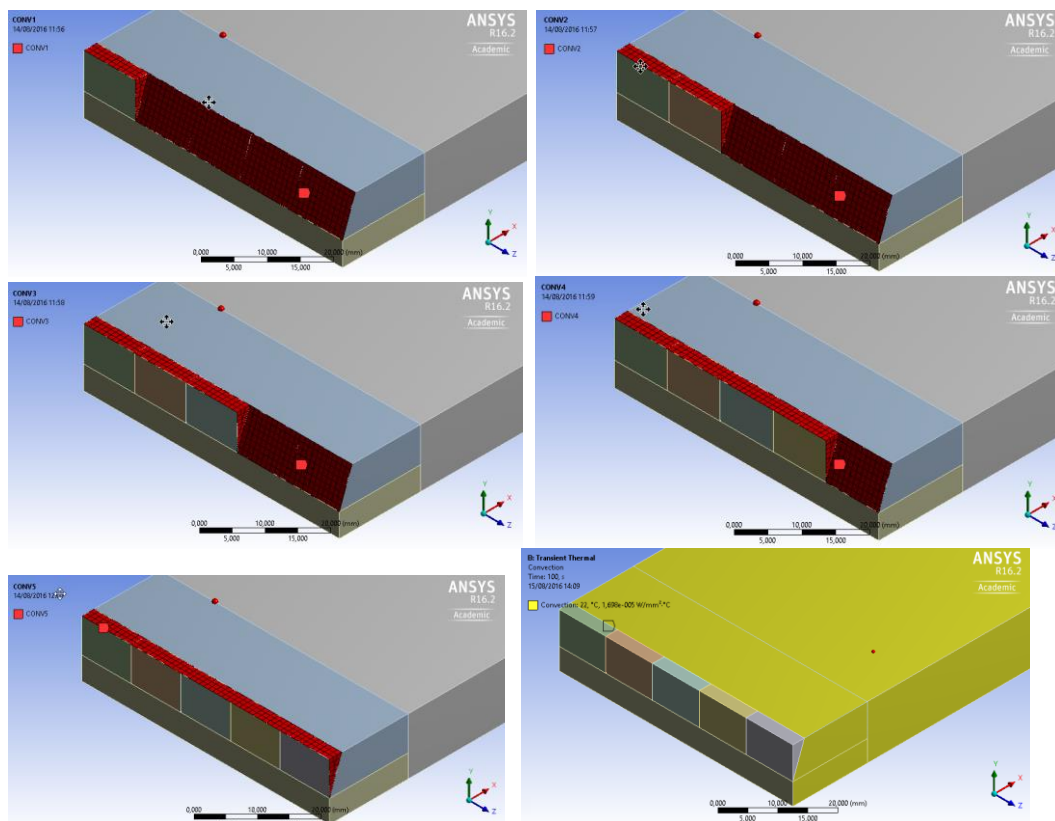


Figura 52 – Condições de contorno térmico para amostras com chanfro

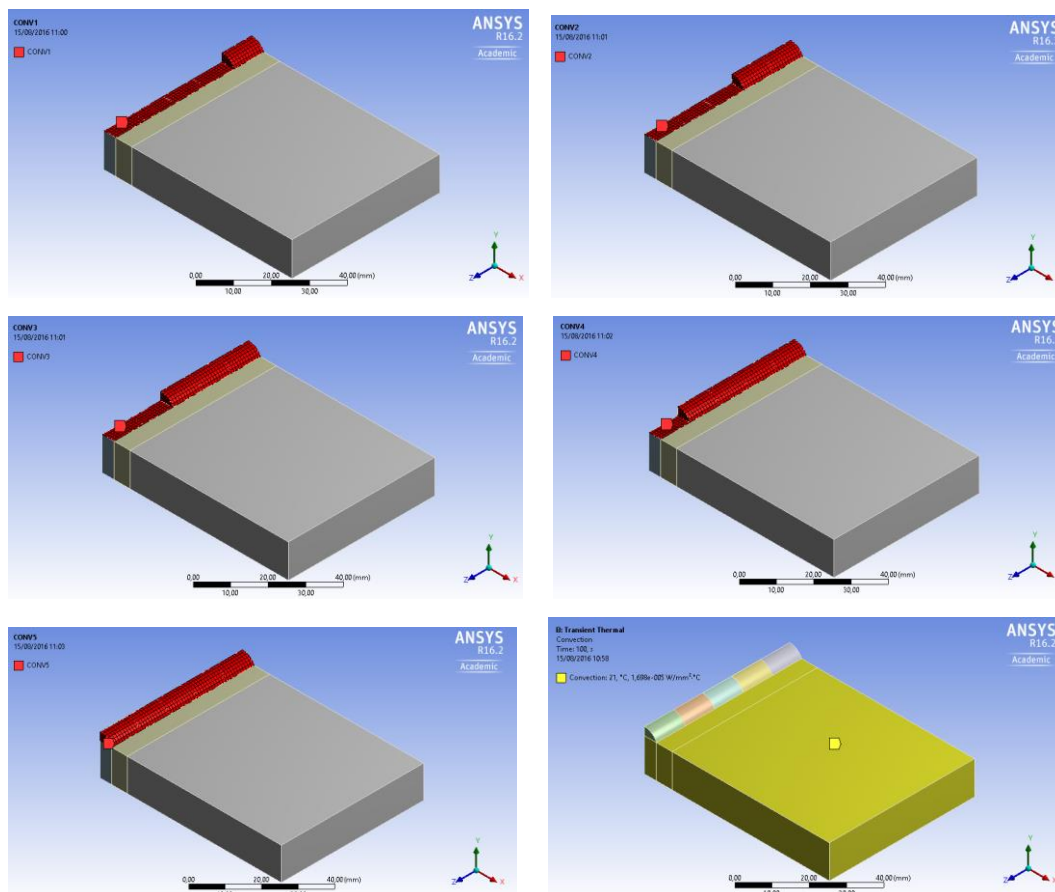


Figura 53 - Condições de contorno térmico para amostras planas.

Tabela 9 - Propriedades do aço baixo carbono em função da temperatura.

T (°C)	K (W/m/°C)	C (J/kg/°C)	h_f (W/m ² /°C)	α (10 ⁻⁵ °C ⁻¹)
0	52	500	2,5	1,1
200	50	550	6,5	1,2
400	43	600	7	1,35
600	37	800	7,5	1,45
800	26	950	8	1,5
1000	28	950	8,2	1,5
1200	30	950	8,4	1,5
1400	33	950	8,6	1,5
1600	120	950	9,2	1,5
1800	120	950	9,2	1,5
2000	120	950	9,2	1,5

3.2.2.2 Calibração e Ajuste dos Parâmetros da Fonte de Calor

A calibração dos modelos implica no ajuste dos parâmetros a , b , c_1 e c_2 atribuídos ao modelo de fonte de calor (Equação 47). Esses parâmetros são definidos a partir de valores experimentais relativos à extensão da ZTA aferida através de análise macroestrutural.

Os parâmetros a e b estão relacionados à largura e à profundidade da fonte de soldagem que, respectivamente, estão associados com a largura e profundidade da ZTA e ZF. Como pode ser visto na Figura 54.

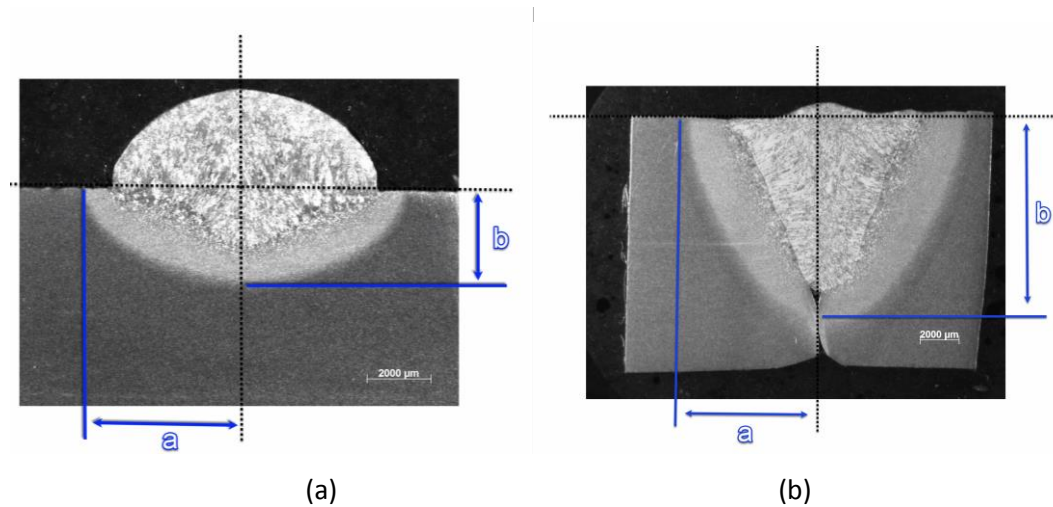


Figura 54 – Macrografias (a) Amostra plana. (b) Amostra chanfrada.

Os parâmetros c_1 e c_2 estão relacionados com o comprimento da fonte de soldagem. Neste caso, quando não há dado experimental disponível, uma boa estimativa é [34]:

- $c_1 = 0.5 \cdot a$
- $c_2 = 2.0 \cdot a$

É possível também prever a fração de deposição de calor nos quadrantes frontal e posterior segundo as Equações 60 e 61 [34].

$$f_F = \frac{2 \cdot c_1}{c_1 + c_2} \quad (61)$$

$$f_R = \frac{2 \cdot c_2}{c_1 + c_2} \quad (62)$$

3.2.2.3 Análise de Tensões com Acoplamento Termomecânico

O modelo considera elastoplasticidade com endurecimento cinemático bilinear, à vista disto foi adotado o modelo BKIN (*bilinear kinematic hardening*) de material 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, segundo Chen et al [41].

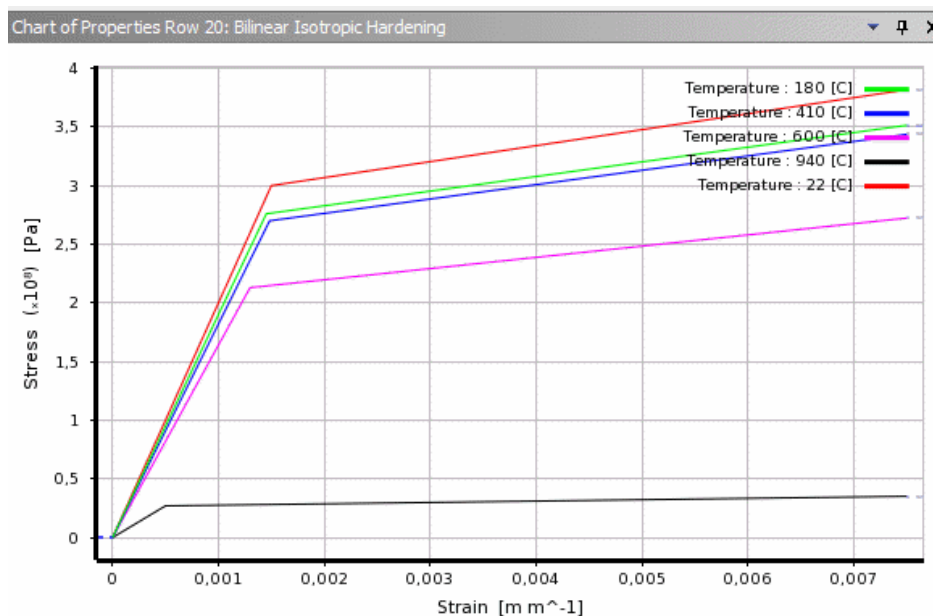


Figura 55 – Curvas Tensão versus Deformação, dependentes da temperatura.

A fim de reduzir o tempo e esforço computacional foi imposta uma condição de simetria no plano yz, reduzindo a análise pela metade. Para tal fim, as faces representadas pela área hachurada na Figura 56 foram restringidas no eixo x .

A condição de simetria foi definida com maior detalhamento na Tabela 10, em que foram selecionadas as faces onde houve restrição de deslocamento e também as condições de cada componente do sistema de coordenadas.

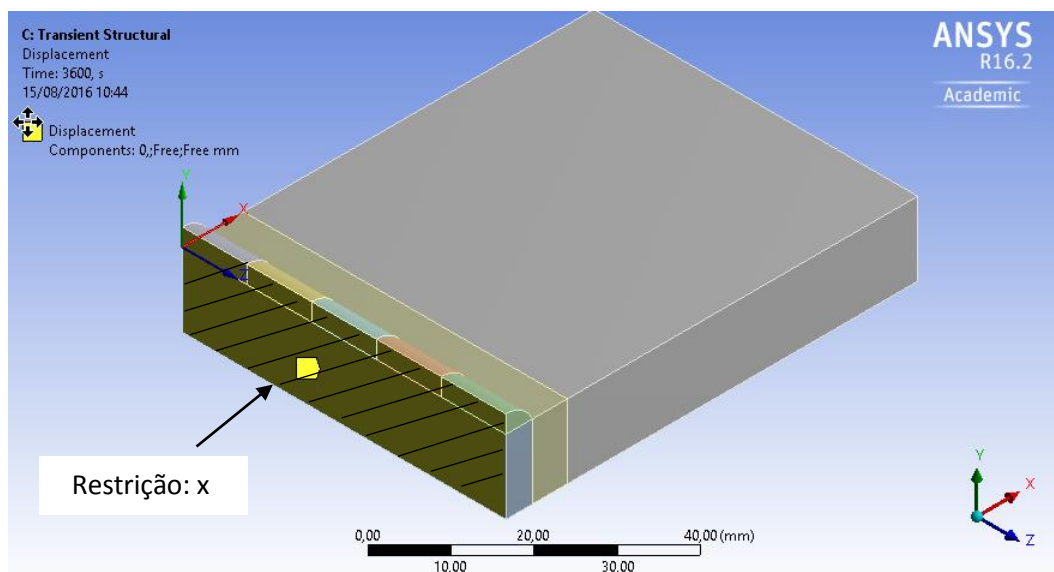


Figura 56 – Condição de simetria na área hachurada. Restrição em x.

Tabela 10 – Condições de simetria com restrição no eixo x.

Details of "Displacement"	
[-] Scope	
Scoping Method	Geometry Selection
Geometry	6 Faces
[-] Definition	
ID (Beta)	103
Type	Displacement
Define By	Components
Coordinate System	Global Coordinate System
<input type="checkbox"/> X Component	0, mm (step applied)
<input checked="" type="checkbox"/> Y Component	Free
<input checked="" type="checkbox"/> Z Component	Free
Suppressed	No

Foram impostas também diferentes condições de contorno geométrico que serão avaliadas quanto ao nível de tensões geradas em dois grupos de simulações distintas.

As condições de contorno A se referem à restrição do modelo somente em uma aresta, como pode ser visto na Figura 57. Nesta condição, foram simulados os modelos C2 e C3, que são referentes às amostras chanfradas soldadas a velocidades de 2 mm/s e 3 mm/s, respectivamente. Os critérios de restrição

selecionados estão expostos na Tabela 11. Lembrando que as condições de simetria se mantêm em ambos os grupos avaliados.

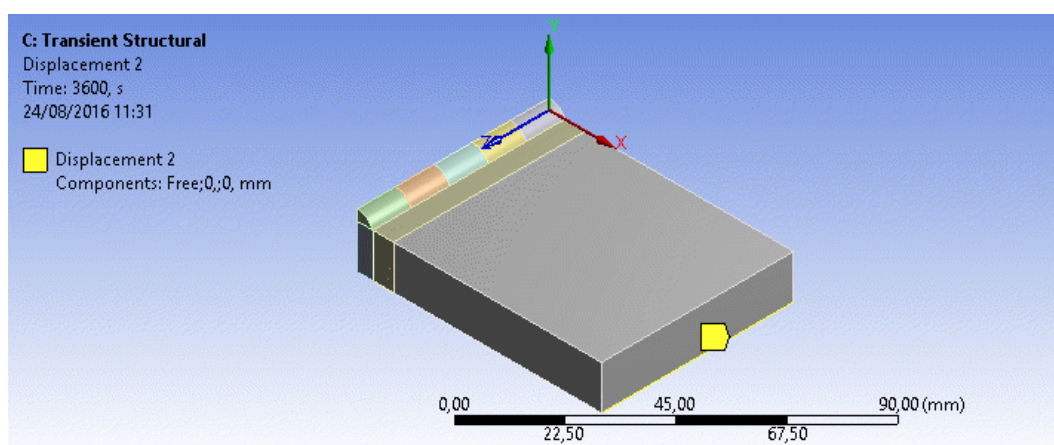


Figura 57 – Modelo restrito somente em aresta.

Tabela 11 – Critérios de restrição para condição A.

Details of "Displacement 2"	
X Component	Free
<input type="checkbox"/> Y Component	0, mm (step applied)
<input type="checkbox"/> Z Component	0, mm (step applied)

Na condição B, foram considerados, como condição de contorno geométrico, os ganchos de fixação que foram aplicados no momento da soldagem experimental em todas as amostras. Nesta condição, foram simulados os modelos P2 e P3, que são referentes às amostras planas soldadas a velocidade de 2 mm/s e 3 mm/s, respectivamente.

As condições de contorno estrutural dos ganchos de fixação podem ser visualizadas na Figura 58. A área de interesse foi selecionada através da distinção dos nós que a compõem. A seleção das áreas superior e inferior do modelo pode ser visualizada nas Tabelas 12 e 13, respectivamente.

Em todas as linhas da tabela, o critério de seleção adotado foi um dos eixos do sistema de coordenadas. Para cada um desses critérios foi atribuído uma série de seleções a fim de que, ao final, os nós de interesse estivessem selecionados.

Na Tabela 12, todos os nós presentes em $y=0$ foram selecionados na primeira linha. Na segunda linha, esses nós foram filtrados (ação *filter*) na direção x e só permaneceram os nós presentes em $40 < x < 60$. Da mesma forma, na direção z , os nós foram filtrados e selecionados na faixa $18 < z < 36$. A Tabela 13 apresenta o mesmo processo de seleção, porém referente à face inferior do modelo.

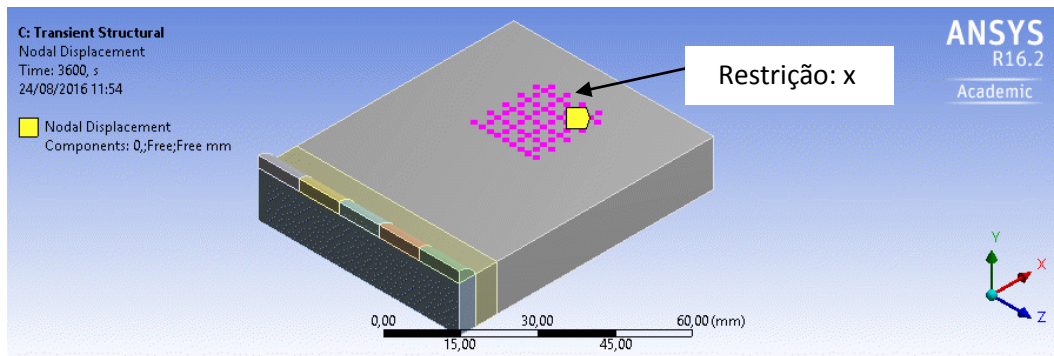


Figura 58 – Seleção dos nós referentes ao gancho de fixação. Restrição em x .

Tabela 12 – Critério de seleção dos nós da face superior do modelo.

Action	Type	Criterion	Operator	Units	Value	Lower B.	Upper B.	Coord. S...
Add	M.Node	LocationY	Equal	mm	0,0	N/A	N/A	Global Coor
Filter	M.Node	LocationX	Range	mm	N/A	40	60	Global Coor
Filter	M.Node	LocationZ	Range	mm	N/A	18	36	Global Coor

Tabela 13 - Critério de seleção dos nós da face inferior do modelo.

Action	Type	Criterion	Operator	Units	Value	Lower B.	Upper B.	Coord. S...
Add	M.Node	LocationY	Equal	mm	-12,5	N/A	N/A	Global Coor
Filter	M.Node	LocationX	Range	mm	N/A	40	60	Global Coor
Filter	M.Node	LocationZ	Range	mm	N/A	18	36	Global Coor

4 Resultados e Discussão

Neste capítulo são apresentados os resultados das simulações numéricas e dos procedimentos experimentais.

Os experimentos envolvem o levantamento de ciclos térmicos em determinados pontos mediante aquisição de temperatura com termopares em processo de soldagem MAG, que serviram como parâmetros para calibração dos modelos numéricos.

Foram realizados também ensaios para caracterização do material, tais como, análise química e ensaio de tração. Por fim, para estudo da junta soldada resultante foram realizados ensaio de microdureza, análise macrográfica e medição das tensões residuais pela técnica de difração de raios-X.

4.1. Medição Numérica e Experimental de Temperatura

A medição da temperatura no decorrer do processo de soldagem foi realizada mediante fixação de 8 termopares instrumentados de acordo com a Figura 39 do Capítulo 3.1.6.1.

Devido à grande quantidade de curvas ruidosas, optou-se por escolher somente uma curva de temperatura para cada amostra, o que reduziu o nível da complexidade de calibração para aquém do inicialmente esperado. As curvas selecionadas foram obtidas pelos termopares T2 para a amostra C2 e o termopar T3 para as amostras C3, P2 e P3.

As curvas de temperatura obtidas experimentalmente serão apresentadas no item 4.1.2, referente à calibração do modelo.

4.1.1. Análise Metalográfica

Uma análise macrográfica foi realizada na seção transversal da junta soldada com finalidade de medir as extensões da ZTA e da Zona Fundida. A macrografia obtida das amostras C2, C3, P2 e P3 podem ser visualizadas na Figuras 59, 60, 61, 62; respectivamente.

Os valores de largura (a) e profundidade (b) foram obtidos mediante aplicação de linhas de grade em um programa de edição de imagem e posterior analogia às escalas presentes na figura. Os resultados estão apresentados na Tabela 14. Foram realizadas também medição de microdureza para confirmar os resultados.

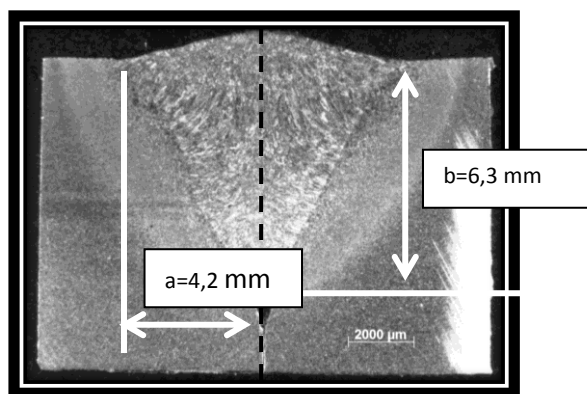


Figura 59 – Macrografia amostra C2.

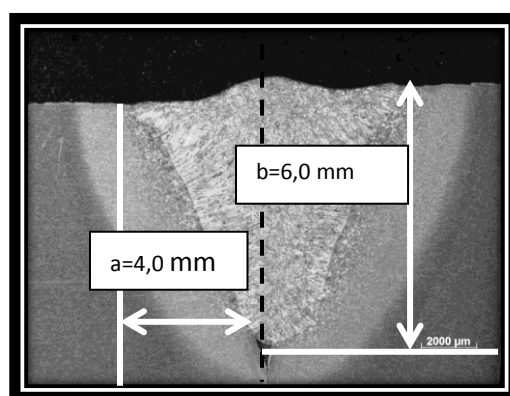


Figura 60 – Macrografia amostra C3.

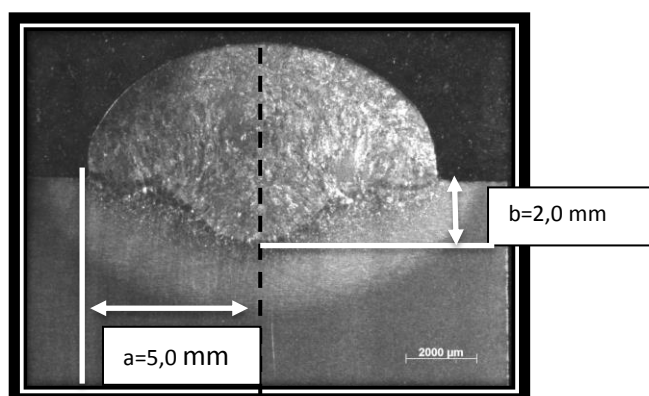


Figura 61 – Macrografia amostra P2.

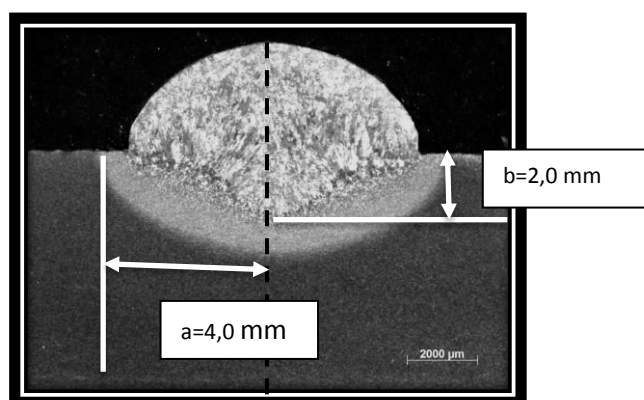


Figura 62 – Macrografia amostra P3.

Tabela 14 – Extensão da ZTA e da zona fundida para as amostras C2, C3, P2 e P3.

	a (mm)	b (mm)
ZTA + ZF (C2)	4,2	6,3
ZTA + ZF (C3)	4,0	6,0
ZTA + ZF (P2)	5,0	2,0
ZTA + ZF (P3)	4,0	2,0

4.1.2. Perfil de Microdureza

Com o intuito de certificar que os resultados obtidos por análise visual foram coerentes, traçou-se um perfil de microdureza na junta soldada de todas as amostras (C2, C3, P2 e P3), sobre uma reta denominada A. As identificações

realizadas possuem um espaçamento de 1 mm entre elas, o que auxiliou na aferição da extensão da ZTA. Por se tratar de uma reta paralela à superfície só foi possível obter valores do parâmetro “a”. Os resultados podem ser conferidos na Figura 63.

Pode-se perceber a grande variação de microdureza no decorrer das juntas soldadas avaliadas, como esperado. Nas amostras planas, verificou-se um pico nos valores de microdureza nas regiões entre 2 mm e 4 mm de distância do centro do cordão. Analisando a macrografia, identifica-se uma tonalidade mais escura da microestrutura, o que caracteriza alto teor de Carbono e, como consequência, alto valor de microdureza.

Para identificar o limite entre ZTA e metal de base, deve-se observar o ponto em que há uma queda acentuada dos valores de microdureza até o valor de microdureza que caracteriza o metal de base, no caso do aço 1020, 160 HV1 aproximadamente. Diante disso, pode-se afirmar que o limite entre ZTA e metal de base pode estar na faixa de 4 mm até 6 mm. Esses valores estão coerentes com os valores atribuídos ao parâmetro “a” por análise de macrografia das amostras.

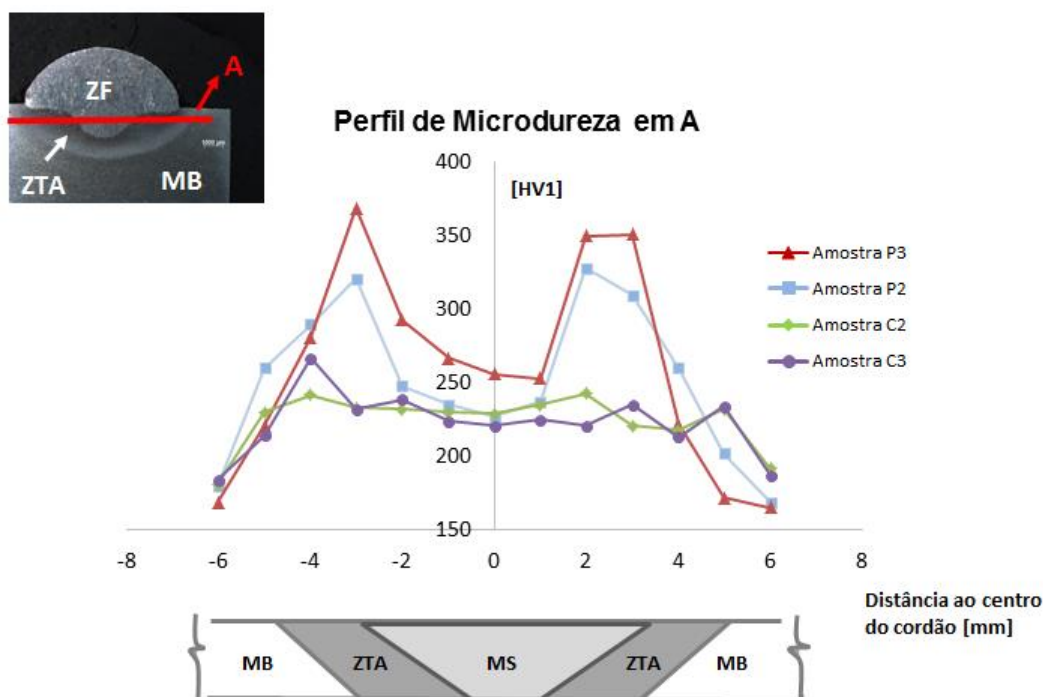


Figura 63 – Perfil de microdureza na seção transversal do cordão.

4.2. Simulações Numéricas

A análise numérica foi conduzida em quatro modelos tridimensionais com análise acoplada entre os campos de temperatura e de tensões.

Com o propósito de validar os modelos numéricos, os resultados gerados nas análises foram calibrados com dados experimentais e para tal foram aplicadas duas metodologias.

São elas:

- Comparação da extensão da ZTA e ZF geradas pelo modelo com os valores experimentais medidos por análise macrográfica;
- Comparação entre o ciclo térmico obtido por termopares e os simulados em seus pontos correspondentes nos modelos numéricos nos chamados “*temperature probes*”, recurso do pré-processador *Workbench* do *software* Ansys, para leitura das temperaturas em pontos do modelo, definido por suas coordenadas x, y e z.

4.2.1. Calibração do Modelo

A calibração dos modelos implica no ajuste dos parâmetros a , b , c_1 e c_2 atribuídos ao modelo de fonte de calor (Equação 47). Esses parâmetros são definidos a partir de valores experimentais relativos à extensão da ZTA aferida através de análise macroestrutural.

Os parâmetros a e b foram ajustados a fim de obter-se a extensão de ZTA e ZF nas simulações semelhantes às obtidas no exame macrográfico. Posteriormente, os parâmetros c_1 e c_2 foram ajustados a fim de que o ciclo térmico obtido mediante aplicação dos termopares tivesse perfil semelhante ao obtido em simulação numérica nos mesmos pontos de referência.

A Tabela 15 apresenta o posicionamento no sistema de coordenadas do *temperature probe2* e do *temperature probe3* aplicados no modelo, que são equivalentes ao posicionamento dos termopares nos experimentos. Nas Figuras 64 e 67 podem ser vistos os posicionamentos dos *temperature probes* nos modelos.

Tabela 15 - Coordenadas do ponto selecionado no modelo numérico equivalente ao termopar T3.

Details of "Temperature Probe 3"	
Definition	
Type	Temperature
Location Method	Coordinate System
Location	Coordinate System 2
X Coordinate	6, mm
Y Coordinate	0, mm
Z Coordinate	6, mm

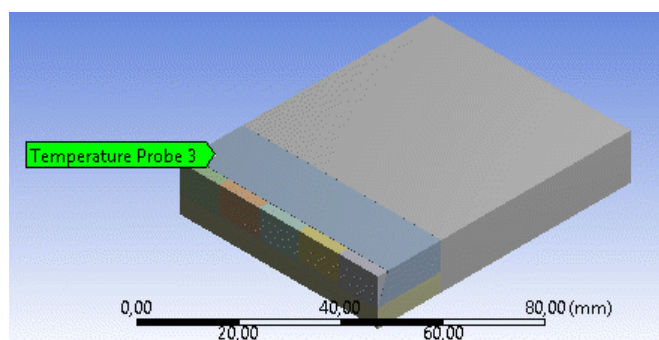


Figura 64 – Local selecionado para coleta dos dados de temperatura.

Tabela 16 - Coordenadas do ponto selecionado no modelo numérico equivalente ao termopar T2.

Details of "Temperature Probe 2"	
Definition	
Type	Temperature
Location Method	Coordinate System
Location	Coordinate System 2
X Coordinate	12, mm
Y Coordinate	0, mm
Z Coordinate	27,5 mm

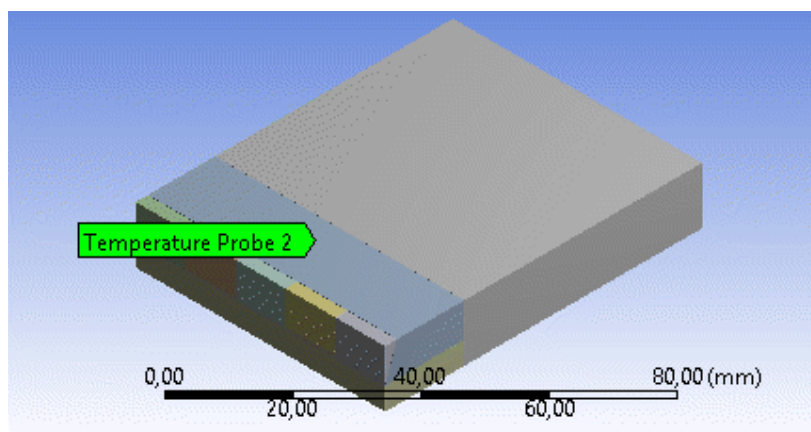


Figura 65 - Local selecionado para coleta dos dados de temperatura.

As Figuras 66 e 67 apresentam, respectivamente, os gráficos gerados na análise numérica e os resultados experimentais obtidos na soldagem da amostra C2. Os resultados experimentais foram coletados pelo termopar T2 e a análise numérica foi realizada no *temperature probe 2*. Não foi possível plotar as curvas em um mesmo gráfico devido a uma limitação do *software* utilizado para aquisição de dados, porém, ainda assim, foi possível compará-las.

Da mesma forma, as Figuras 68 e 69 apresentam, respectivamente, o gráfico gerado na análise numérica e os resultados experimentais obtidos na soldagem da amostra C3. As Figuras 70 e 71 apresentam, respectivamente, o gráfico gerado na análise numérica e os resultados experimentais obtidos na soldagem da amostra P2. As Figuras 72 e 73 apresentam, respectivamente, o gráfico gerado na análise numérica e os resultados experimentais obtidos na soldagem da amostra P3. Nos corpos de prova C3, P2 e P3 os resultados experimentais foram coletados pelo termopar T3 e os resultados de temperatura foram obtidos através do *temperature probe 3*.

Nos gráficos da amostra C2, percebe-se uma pequena diferença no valor de temperatura máxima dos ciclos térmicos em que o pico de temperatura no modelo numérico está 5% acima do pico de temperatura obtido com o termopar. Por outro lado, percebe-se uma boa concordância na taxa de aquecimento e resfriamento.

Nos gráficos da amostra C3, os valores de temperatura máxima nos ciclos térmicos ficaram equivalentes em ambos os casos. Porém, no modelo numérico as taxas de aquecimento e resfriamento foram mais acentuadas.

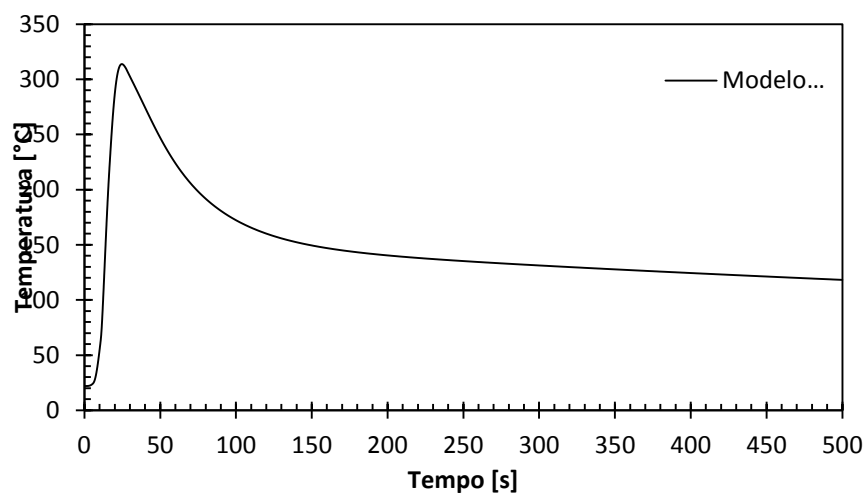


Figura 66 – Resultados gerados por análise numérica do modelo C2 (probe2).

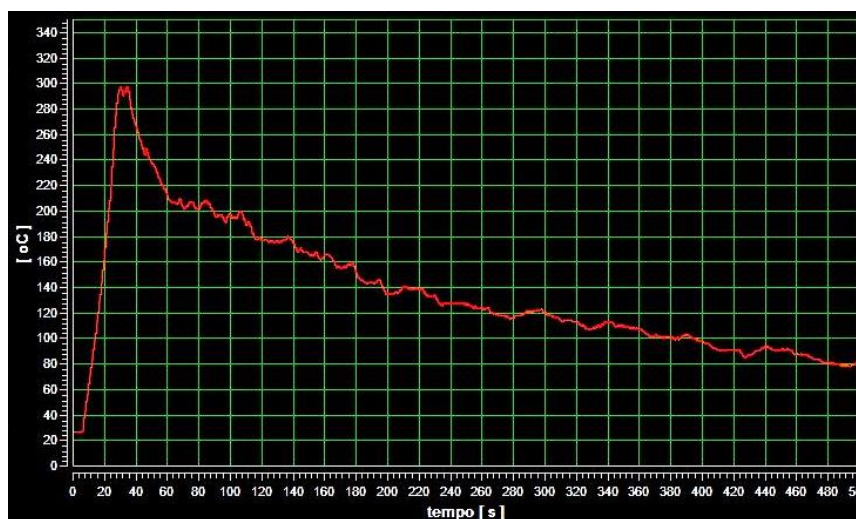


Figura 67 – Dados experimentais obtidos em termopar fixado na amostra C2 (T2).

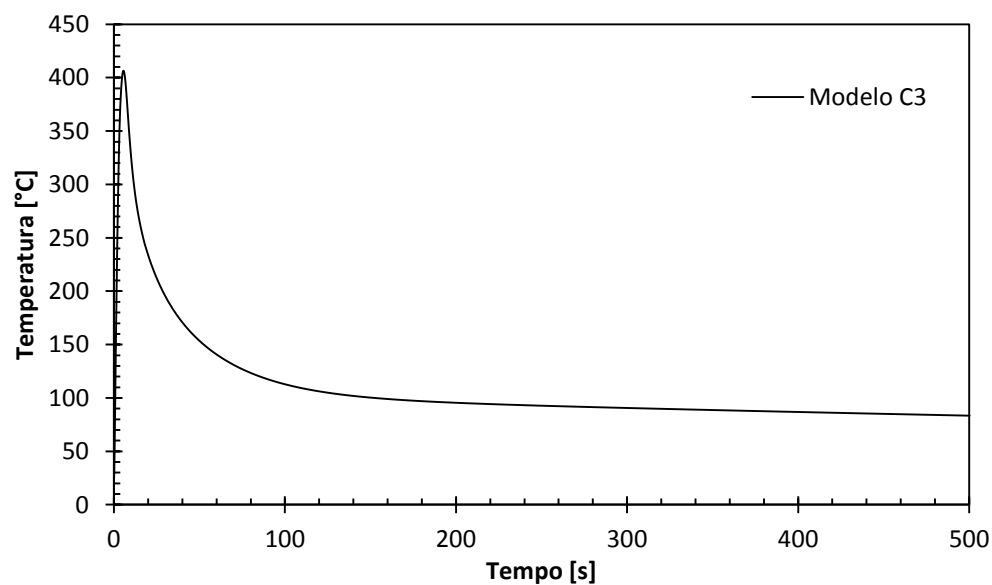


Figura 68 - Resultados gerados por análise numérica do modelo C3 (probe 3).

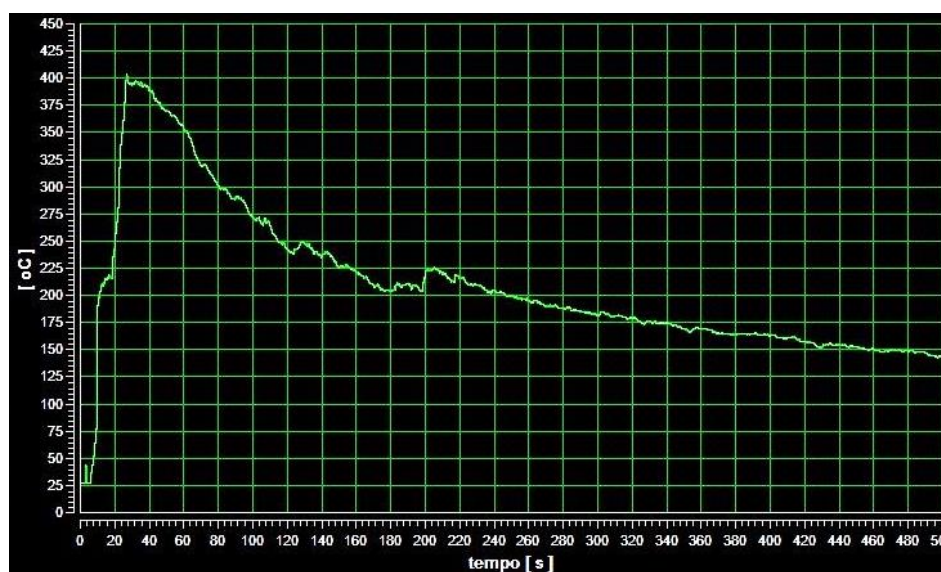


Figura 69 - Dados experimentais obtidos em termopar fixado na amostra C3 (T3).

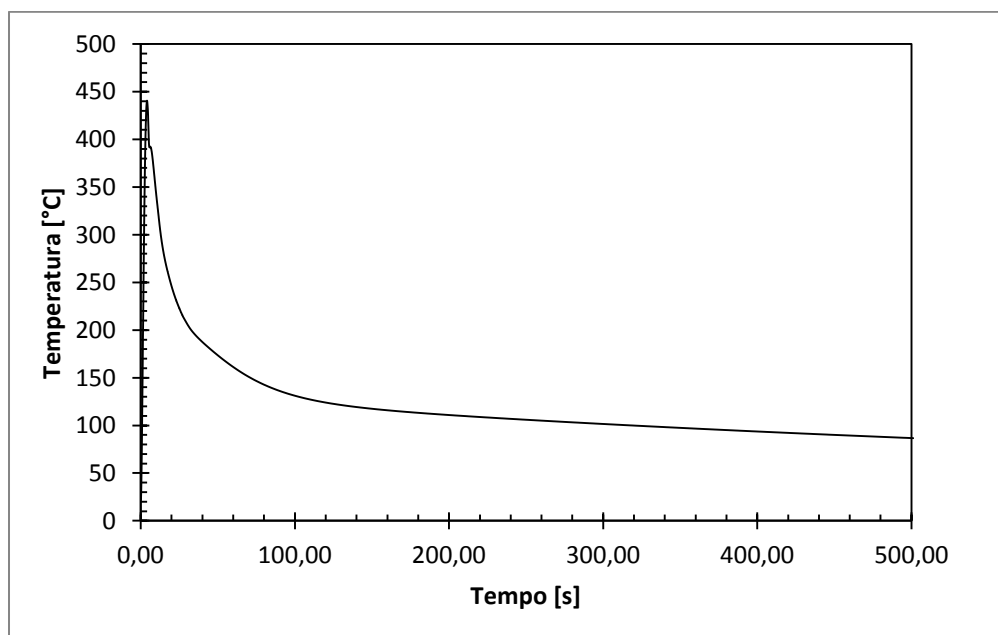


Figura 70 - Resultados gerados por análise numérica do modelo P2 (probe 3).

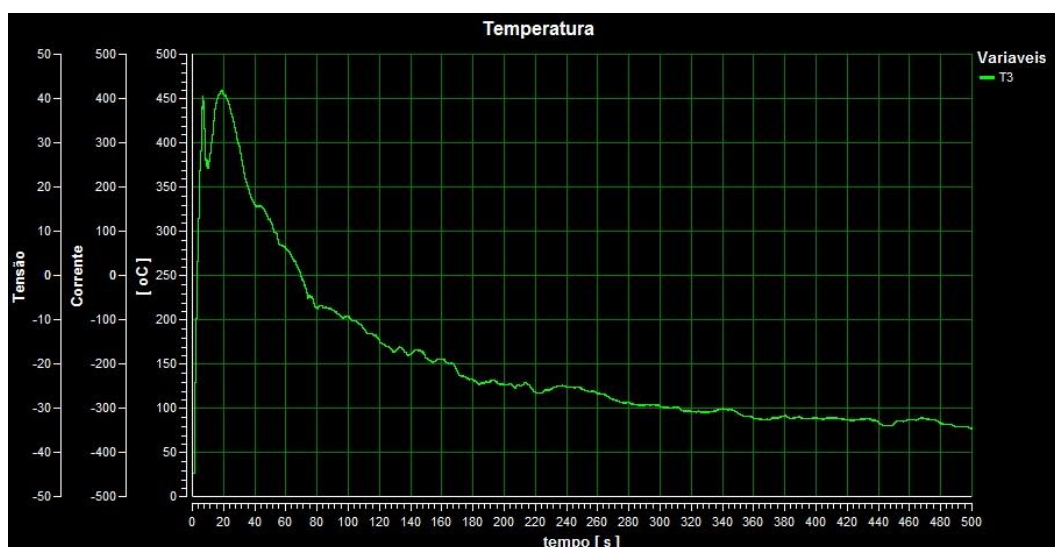


Figura 71 - Dados experimentais obtidos em termopar fixado na amostra P2 (T3).

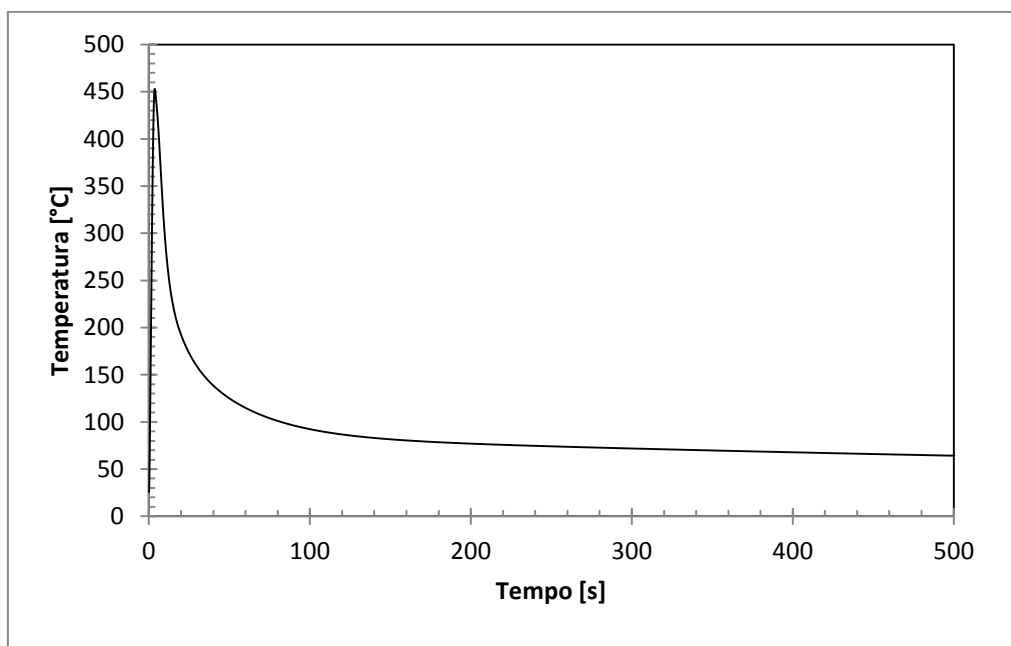


Figura 72 - Resultados gerados por análise numérica do modelo P3 (probe 3).

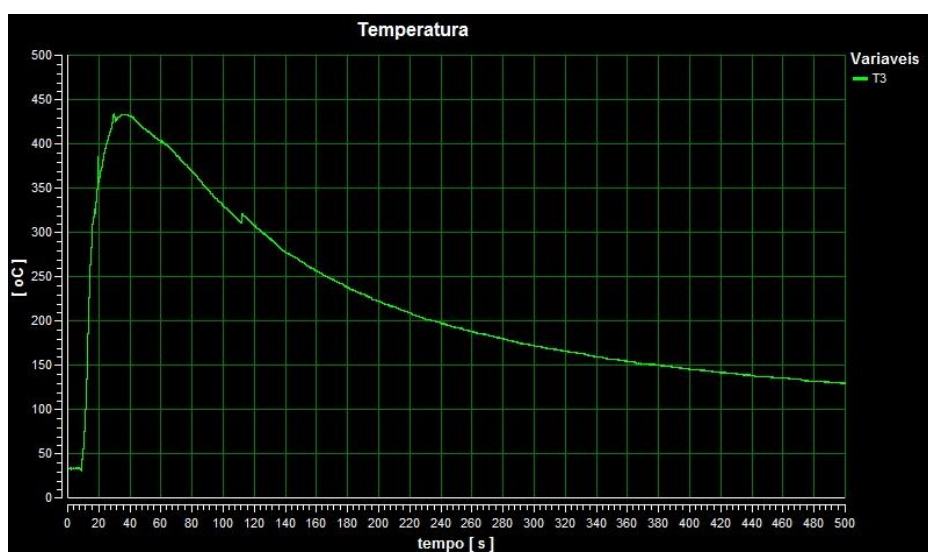


Figura 73 - Dados experimentais obtidos em termopar fixado na amostra P3 (T3).

Na tentativa de melhor ajustar as taxas de aquecimento e resfriamento no modelo C3, foram testados outros valores de c_1 e c_2 . Entretanto, tais alterações não só não causaram significativo efeito nas taxas de resfriamento e aquecimento como também alteraram os valores de pico. Logo, optou-se por manter os valores de c_1 e c_2 .

Considerando as pequenas diferenças no perfil e valores de temperatura observadas entre as simulações numéricas e os dados experimentais, pode-se dizer que o modelo numérico do processo de soldagem foi calibrado com sucesso.

Para definição da região da ZTA e zona fundida (ZF), foram utilizadas as curvas de isotemperaturas geradas na análise numérica. O critério utilizado para definição da zona fundida residiu na identificação da área que apresentou temperatura superior à 1500°C , ou seja, a temperatura de fusão do material. Para definição da área referente à ZTA, considerou-se a região presente na faixa de temperatura de 800°C (temperatura de austenitização do material) a 1500°C .

As Figuras 74-77 apresentam as máximas temperaturas atingidas na simulação em forma de curvas de isotemperaturas. A opção selecionada no modelo foi “*Maximum Over Time*”, recurso de pós-processamento do ANSYS workbench.

O processo de calibração consiste na análise da extensão das ZTA e ZF e a obtidos através da análise metalográfica e posterior atribuição dos parâmetros da fonte de calor. Uma vez gerado o modelo, faz-se a comparação entre a geometria das ZTA obtida do modelo numérico e a obtida da análise macrográfica.

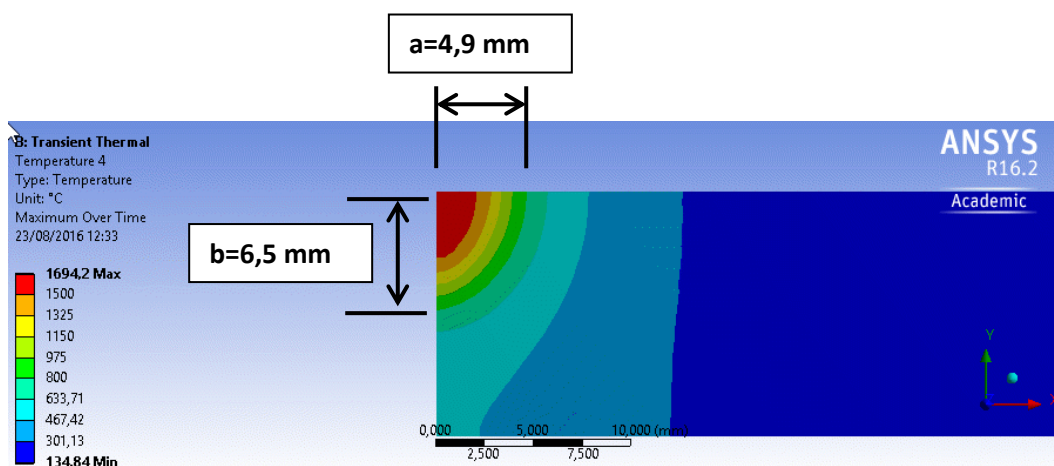


Figura 74 - Curva de isotemperaturas para o modelo C2.

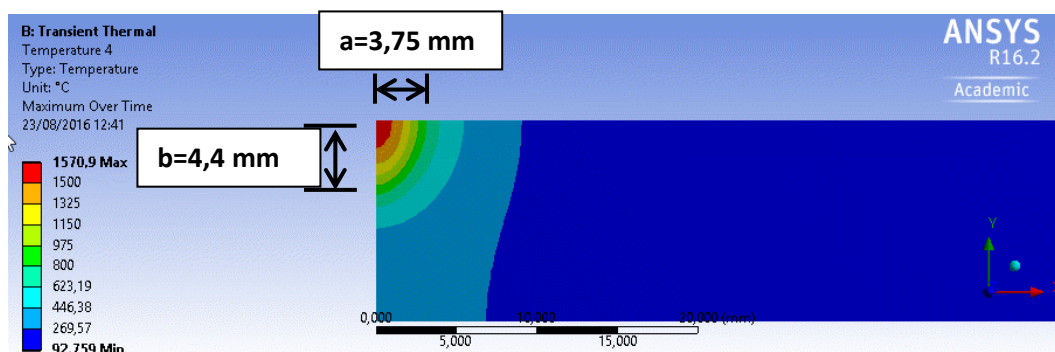


Figura 75 – Curva de isotemperaturas para o modelo C3.

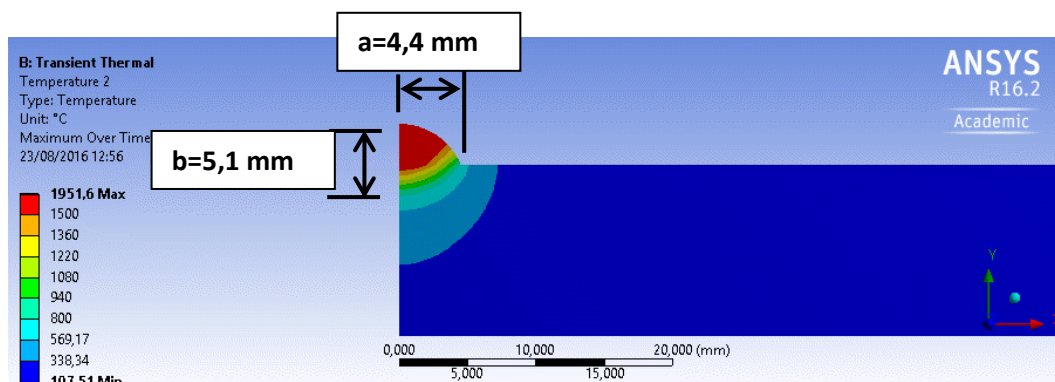


Figura 76 – Curva de isotemperaturas para o modelo P2.

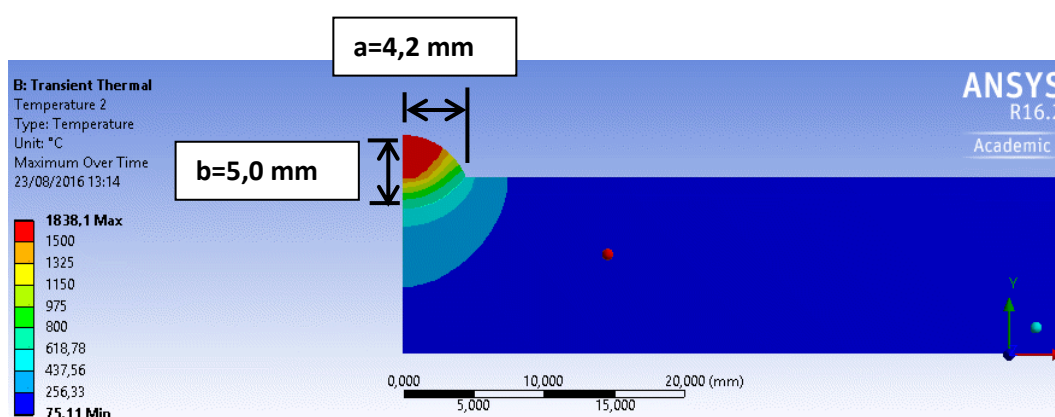


Figura 77 – Curva de isotemperaturas para o modelo P3.

Nas Tabelas 17 - 20 são expostos os valores dos parâmetros a e b e também valores de temperatura máxima no ciclo térmico obtidos para pelo modo experimental e pelo modo numérico das amostras C2, C3, P2 e P3; respectivamente.

Os valores de temperatura máxima apresentaram erros inferiores a 5 %. Esses resultados revelam os menores erros em analogia aos outros itens avaliados.

No que se refere aos parâmetros a e b, os erros variaram de 3% a 50%. A amostra que apresentou menor índice de erro nos parâmetros foi a amostra C2, em que teve erro de 16% para o parâmetro a e 3% para o parâmetro b. A amostra que apresentou maior discrepância nos valores foi a amostra P3, com 50% de erro para o parâmetro a e 5% de erro para o parâmetro b.

Tabela 17 - Comparação entre os resultados e experimentais e os resultados numéricos.

AMOSTRA C2	Numérico	Experimental	Erro
a	4,9 mm	4,2 mm	16%
b	6,5 mm	6,3 mm	3%
Temp. Máxima	315 °C	300 °C	5%

Tabela 18 - Comparação entre os resultados experimentais e numéricos.

AMOSTRA C3	Numérico	Experimental	Erro
a	3,75 mm	4,0 mm	6%
b	4,4 mm	6,0 mm	36%
Temp. Máxima	410 °C	400 °C	2%

Tabela 19- Comparação entre os resultados e experimentais e os resultados numéricos.

AMOSTRA P2	Numérico	Experimental	Erro
a	4,4 mm	5,0 mm	13%
b	5,1 mm	2,0 mm	41%
Temp. Máxima	440 °C	460 °C	4%

Tabela 20- Comparação entre os resultados experimentais e numéricos.

AMOSTRA P3	Numérico	Experimental	Erro
a	4,2 mm	4,0 mm	5%
b	5,0 mm	2,0 mm	50%
Temp. Máxima	450 °C	440 °C	2%

4.2.2 Avanço da Fonte de Calor

Nas Figuras 78 e 79, é possível visualizar a aplicação e o avanço da fonte de calor nos modelos chanfrado e plano, respectivamente. As legendas apresentadas contêm informações referentes aos valores de temperatura em °C e também ao tempo decorrido desde o início da aplicação da fonte.

Podem-se observar os diferentes campos de isotemperaturas gerados devido à passagem da fonte e o gradiente de temperatura característico de um processo de soldagem. É possível também verificar o formato elipsoidal da distribuição de calor no volume devido à aplicação do modelo de Goldak. A região avermelhada/alaranjada representa a zona fundida, uma vez que a temperatura neste volume está acima da temperatura liquidus do material 1454 °C [12].

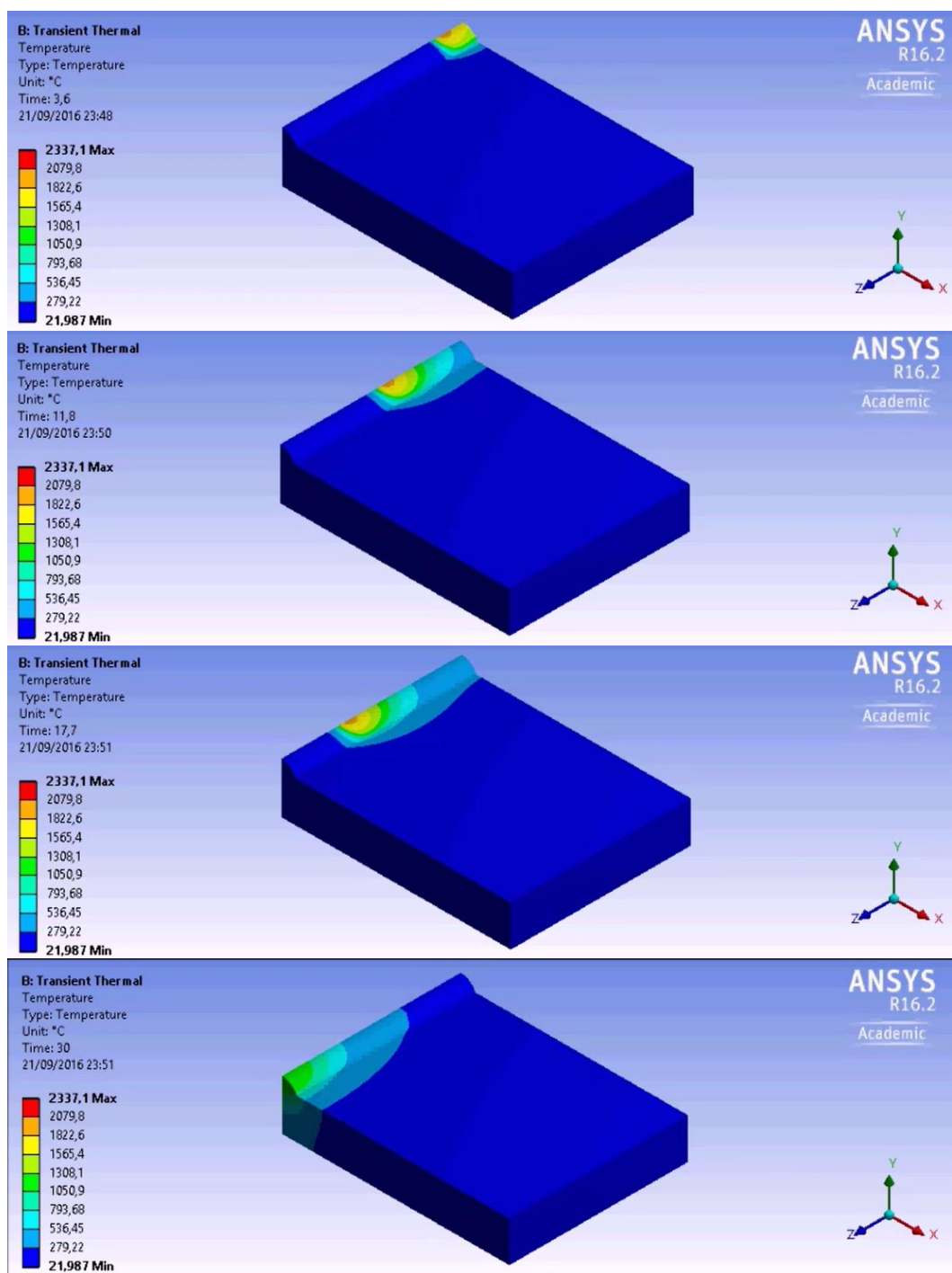


Figura 78 - Aplicação e avanço da fonte de calor.

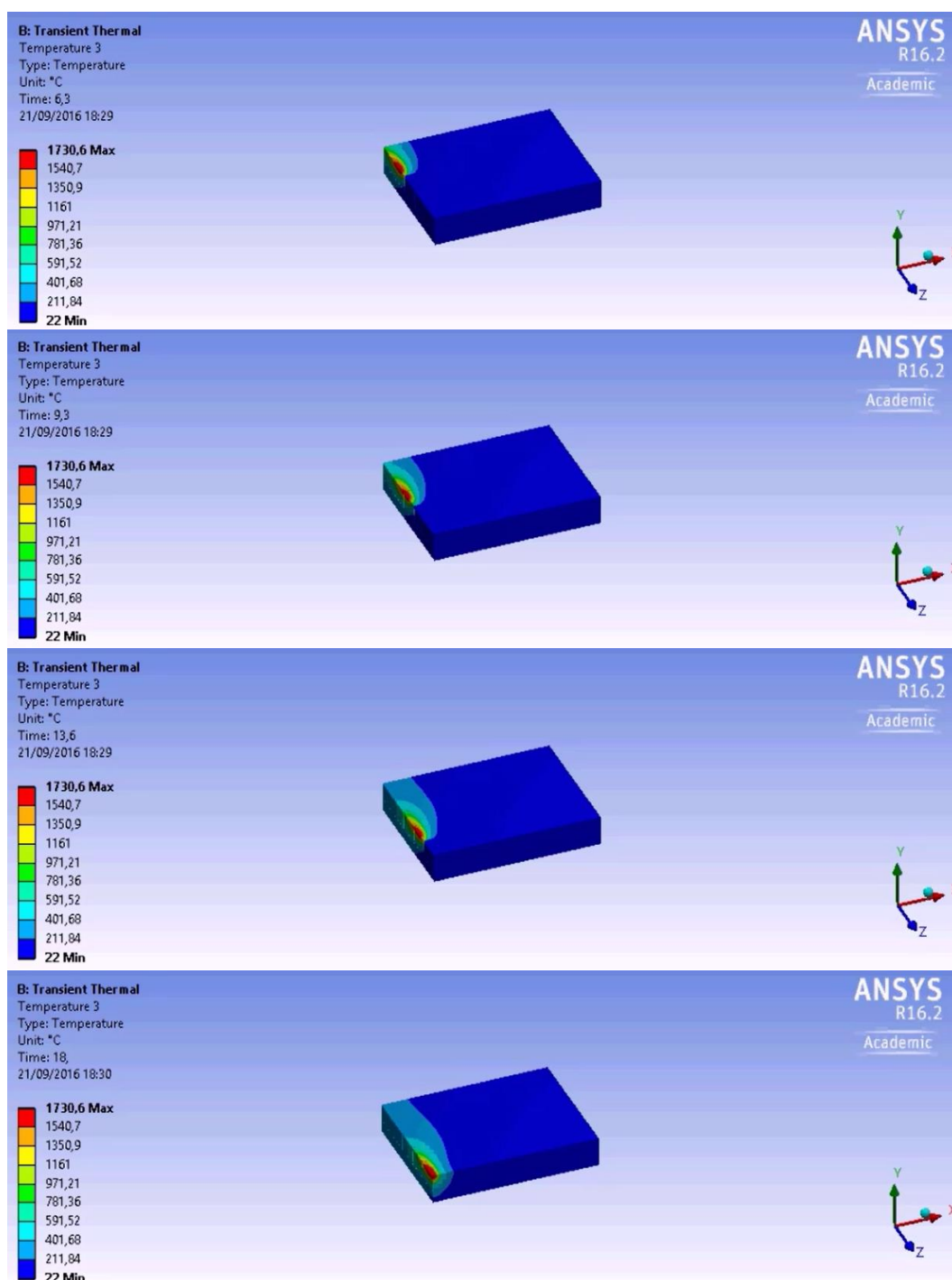


Figura 79 – Aplicação e avanço da fonte de calor.

4.3. Análise das Tensões Residuais

Neste item são apresentados os resultados de tensões residuais obtidos pela técnica de difração de raios-X, como também as distribuições de tensões residuais obtidos nas simulações numéricas com o modelo com acoplamento termo-estrutural.

O estudo numérico das tensões residuais abrange duas condições de contorno estruturais, conforme item 3.2.2.3, com a finalidade de avaliar a influência das restrições mecânicas na geração de tensões residuais. As amostras C2 e C3 foram modeladas sob a condição de contorno A e amostras P2 e P3 foram modeladas sob a condição de contorno B.

Os valores de tensões residuais obtidos pela técnica de difração de raios-X estão indicados na Tabela 21. O local onde foi realizada a medição na amostra está representado na tabela da seguinte forma: região_xxmm. Em que xx se refere ao posicionamento do ponto de medição em relação eixo central do cordão.

Tabela 21 – Resultados experimentais obtidos pela técnica de difração raios-X.

Amostras	Tensões Residuais (MPa)									
	MB_-18mm		ZTA_-4mm		MS_0		ZTA_4mm		MB_18mm	
	L	T	L	T	L	T	L	T	L	T
P2	-160 ± 12	-40 ± 3	-30 ± 1	120 ± 1	-340 ± 30	-290 ± 11	60 ± 5	130 ± 8	-160 ± 12	-40 ± 3
P3	-120 ± 6	-140 ± 20	125 ± 17	140 ± 2	125 ± 19	115 ± 13	-100 ± 3	35 ± 5	-120 ± 6	-140 ± 20
C2	-90 ± 20	94 ± 14	190 ± 27	-90 ± 13	220 ± 15	210 ± 20	120 ± 4	-30 ± 4	-90 ± 20	94 ± 14
C3	-190 ± 2	-50 ± 5	260 ± 16	-130 ± 9	-230 ± 30	90 ± 15	260 ± 17	-160 ± 18	-190 ± 2	-50 ± 5

De posse dos resultados levantados pela técnica de difração de raios-X e apresentados na Tabela 21, é possível plotá-los em um gráfico juntamente com os resultados obtidos pela análise numérica.

No modelo, foi necessário gerar os resultados nas mesmas posições em que foram realizadas as medições experimentais. Para tal, criou-se um recurso

chamado *path*, que define um caminho retilíneo (ponto a ponto) na região de interesse e que pode ser visualizado na Figura 80. As coordenadas dos pontos inicial e final podem ser vistos na Tabela 22.

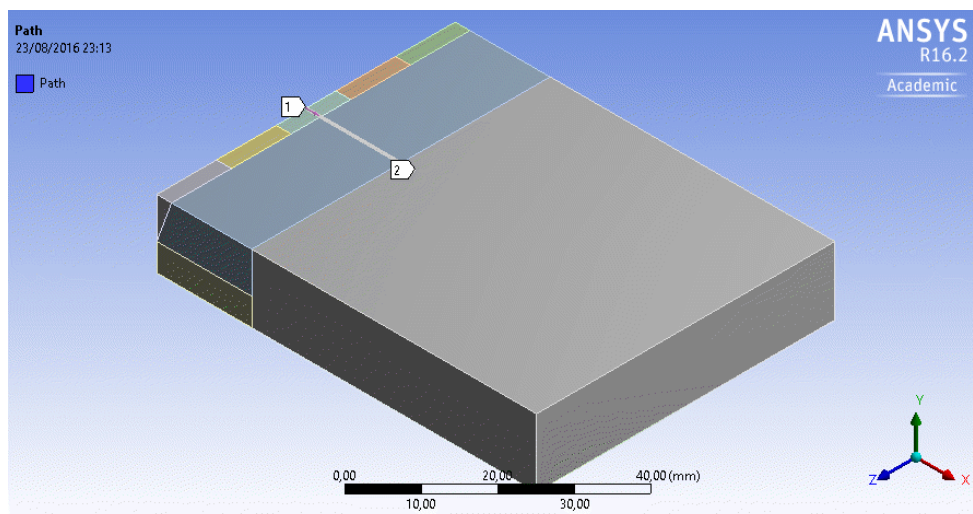


Figura 80 – Recurso *path* para plotagem dos resultados.

Tabela 22 – Coordenadas dos pontos inicial e final do recurso *path*.

Details of "Path"	
Start	
Coordinate System	Global Coordinate System
Start X Coordinate	0, mm
Start Y Coordinate	0, mm
Start Z Coordinate	27,5 mm
Location	Click to Change
End	
Coordinate System	Global Coordinate System
End X Coordinate	20, mm
End Y Coordinate	0, mm
End Z Coordinate	27,5 mm

Uma vez definida a região de interesse, são geradas as respectivas distribuições de tensões residuais para tal região. Em vista de tornar mais favorável a análise dos resultados, foram plotados em um mesmo gráfico os resultados experimentais obtidos por difração de raios-X e os resultados gerados por simulação numérica.

4.3.1. Tensões Residuais sob Condição de Contorno “A”

As amostras C2 e C3 foram modeladas sob a condição de contorno tipo A que foi apresentada no item 3.1.2.3. A Figura 81 apresenta o gráfico das tensões transversais da amostra C3. Percebe-se uma boa concordância de valores na região da ZTA.

Na região do material de solda, as tensões possuem a mesma natureza, porém apresentam uma diferença superior a 100 MPa. Na região do metal de base, as tensões apresentam comportamento discrepante no que se refere à natureza e magnitude.

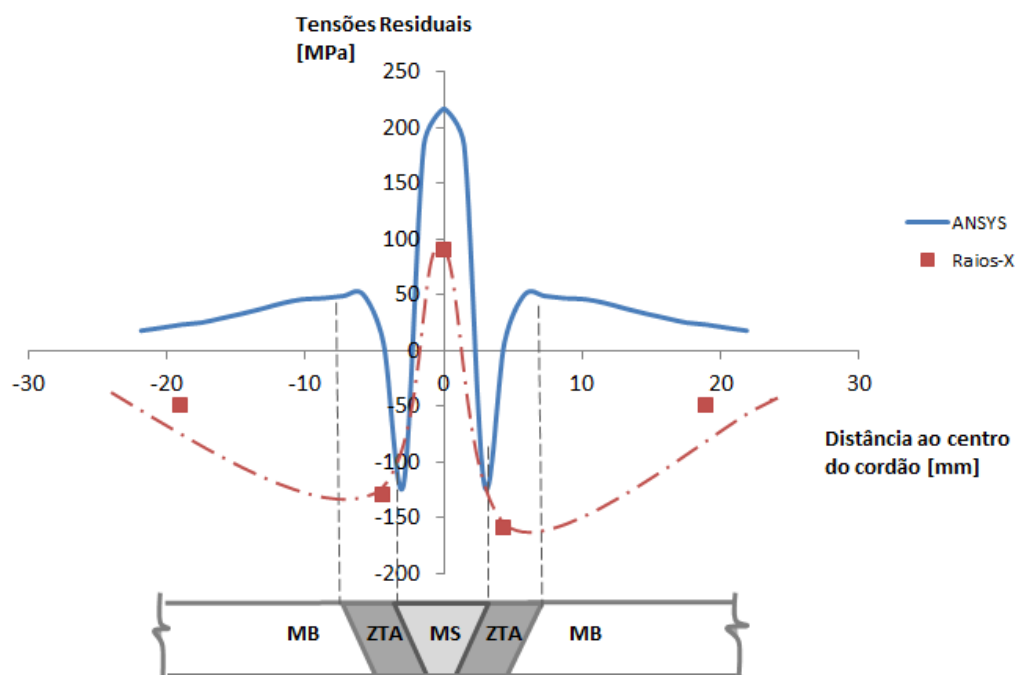


Figura 81 - Tensões Residuais Transversais (C3).

A Figura 82 apresenta o gráfico das tensões longitudinais da amostra C3. Percebe-se uma boa concordância no comportamento das curvas e na natureza das tensões. Observa-se uma diferença na ordem de 100 MPa em todos os pontos.

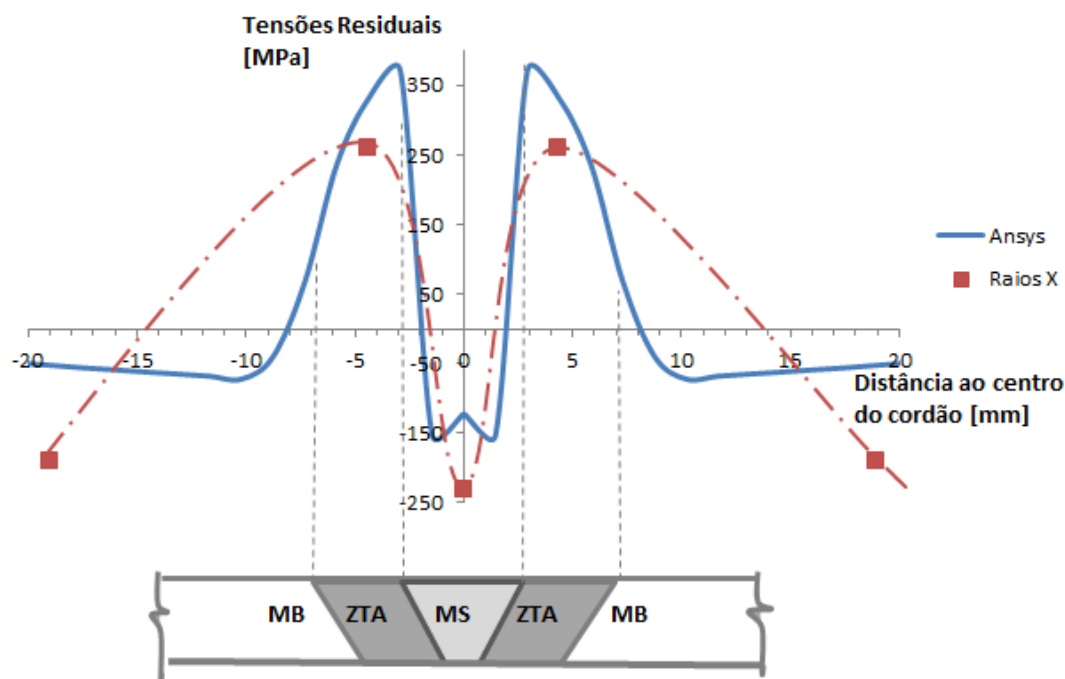


Figura 82 - Tensões Residuais Longitudinais (C3).

A Figura 83 apresenta o gráfico das tensões longitudinais da amostra C2. Percebe-se uma boa concordância no comportamento das curvas e na natureza das tensões na região do metal de base, com os valores medidos e simulados bem próximos. Na ZTA, observa-se concordância no que se refere à natureza das tensões. Na zona fundida, houve discrepância quanto à natureza e magnitude das tensões.

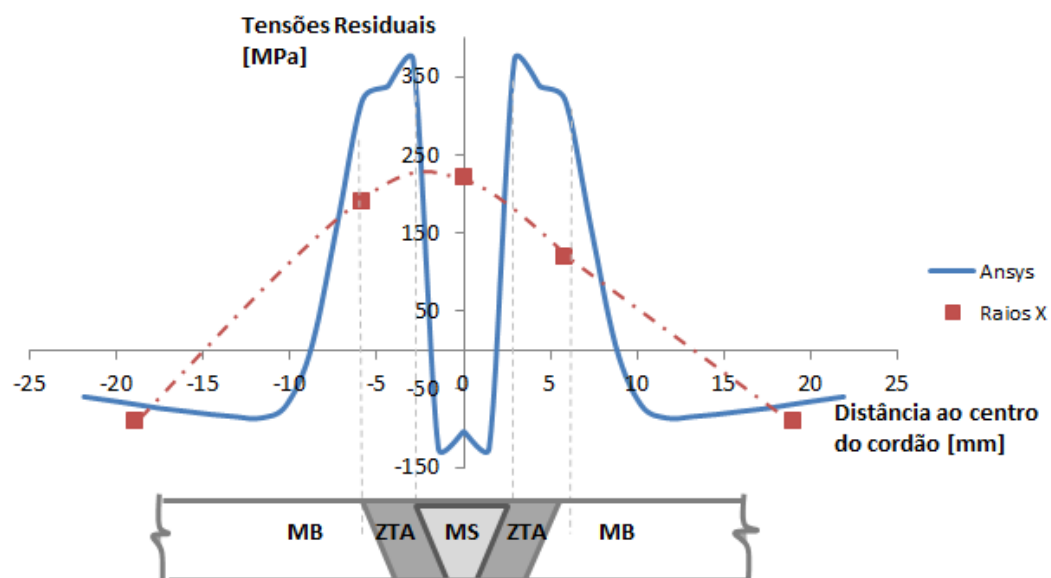


Figura 83 - Tensões Residuais Longitudinais (C2).

A Figura 84 apresenta o gráfico das tensões transversais da amostra C2. Percebe-se uma boa concordância no comportamento das curvas e na natureza das tensões em todas as regiões. Os valores obtidos no material de solda e na ZTA estão bastante próximos. No metal de base, observa-se uma discrepância da ordem de 50 MPa, aproximadamente.

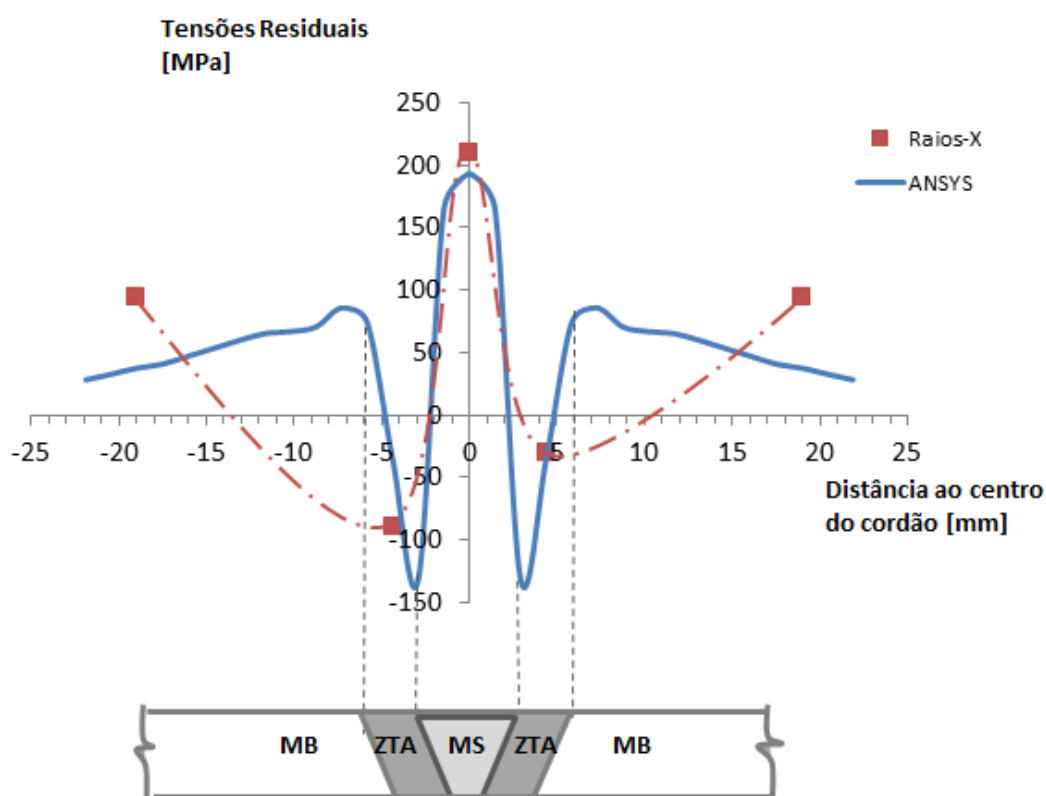


Figura 84 – Tensões Residuais Transversais (C2).

4.3.2. Tensões Residuais sob Condição de Contorno “B”

A Figura 85 apresenta o gráfico das tensões transversais da amostra P3. Percebe-se uma concordância no que se refere à natureza das tensões nas regiões da zona fundida e ZTA. Observa-se uma discordância quanto à magnitude das tensões em todas as regiões. Deve-se observar que próximo das restrições é normal que ocorram concentrações de tensões, como pode ser visto na Figura 86. São regiões que é permitido ignorar, se esses picos de tensão ocorrem de forma localizada.

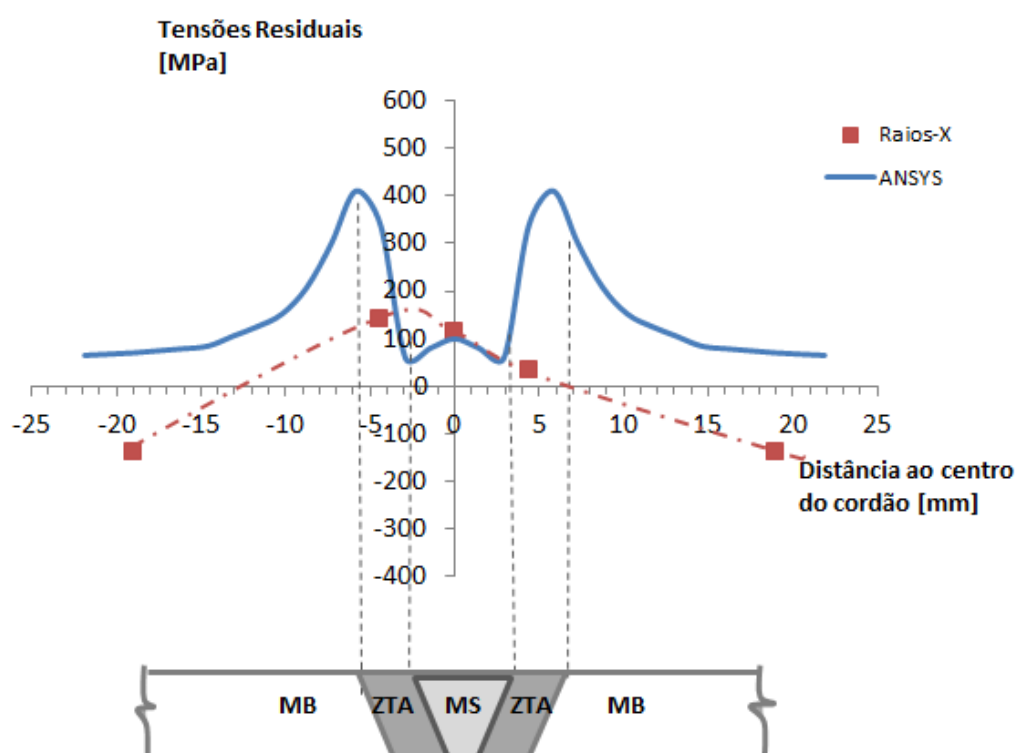


Figura 85 – Tensões Residuais Transversais (P3).

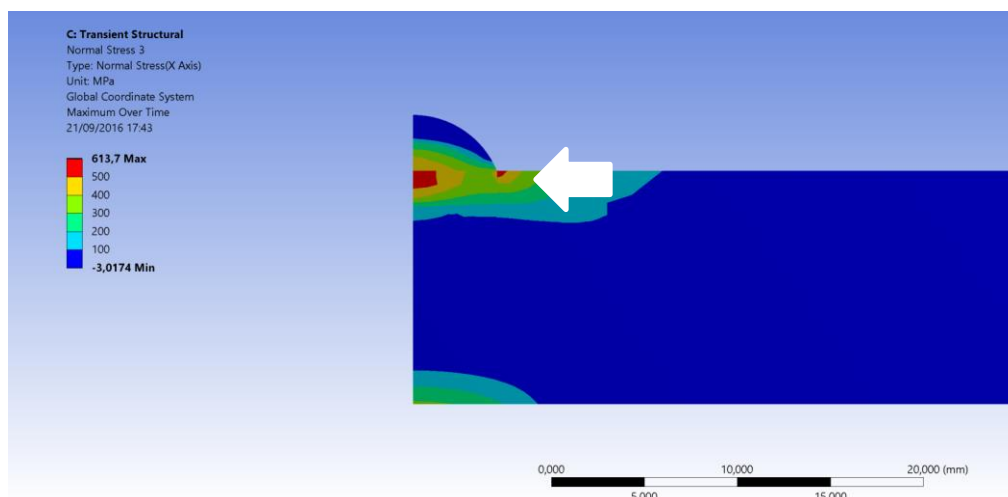


Figura 86 – Distribuição de tensões residuais transversais ao cordão.

A Figura 87 apresenta o gráfico das tensões longitudinais da amostra P3. Percebe-se uma ótima concordância das tensões na região da ZTA. Na região da zona fundida, percebe-se concordância quanto à natureza das tensões e discrepância quanto à intensidade das tensões. A altíssima tensão, como visto na Figura 88 e também na Figura 90, pode ser caracterizada como uma alta tensão artificial (*artificial high stress*).

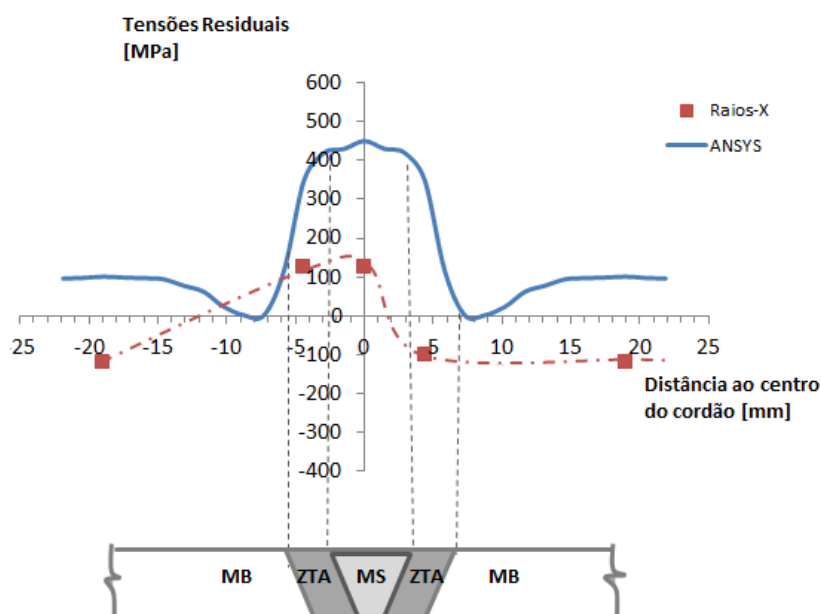


Figura 87 - Tensões Residuais Longitudinais (P3).

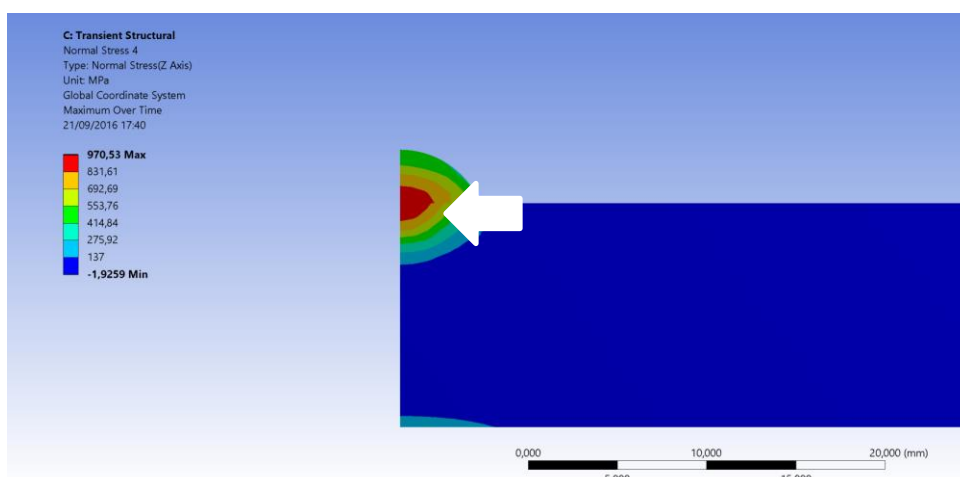


Figura 88 - Distribuição de tensões residuais transversais ao cordão.

A Figura 89 apresenta o gráfico das tensões transversais da amostra P2. Percebe-se uma concordância no que se refere à natureza das tensões nas regiões da ZTA. Os demais parâmetros apresentam alta discrepância que pode ser relacionada à diferente taxa de resfriamento observada nos ciclos térmicos. Em geral todas as superfícies estão expostas à convecção, logo o coeficiente de filme pode impactar nos valores máximos atingidos e também na taxa de resfriamento.

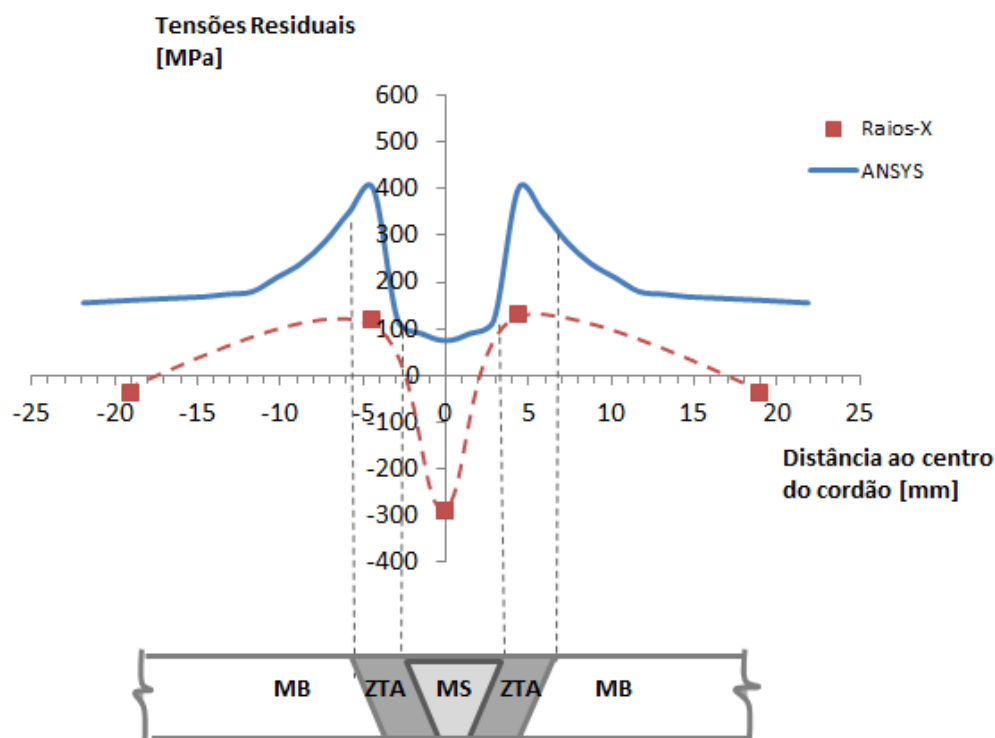


Figura 89 - Tensões Residuais Transversais (P2).

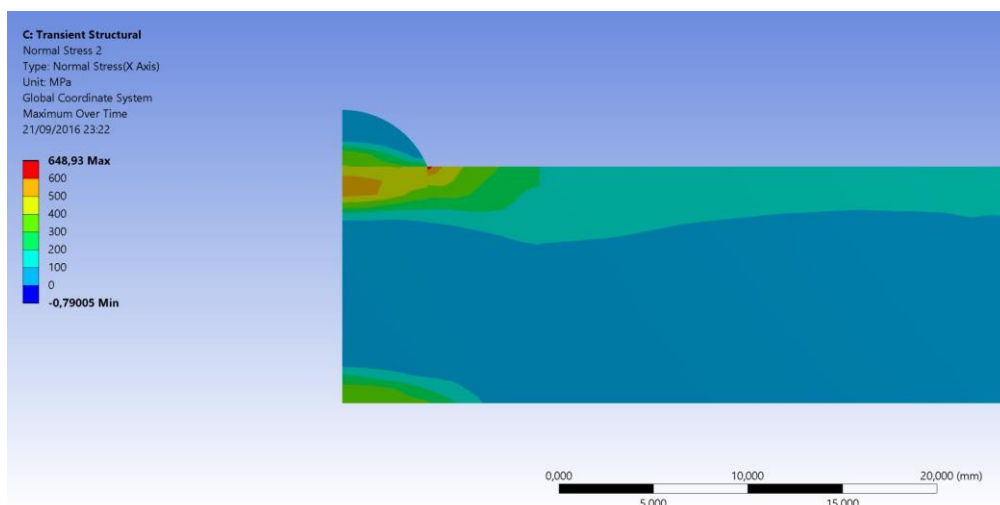


Figura 90 - Distribuição de tensões residuais transversais ao cordão.

4.3.3 Considerações Gerais na Análise de Tensões Residuais

Os valores numéricos de tensões residuais acima da tensão limite de escoamento são artificiais, devido a erro numérico, obtidos em regiões de singularidade do modelo (tensões concentradas), podendo estar associada a propriedades de material, fonte de calor, número de passes, condições de contorno [35], como por exemplo, apoios e regiões de transição (entre os elementos “birth” and “death”).

Estas perturbações podem ser vistas no Anexo I, onde o modelo Plano foi submetido à nova análise nas mesmas condições de contorno que o modelo Chanfro, para se avaliar o efeito das condições de contorno e efetuando-se também um novo caminho que não passasse pela zona de perturbação. As altas tensões, acima do limite de escoamento não foram observadas.

Estes valores devem ser, portanto, desconsiderados e corrigidos com ajustes de parâmetros do modelo, incluindo sua calibração com resultados experimentais. Uma metodologia importante para calibração do modelo numérico é buscar um mesmo perfil de distribuição de tensões (entre tração e compressão nas regiões similares) e gradualmente ajustar as magnitudes com base em dados experimentais e técnicas de modelagem.

Heinze et al [34] (Figura 21) chegaram a obter diferenças de aproximadamente 250 MPa na região do cordão de solda, entre o modelo numérico e resultados experimentais e aproximadamente 130 MPa de tensão residual acima do escoamento do material. Entretanto, o perfil de distribuição de tensões reproduziu bem os resultados experimentais.

5 Conclusões

As distribuições de temperatura, ou seja, os ciclos térmicos apresentaram ótima convergência com os dados experimentais para todos os modelos, deste modo, verifica-se que o modelo da dupla-elipsoidal de Goldak, aplicado na modelagem da fonte de calor, é eficiente para simulação do campo de temperaturas no processo de soldagem. Ocorreram, no entanto, divergências quanto à taxa de resfriamento em alguns modelos, o que indica que outros parâmetros, como o coeficiente de filme, devem ser melhor investigados.

As distribuições das tensões residuais longitudinais e transversais geradas sob a condição de contorno geométrica tipo A apresentaram a melhor concordância com os resultados experimentais obtidos pela técnica de difração de raios-X, tendo-se observado coerência na maioria dos casos com relação à natureza das tensões.

As distribuições das tensões residuais longitudinais e transversais geradas sob a condição de contorno geométrica tipo B apresentaram resultados desconexos, e em certos casos, tensões muito elevadas. Não foi observado nenhum comportamento característico no que se refere às velocidades escolhidas. Ambas as velocidades apresentaram resultados discrepantes.

Os valores numéricos de tensões residuais acima da tensão limite de escoamento são artificiais, devido a erro numérico, obtidos em regiões de singularidade do modelo (tensões concentradas), podendo estar associada a propriedades de material, fonte de calor, número de passes, condições de contorno, como por exemplo, apoios e regiões de transição (entre os elementos “*birth and death*”). Pode-se afirmar então que essas condições de contorno não foram capazes de refletir as efetivas condições de contorno geométrico no procedimento de soldagem.

Como conclusões finais, pode-se dizer que, apesar de o processo de soldagem ser de grande complexidade e abranger diversas variáveis e fenômenos físicos, foi possível modelá-lo numericamente e, assim, obter resultados satisfatórios.

6 Sugestões para Trabalhos Futuros

Para trabalhos futuros são feitas as seguintes sugestões:

- Desenvolvimento de modelo numérico em que sejam considerados os efeitos de mudança de fases microestruturais;
- Estudo em que sejam consideradas outras condições de contorno geométrico de modo a obter a condição mais adequada ao modelo;
- Análise de convergência de malha com a finalidade de reduzir esforço computacional e obter melhores resultados;

7. Referências bibliográficas

1. MODENESI, P; MARQUES, P; SANTOS, D – **“Introdução à Metalurgia da Soldagem”**. Belo Horizonte, janeiro de 2012.
2. BARBAN, L, M; **Análise numérico-computacional das tensões térmicas induzidas pela soldagem**. Dissertação de Mestrado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo, 2014.
3. GOLDAK, J. A; AKHLAGHI, A. M. - **“Computational Welding Mechanics”** Springer. p1-150. 2005.
4. GOLDAK, J. A; CHAKRAVARTI, A.; BIBBY, M. **“A new finite elemento model for welding heat sources”**. Metallurgical Transactions, volume 15B, p 299, 1984.
5. SILVA, R. - **“Uma contribuição à modelagem do processo de soldagem de placas de aço utilizando um modelo constitutivo acoplado”**, Dissertação de Mestrado, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca – CEFET/RJ, Rio de Janeiro, 2007.
6. MODENESI, P. - **“Soldabilidade de Algumas Ligas Metálicas”**. Belo Horizonte, janeiro de 2011.
7. **Soldadura dos aços de carbono médio/alto e dos aços especiais**, Kobelco Welding no Mundo. Disponível em: <http://www.kobelco-welding.jp/portuguese/education-center/medium/medium02.html>, acesso em: 30 jul. 2016.
8. **Solidificação em Metais de Solda**. Disponível em: <http://www.ebah.com.br/content/ABAAAAPhEAF/solidificacao-metais-solda-relatorio?part=4> , acesso em 24 jul. 2016.
9. UNISANTA. **“Física do Arco Elétrico”**. Soldagem dos Metais. p. 22-26 Capítulo IV. Disponível em: <http://cursos.unisanta.br/mecanica/ciclo10/CAPIT4.pdf>. Acesso em 23/07/2016.

10. FORTES, C. **“Soldagem MIG-MAG”**. p. 5-7. Capítulo I. ESAB. Janeiro, 2005.
11. ALMEIDA, D.F.F. **Determinação das tensões residuais e deformações resultantes do processo de soldadura TIG através do Método dos Elementos Finitos**. Dissertação de Mestrado, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade Nova de Lisboa, Lisboa, 2012.
12. ABREU, C. F. – **“Metalurgia da Soldagem”**. Capítulo III. Centro Federal de Educação Tecnológica do Pará, CEFET, Belém - PA, 2008.
13. KOU, S - **Welding Metallurgy** - 2nd Edition. New Jersey: John Wiley & Sons Inc, p. 1-64, 2003. Disponível em: https://books.google.co.uk/books?id=FQSEfRigyNUC&pg=PA1&source=gbs_toc_r&cad=3#v=onepage&q&f=false acesso em 29 jul. 2016.
14. HEINZE, C.; SCHWENK, C; RETHMEIER, M, **Numerical calculation of residual stress development of multi-pass gas metal arc welding**. Journal of Construction Steel Research. P12-19, 2012.
15. WITHERS, P. J. **“Residual stress and its role in failure”** Reports on Progress in Physics, Volume 70, Number 12, 2007.
16. MACHERAUCH, E; WOHLFARHRT, H. **“Different sources of residual stress as a result of welding”**, 1987.
17. SILVA, C. - **“Avaliação das Tensões Residuais de Soldagem em Tubulações de Pequeno Diâmetro usadas em Refinaria de Petróleo”**. Dissertação de Mestrado, UFC – Universidade Federal do Ceará, 2007.
18. SUTERIO, R. - **“Medição de Tensões Residuais por Indentação associada a Holografia Eletrônica”**. Tese de Doutorado, UFSC – Universidade Federal de Santa Catarina, 2005.
19. INTERNATIONAL ATOMIC ENERGY AGENCY- **“Measurement of residual stress in materials using neutrons”** Proceedings of a technical meeting held in Vienna 13-17 October, 2003.

20. **“Capítulo II – Técnicas de Medição de Tensões Residual”**. Disponível em: http://www.maxwell.vrac.puc-rio.br/4411/4411_3.PDF. Acesso em 25 jul. 2016.
21. AZEVEDO, A. F. M. – **“Método dos Elementos Finitos”**. Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - Portugal. 1ª Edição. 2003.
22. BATHE, K. J. - **“Finite element procedures”**. Department of Mechanical Engineering. Massachusetts Institute of Technology, 2006.
23. YAGHI, A. et al. **Residual stress simulation in thin and thick-walled stainless steel pipe welds including pipe diameter effects**. International Journal of Pressure Vessels and Piping, v.83, p.864-874, 2006.
24. COOK, R. D; MALKUS, D; PLESHA, M. E – **“Concepts and applications of finite element analysis”** 3. ed. John Willey & sons, p.1-30, 1989.
25. YAMASSAKI, T. R. – **“Um programa de elementos finites em GPU e orientado a objetos para análise dinâmica não linear de estruturas”**. Tese de Doutorado - USP. Escola Politécnica de São Paulo - 2014.
26. HEINZE, C.; SCHWENK, C; RETHMEIER, M, **Numerical calculation of residual stress development of multi-pass gas metal arc welding**. Journal of Construction Steel Research. p12-19, 2012.
27. HILDEBRAND J. **Numerische Schweißsimulation - Bestimmung von Temperatur, Gefüge und Eigenspannung an Schweißverbindungen aus Stahl- und Glaswerkstoffen**. Faculdade de Engenharia Civil. Bauhaus University - Weimar, 2008.
28. BARSOUM, Z; BARSOUM, I - **Residual stress effects on fatigue life of welded structures using LEFM** Engineering Failure Analysis, v16, p449-467, 2009.

29. GOLDAK, J; GOYAL, R; JOHNSON, E; ZEIN, E. – **A model equation for the convection coefficient for thermal analysis of welded structures.** Welding Research, p 321-327, 2009.
30. VINOKUROV, V.A. - **Welding Stresses and Distortions, The British Library**, Lending Division, Translated from Russian into English by J.E. Baker, p.118-119, 1977.
31. BAE, D; CHO, C; HONG, J; TSAI, C. - **“Numerical Analysis of Welding Residual Stress Using Heat Source Models for the Multi-Pass Weldment”**, KSME International Journal, Vol. 16 No. 9, pp. 1054-1064. 2002.
32. SCOTTI, A; REIS, R. P; LISKEVYCH, O. - **“Modelo Descritivo do Fluxo de Calor em Soldagem a Arco Visando o Conceito de Calor Imposto Efetivo”** Centro para Pesquisa e Desenvolvimento de Processos de Soldagem (Laprosolda), Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2012.
33. RAMALHO, J. P.; BRANDI, S. D. – **“A imprecisão da equação de Rosenthal no processo de oxicorte”** Escola Politécnica da USP – USP, São Paulo, 2003.
34. KRUTZ, W.; SEGERLIND, L.J. - **Welding Journal Research Supplement** - v. 57, p. 16-211, 1978.
35. DENG, D.; MURAKAWA, H; LIANG, W – **Numerical Simulation of Welding Distortion in Large Structures.** Comput. Methods Appl. Mech. Engrg, p 4613-4627, 2007.
36. NATAL JORGE, R. M; DINIS, L. M. J. S. - **“Teoria da Plasticidade”** Departamento de Engenharia Mecânica - Universidade do Porto, 2004.
37. ALBUQUERQUE, B. - **Categorização de tensões em modelos de elementos finitos de conexões bocal-vaso de pressão.** Dissertação de Mestrado, IPEN – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, 1999.
38. ESSS, Apostila e notas de aula do curso: **Modelagem Estrutural e Térmica de Componentes Soldados.** Rio de Janeiro, 2012.

39. MURANSKY, O et al. - **The effect of plasticity theory on predicted residual stress fields in numerical weld analyses.** Computational Materials Science, vol. 54, p.125-134, 2012.
40. ASTM A751-11, **Standard Test Methods, Practices, and Terminology for Chemical Analysis of Steel Products**, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2011.
41. CHEN, J.; YOUNG, B.,UY, B. - **Behavior of high strength structural steel at elevated temperatures** - University of Wollongong, Research Online, 2006.

Anexo I

