

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DESPORTO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais-
PPGEM

**SIMULAÇÃO NUMÉRICA DA SOLDABILIDADE DOS AÇOS
FERRÍTICOS T/P23 E T/P24**

Carlos Roberto Xavier
Engenheiro Metalúrgico

Dissertação para obtenção do título de
Mestre em Engenharia
Especialidade Engenharia de Inspeção de Equipamentos

Porto Alegre – RS
2009

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DESPORTO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais-
PPGEM

**SIMULAÇÃO NUMÉRICA DA SOLDABILIDADE DOS AÇOS
FERRÍTICOS T/P23 E T/P24**

Carlos Roberto Xavier
Engenheiro Metalúrgico

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM, como parte dos requisitos para obtenção do título de *Mestre em Engenharia, Especialidade Engenharia de Inspeção de Equipamentos.*

Porto Alegre – RS
2009

Esta Dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de *Mestre em Engenharia, Especialidade Engenharia de Inspeção de Equipamentos* e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr Ivan Guerra Machado
Co-orientador: Dr. Raimundo Cabral de Medeiros

Banca Examinadora:

Dr. Giovani Dalpiaz
Prof. Dr Sérgio Souto Maior Tavares
Prof. Dr Hector Reynaldo Meneses Costa

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann
Coordenador do PPGEM

DEDICATÓRIA

À família, em especial à
esposa Aline e à filha Isabella.

AGRADECIMENTOS

A todos que colaboraram direta ou indiretamente na elaboração deste trabalho, o meu reconhecimento.

Ao Professor Ivan Guerra Machado pelas críticas sempre construtivas;

Ao Engenheiro Raimundo Cabral de Medeiros, pelo apoio ao desenvolvimento do tema e a atenção dispensada;

Aos funcionários da UP, em especial aos Engenheiros Marcio Humberto Silva Siqueira e Henrique Garcia da Silva, pelo apoio e interesse no desenvolvimento do tema, a cessão de material para consulta e a participação efetiva através de valiosas discussões;

A toda equipe do SEQUI, pela cordialidade e presteza durante o período em que passei o meu período de vivencial neste órgão, em especial aos Engenheiros André Mariano, Joílson de Souza Rangel Junior, José Joaquim Viana Sanches e às Engenheiras Elizabete Regina Caruso Leão e Mônica da Cunha Marroig;

Ao Engenheiro Carlos Bruno Eckstein e a Engenheira Janyne Rodrigues Hammerle do CENPES, pelo apoio material para a elaboração do trabalho;

A todos os Professores que passaram pelo curso de formação e que contribuíram com os seus conhecimentos e experiência para a nossa formação;

Aos companheiros do curso de inspeção de equipamentos, CEINSP-2008.

À PETROBRAS, por tornar possível o seu desenvolvimento através do apoio financeiro e da disponibilidade de recursos humanos e materiais;

À UFRGS, pela possibilidade de concretização do mesmo.

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO.....	1
2.	OBJETIVO.....	3
2.1.	Objetivos Específicos.....	3
3.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1.	Modelamento e Simulação Numérica Aplicada à Soldagem.....	4
3.2.	Aspectos Metalúrgicos e Mecânicos dos Aços Ferríticos de Baixa Liga T/P23 e T/P24.....	11
3.2.1.	<u>Efeito dos Elementos de Liga nos Aços Cr-Mo</u>	17
3.3.	Soldabilidade dos Aços Ferríticos de Baixa Liga T/P23 e T/P24.....	23
3.3.1.	<u>Metal de Adição</u>	23
3.3.2.	<u>Preaquecimento, TTAS e Trinca de Reaquecimento</u>	26
4.	MODELAMENTO.....	33
4.1.	Apresentação do Problema.....	33
4.1.1.	<u>Abordagem do Problema e Hipóteses Simplificadoras</u>	34
4.1.2.	<u>Formulação Matemática</u>	35
4.1.3.	<u>A Equação Diferencial Geral</u>	35
4.1.4.	<u>A Equação Diferencial para Conservação da Energia</u>	36
4.1.5.	<u>A equação matemática para a cinética de transformação de fases durante o resfriamento contínuo</u>	36
4.1.6.	<u>Condição Térmica de Contorno</u>	36
4.1.7.	<u>Condição Inicial</u>	38
4.1.8.	<u>Solução Numérica</u>	38
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	41
5.1.	Influência da Energia de Soldagem sobre o Ciclo Térmico.....	43
5.2.	Influência da Energia de Soldagem sobre a Curva de Resfriamento.....	45
5.3.	Influência da Espessura do Metal Base sobre a Curva de Resfriamento.....	47

5.4.	Características do Cordão de Solda.....	49
5.5.	Influência do Preaquecimento sobre a Curva de Resfriamento.....	51
6.	CONCLUSÃO.....	55
7.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	57
8.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	58

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1.	Modelo esquemático da fonte de calor duplo-elipsóide.....	5
Figura 3.2.	Comparação dos resultados de distribuição de temperatura entre o modelo duplo-elipsóide com o experimental e outros modelos, em um plano perpendicular à direção do deslocamento da fonte de calor.....	6
Figura 3.3.	Comparação entre os resultados obtidos através do modelo duplo-elipsóide e experimentalmente para as dimensões da ZF e da ZAC.....	7
Figura 3.4.	Campo de temperatura durante o primeiro passe de soldagem de um total de três.....	9
Figura 3.5.	Fração volumétrica de bainita após três passes de soldagem.....	10
Figura 3.6.	Fração volumétrica de martensita após três passes de soldagem.....	10
Figura 3.7.	Resistência ao escoamento dos aços T/P22, T/P23 e T/P24 com a temperatura.....	13
Figura 3.8.	Comportamento à fluência: (a) Aço T/P23 (b) Aço T/P24.....	13
Figura 3.9.	Resistência à fluência de aços para temperaturas elevadas.....	14
Figura 3.10.	Taxa comparativa de oxidação dos aços T24 e T22 em 600°C.....	15
Figura 3.11.	Diagrama de transformação no resfriamento contínuo do aço T/P23.....	16
Figura 3.12.	Diagrama de transformação no resfriamento contínuo do aço T/P24.....	16
Figura 3.13.	Microdureza representativa através da junta soldada de um aço P91.....	24
Figura 3.14.	Perfil de dureza na ZAC de um aço T23 com e sem TTAS. Temperatura de exposição: 550°C.....	29
Figura 3.15.	Perfil de dureza na ZAC de um aço T24 com e sem TTAS. Temperatura de exposição: 550°C.....	29
Figura 3.16.	Dureza da ZAC (região de grãos grosseiros) do aço T/P23 como função do tempo e da temperatura de revenimento.....	31
Figura 3.17.	Dureza da ZAC (região de grãos grosseiros) do aço T/P22 como função do tempo e da temperatura de revenimento.....	31
Figura 4.1.	Representação esquemática do processo de soldagem.....	34
Figura 4.2.	Molécula computacional e volume de controle finito para a integração das equações de transporte.....	39
Figura 5.1.	Simulação numérica da soldagem (espessura do metal base: 10 mm).....	43
Figura 5.2.	Simulação numérica da soldagem: plano longitudinal	

no meio da placa.....	43
Figura 5.3. Simulação numérica do efeito da energia de soldagem sobre o ciclo térmico para o aço aço T/P24 (espessura: 10 mm).....	44
Figura 5.4. Simulação numérica do efeito da energia de soldagem sobre a curva de resfriamento na transformação sob resfriamento contínuo do aço T/P23 (espessura: 10mm).....	46
Figura 5.5. Simulação numérica do efeito da energia de soldagem sobre a curva de resfriamento na transformação sob resfriamento contínuo do aço T/P24 (espessura: 10mm).....	46
Figura 5.6. Simulação numérica do efeito da espessura do metal base sobre a curva de resfriamento na transformação sob resfriamento contínuo do aço T/P23 (E = 0,5 e 2,0 kJ/mm).....	48
Figura 5.7. Simulação numérica do efeito da espessura do metal base sobre a curva de resfriamento na transformação sob resfriamento contínuo do aço T/P24 (E = 0,5 e 2,0 kJ/mm).....	49
Figura 5.8. Simulação numérica do efeito da variação de espessura e energia de soldagem sobre as características da junta soldada	50
Figura 5.9. Influência da temperatura de preaquecimento sobre a curva de resfriamento na transformação sob resfriamento contínuo do aço T/P23 (espessura: 10 mm).....	52
Figura 5.10. Influência da temperatura de preaquecimento sobre a curva de resfriamento na transformação sob resfriamento contínuo do aço T/P24 (espessura: 10 mm).....	52
Figura 5.11. Influência da temperatura de preaquecimento sobre o ciclo térmico.....	53

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1. Comparação entre os resultados obtidos através do modelo duplo-elipsóide com resultados experimentais e com outros modelos na determinação do tempo de resfriamento entre 800 e 500°C para diferentes processos de soldagem.....	8
Tabela 3.2. Composição química dos aços ferríticos T/P22, T/P23 e T/P24.....	11
Tabela 5.1. Parâmetros de soldagem utilizados na simulação.....	42
Tabela 5.2. Dependência da propriedade física com a temperatura.....	42

RESUMO

O presente trabalho tem como objetivo uma avaliação qualitativa das transformações metalúrgicas sofridas pelos aços ferríticos de baixa liga T/P23 e T/P24, quando soldados com diferentes energias de soldagem, temperaturas de preaquecimento e espessuras de metal base. Foi utilizado um modelo baseado em equações de transporte de calor, que aplica a técnica numérica de volumes finitos com implementação computacional em linguagem de programação FORTRAN. Foi enfocada neste estudo a simulação numérica dos efeitos da variação da energia de soldagem, da espessura e da temperatura de preaquecimento do metal base sobre a curva de resfriamento durante a transformação sob resfriamento contínuo dos aços citados. Foi simulada uma condição em que um cordão de solda foi depositado sobre placas dos aços estudados através do processo GMAW (*Gas Metal Arc Welding*). O modelo de fonte de energia baseado na distribuição duplo-elipsóide de fluxo de calor de Goldak et al. foi utilizado, a fim de se obter uma boa aproximação da penetração e da taxa de resfriamento da solda. Os resultados obtidos confirmaram qualitativamente aqueles apresentados pela literatura.

ABSTRACT

The aim of this work is to evaluate qualitatively the metallurgical transformations during the welding of the low alloy ferritic steels T/P23 e T/P24 when welded with different welding energy, preheat temperatures and base metal thickness. It was used a model based at heat transfer equation that apply the finite volume numerical method and implemented in a computational code in FORTRAN programming language. It was aimed at this work the numerical simulation of the effects of the energy change, base metal thickness and preheating temperature on the cooling curve during continuous cooling transformation of these steels. It was simulated a situation where a single weld fillet was deposited on plates of the investigated steels by the GMAW process. A heat source model based on Goldak's double-ellipsoid power density distribution was utilized in order to get a good approximation of the weld penetration and cooling rate. The results obtained had a good qualitative agreement with the literature.

1. INTRODUÇÃO

Os primeiros aços de alta liga 2,25Cr-1Mo foram utilizados na década de 40. Desde então, uma grande quantidade deste aço tem sido empregada na fabricação de componentes que trabalham em elevadas temperaturas, tais como em geradores de vapor e vasos de pressão nas usinas de energia e refinarias de petróleo. Até a década de 50, o aço ferrítico de mais alta liga usado na maior parte das caldeiras foi o 2,25Cr-1Mo. Todavia, alguns componentes fabricados deste aço apresentaram resultados insatisfatórios com relação ao seu comportamento à fluência, em aplicações nos Estados Unidos e na Inglaterra¹.

De uma forma geral, os aços ferríticos Cr-Mo para aplicações em altas temperaturas foram aperfeiçoados através da adição de elementos de liga específicos como vanádio, nióbio, tungstênio e nitrogênio. Por causa de suas melhores propriedades em temperaturas elevadas, tais como resistência mecânica, resistência à fluência e a oxidação, os aços ferríticos Cr-Mo modificados estão se tornando amplamente utilizados em usinas de energia, refinarias de petróleo e na indústria petroquímica¹.

Este aperfeiçoamento culminou no desenvolvimento, a partir dos aços 2,25 Cr-1Mo, dos aços ferríticos de baixa liga designados por T/P23 e T/P24 os quais, além de apresentarem melhores propriedades em elevadas temperaturas, são atribuídas a eles, também, melhores características de soldabilidade¹⁻¹⁰.

Neste trabalho buscou-se, em função da crescente importância e demanda dos aços T/P23 e T/P24, uma melhor compreensão das transformações metalúrgicas sofridas pelos mesmos quando soldados já que, quer seja no momento da fabricação e montagem dos componentes e equipamentos ou de reparos dos mesmos, a soldagem é um procedimento que está invariavelmente presente. A simulação numérica foi, desta forma, a ferramenta utilizada para auxiliar nesta melhor compreensão, sendo que os parâmetros utilizados na simulação foram os mais próximos daqueles informados pela literatura, com a finalidade de possibilitar uma comparação entre resultados. Cabe destacar aqui que alguns autores¹¹⁻¹⁷ têm utilizado e proposto o modelamento matemático e a simulação numérica dos fenômenos presentes na soldagem, como uma ferramenta no estudo das

transformações mecânicas e metalúrgicas que podem ocorrer durante e após aquele procedimento.

Portanto, o objetivo da simulação numérica foi o de possibilitar uma avaliação qualitativa das influências da energia de soldagem, da espessura do metal base e da temperatura de preaquecimento sobre as possíveis microestruturas obtidas na zona afetada pelo calor (ZAC) dos aços T/P23 e T/P24. A importância do estudo está no fato de que a previsão do tipo de microestrutura obtida na região soldada poderá auxiliar no melhor entendimento de como estes aços irão se comportar durante a soldagem e, também, quando em serviço. Outro fato interessante é a possibilidade de serem dispensados certos procedimentos geralmente requeridos para estes tipos de aços quando soldados, como o preaquecimento e o tratamento térmico após a soldagem (TTAS) que podem ser de difícil realização, aumentam os custos da obra e podem levar, ainda, ao surgimento de defeitos como a distorção da estrutura e a trincas de reaquecimento.

2. OBJETIVO

O presente trabalho tem como objetivo uma melhor compreensão da soldabilidade metalúrgica dos aços ferríticos de baixa liga T/P23 e T/P24, a fim de estabelecer os melhores parâmetros para as suas soldagens e poder prever o comportamento dos mesmos quando em serviço.

2.1. Objetivos Específicos

Simular numericamente a influência da energia de soldagem, da temperatura de preaquecimento e da espessura do metal base sobre a curva de resfriamento durante a transformação, sob resfriamento contínuo, dos aços T/P23 e T/P24.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Na revisão bibliográfica é abordado o uso da simulação numérica como uma ferramenta na previsão do comportamento e das transformações que ocorrem na soldagem dos metais, especialmente dos aços. São abordados, também, os aspectos metalúrgicos e as características de soldabilidade dos aços ferríticos de baixa liga T/P23 e T/P24, que são os objetos de avaliação neste trabalho.

3.1. Modelamento e Simulação Numérica Aplicada à Soldagem

Alguns autores¹¹⁻¹⁷, têm proposto e utilizado o modelamento matemático dos fenômenos presentes na soldagem e a simulação numérica como uma ferramenta para uma melhor compreensão do comportamento e das transformações sofridas pelos metais quando soldados. Isto se aplica, inclusive, a situações onde um determinado componente a ser soldado se encontra em operação ou serviço¹⁷.

Modelos para fonte de calor têm sido propostos a fim de reproduzir, com maior fidelidade, a história térmica e fornecer uma boa compreensão da influência dos parâmetros de soldagem sobre a distribuição e variação de temperatura no processo. Nesta linha, Goldak et al.²³ propuseram um modelo na forma de duplo-elipsóide, cuja finalidade foi a de se obter uma boa aproximação com os resultados experimentais na previsão da história térmica em processos de soldagem que podem variar de baixa a grande capacidade de penetração, inclusive com a adição de material. O modelo duplo-elipsóide pode ser visto de forma esquemática na Figura 3.1. O modelo é uma combinação de duas elipses, sendo que uma das elipses se encontra no quadrante que fica à frente e a outra no quadrante que fica atrás da fonte de calor.

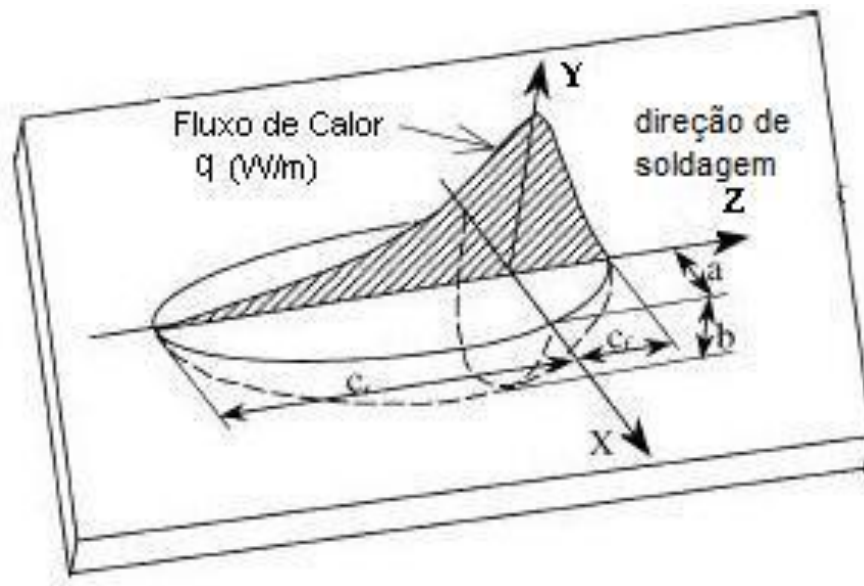


Figura 3.1. Modelo esquemático da fonte de calor duplo-elipsóide²³.

As Equações 3.1 e 3.2 determinam, respectivamente, a distribuição do fluxo de calor dentro dos quadrantes que se situam à frente e atrás da fonte de calor. O modelo é definido em função da posição e do tempo, juntamente com um número de parâmetros que afetam a intensidade e distribuição do fluxo de calor.

$$q_f(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3}f_f Q}{abc_f \pi \sqrt{\pi}} e^{-3\frac{x^2}{a^2}} e^{-3\frac{y^2}{b^2}} e^{-3\frac{z^2}{c_f^2}} \quad (3.1)$$

$$q_r(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3}f_r Q}{abc_r \pi \sqrt{\pi}} e^{-3\frac{x^2}{a^2}} e^{-3\frac{y^2}{b^2}} e^{-3\frac{z^2}{c_r^2}} \quad (3.2)$$

Nas Equações 3.1 e 3.2, $Q = nVI$ corresponde à taxa de energia adicionada na soldagem (em Watts), sendo que VI é o produto da tensão (V) em Volts pela corrente (I) em Ampère e n é um fator de rendimento associado ao processo. Os fatores f_f e f_r correspondem às frações do calor depositado nos respectivos quadrantes à frente e atrás da fonte, sendo que $f_f + f_r = 2$. Os parâmetros a, b, c_f e c_r definem o tamanho e a forma das elipses e, portanto, da distribuição do calor através da fonte.

A Figura 3.2 corresponde aos resultados comparativos de distribuição de temperatura na soldagem entre o modelo duplo-elipsóide e os resultados experimentais e, também, em relação a um outro modelo proposto para fonte de calor. Na Figura 3.2(a) pode ser visto, de forma esquemática, a trajetória da fonte de calor e um plano perpendicular a esta direção (seção transversal), onde foi obtida a distribuição de temperatura 11,5 segundos após a passagem do arco elétrico por aquele plano. O resultado obtido com o modelo duplo elipsóide teve uma boa concordância com os dados experimentais, se mostrando mais acurado quando comparado ao outro modelo proposto (Figura 3.2(b)).²³

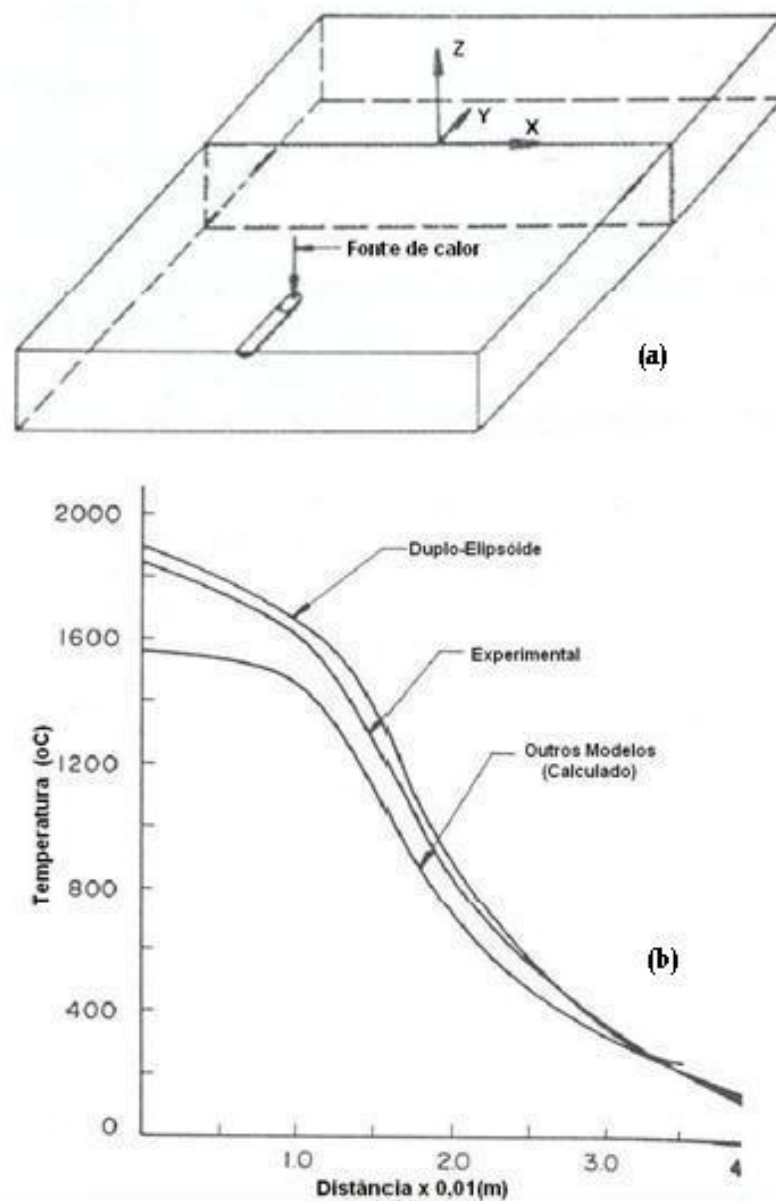


Figura 3.2. Comparação dos resultados de distribuição de temperatura entre o modelo duplo-elipsóide com o experimental e outros modelos, em um plano perpendicular à direção do deslocamento da fonte de calor²³.

A Figura 3.3 corresponde à comparação entre os resultados obtidos através do modelo duplo-elipsóide de fonte de calor e aqueles levantados de forma experimental, com relação às dimensões da zona fundida (ZF) e da zona afetada pelo calor (ZAC). A região correspondente se situa naquele mesmo plano relatado anteriormente e que pode ser visto na Figura 3.2(a). Os resultados apresentados pelo modelo tiveram uma significativa concordância com aqueles obtidos experimentalmente.

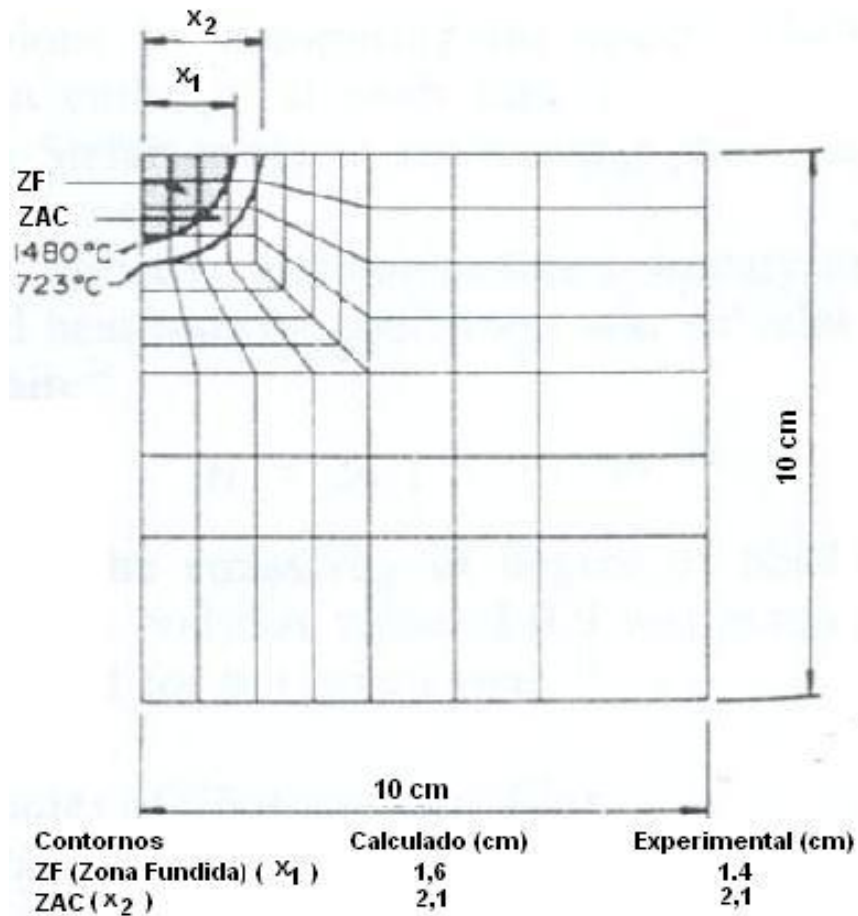


Figura 3.3. Comparação entre os resultados obtidos através do modelo duplo-elipsóide e experimentalmente para as dimensões da ZF e da ZAC²³.

A Tabela 3.1 trás uma comparação entre os resultados do modelo duplo-elipsóide com outros modelos propostos para fonte de calor na soldagem e aqueles obtidos experimentalmente, a fim de se determinar o tempo de resfriamento entre 800 e 500°C. Os processos de soldagem investigados compreenderam aqueles de pequena penetração (arco submerso) e de alta penetração (feixe eletrônico). Os resultados obtidos através do modelo duplo-elipsóide apresentaram uma boa concordância com os resultados experimentais. Além disto, foram mais acurados do

que aqueles obtidos com o uso de outros modelos na investigação do tempo de resfriamento entre 800 e 500°C, para os dois processos de soldagem citados.

Tabela 3.1. Comparação entre os resultados obtidos através do modelo duplo-elipsóide com resultados experimentais e com outros modelos na determinação do tempo de resfriamento entre 800 e 500°C para diferentes processos de soldagem²³.

Processo de Soldagem	Método de Obtenção do resultado	Tempo de resfriamento (s)	Diferença Percentual (%)
Arco Submerso (Baixa Penetração)	Experimental	37	-
	Análítico (Rosenthal)	22	-41
	Duplo-Elipsóide	39	+5
Feixe Eletrônico (Alta Penetração)	Experimental	1,9	-
	Análítico (2D) (Rosenthal)	2,4	+21
	Análítico (3D) (Rosenthal)	1,4	-21
	Duplo-Elipsóide	2,0	+5

Devido ao grande número de variáveis envolvidas, gerando uma grande base de dados experimental, o entendimento e o controle do processo de soldagem tornam-se caros e demorados ou, até mesmo, impraticáveis¹¹. Desta forma, um importante recurso é a simulação computacional da soldagem através do estabelecimento de um conjunto de equações representando os processos físicos essenciais da soldagem. Foi organizado, a fim de avaliar o atual estado do conhecimento e explorar novas e emergentes oportunidades para pesquisas básicas, um grupo envolvendo cientistas de vários países, sendo que as principais áreas de interesse debatidas envolvendo a modelagem do processo de soldagem foram os fluxos de calor e de fluido; interações metal-fonte de calor; microestruturas da solidificação da soldagem e transformação de fases. Além de informações sobre a forma e tamanho da poça de fusão, o modelamento computacional da soldagem

pode fornecer informações detalhadas sobre parâmetros tais como taxa de resfriamento da junta soldada, gradiente de temperatura na poça de fusão e taxa de crescimento macroscópico¹¹.

Um modelo global, conhecido como modelo termo-mecânico-metalúrgico (TMM) para a soldagem tem sido proposto¹². Segundo os autores, os fenômenos mais importantes que ocorrem na ZAC são os relacionados ao aquecimento e resfriamento, à dilatação térmica, às deformações elásticas e inelásticas, à solidificação da poça de fusão, à transformação de fases no estado sólido e às transformações induzidas por plasticidade acompanhadas por efeitos de deformação volumétrica. O estado do material no processo TMM pode ser definido por quatro variáveis constitutivas, que são elas a taxa de deformação, a tensão, a temperatura e a fração de fases. Os autores utilizaram a técnica de elementos finitos na solução do método TMM. Pode ser visto nas Figuras 3.4 a 3.6, alguns resultados obtidos através do método TMM referentes à soldagem de topo de duas placas de aço simétricas de dimensões 100 x 50 x 20 mm através do processo MIG-Plasma.

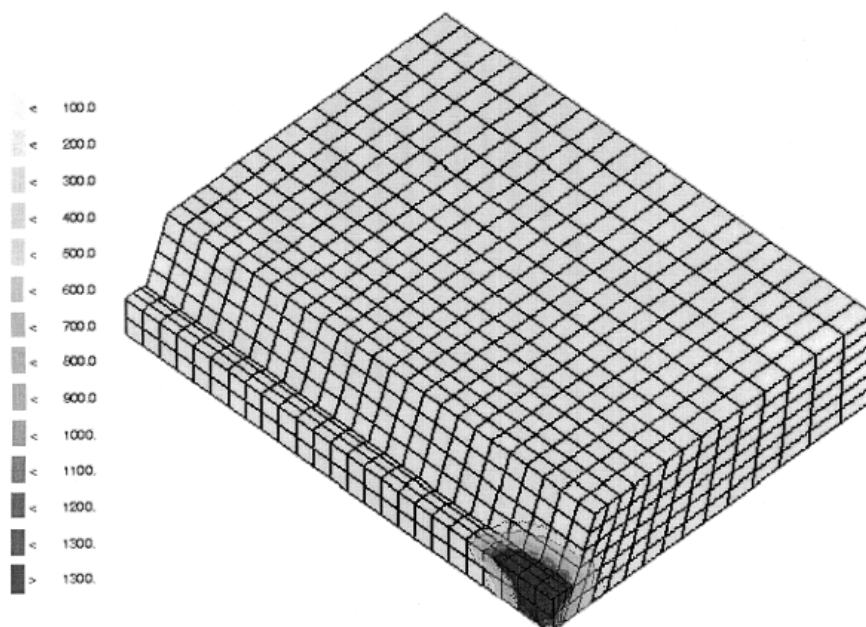


Figura 3.4. Campo de temperatura durante o primeiro passe de soldagem de um total de três¹².

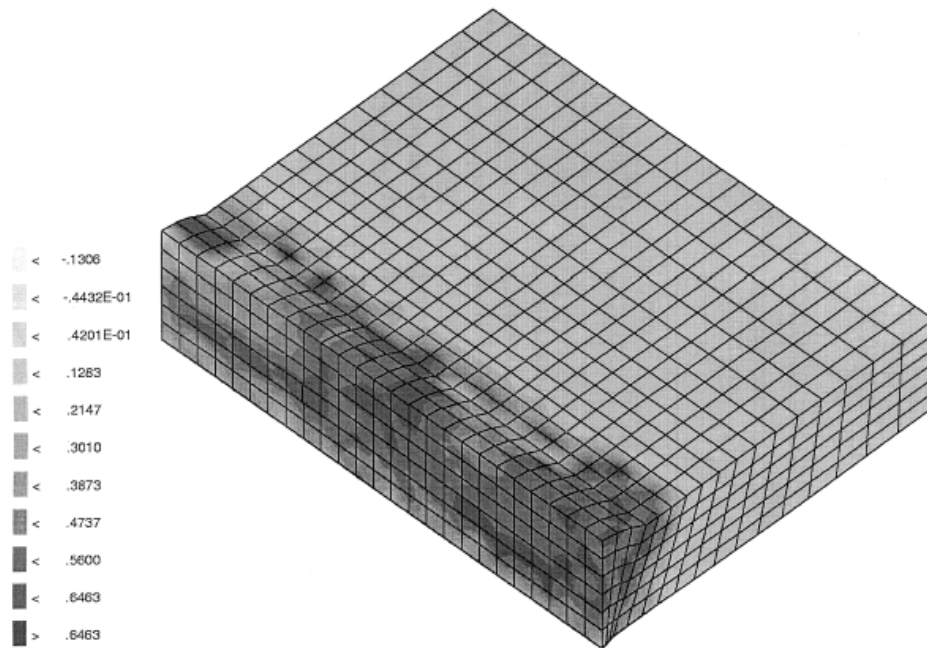


Figura 3.5. Fração volumétrica de bainita após três passes de soldagem¹².

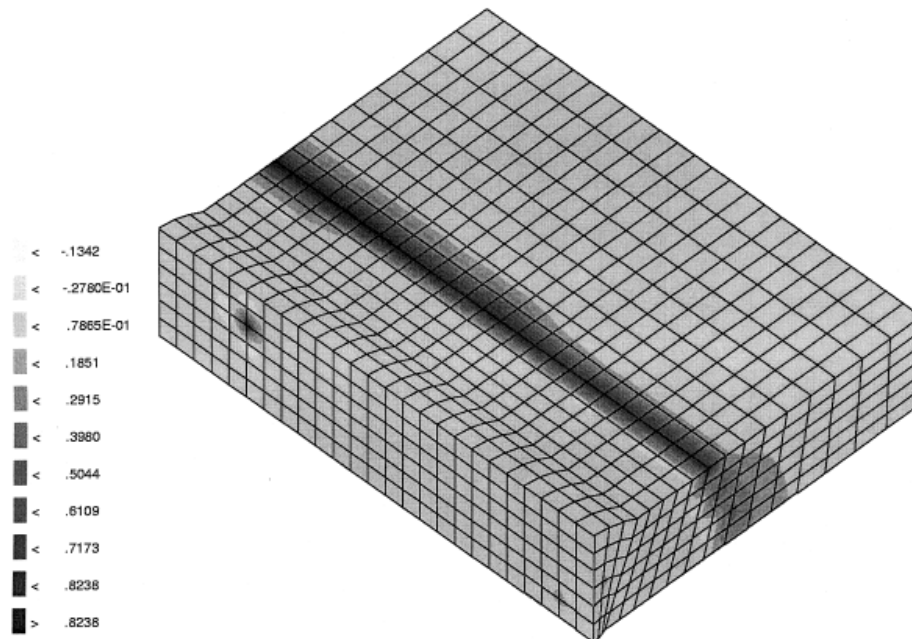


Figura 3.6. Fração volumétrica de martensita após três passes de soldagem¹².

A utilização de tecnologias de soldagem de alta densidade de potência, tal como a soldagem a laser, tem aumentado consideravelmente na manufatura industrial¹³. Desta forma, a simulação numérica dos processos de soldagem tem sido um tópico principal das pesquisas nos últimos anos, sendo que os resultados da simulação podem ser usados para explicar a essência física de alguns fenômenos complexos que ocorrem durante a soldagem a laser, podendo ser usados também como a base para a otimização dos parâmetros envolvidos nos processos de soldagem. Desta forma, foi desenvolvido um modelo tri-dimensional baseado na

técnica de elementos finitos, para a simulação do processo de soldagem a laser. A finalidade do trabalho foi a de prever as distorções oriundas da soldagem a topo levando-se em consideração aspectos térmicos, mecânicos e metalúrgicos que ocorrem no processo, sendo obtidos resultados que encontraram boa concordância com os medidos experimentalmente. Na avaliação das transformações metalúrgicas, foi considerado que as propriedades do material eram dependentes da temperatura utilizando-se, ainda, informações obtidas a partir dos diagramas de resfriamento contínuo dos aços. O estudo da transformação de fases envolvendo difusão foi baseado na lei de Johnson-Mehl-Avrami, enquanto que para o caso da transformação martensítica, baseou-se na lei de Koistinen-Marburger.

3.2. Aspectos Metalúrgicos e Mecânicos dos Aços Ferríticos de Baixa Liga T/P23 e T/P24

Pode ser encontrada na Tabela 3.2, a composição química dos aços T/P22 (especificação ASTM A 213 / A 335), T/P23 (especificação ASTM A 213 / A 335) e T/P24 (especificação ASTM A 213).

Tabela 3.2. Composição química dos aços ferríticos T/P22, T/P23 e T/P24⁴.

(%) massa	T/P22 (ASTM A 213 / A335)	T/P23 (ASTM A 213 / A335)	T/P24 (ASTM A 213)
C	máx. 0,15	0,04 - 0,10	0,05 - 0,10
Si	0,25 - 1,00	máx. 0,50	0,15 - 0,45
Mn	0,30 - 0,60	0,10 - 0,60	0,30 - 0,70
Cr	1,90 - 2,60	1,90 - 2,60	2,20 - 2,60
Mo	0,87 - 1,13	0,05 - 0,30	0,90 - 1,10
V	-	0,20 - 0,30	0,20 - 0,30
W	-	1,45 - 1,75	-
Al	-	máx. 0,030	máx. 0,020
B	-	0,0005 - 0,0060	0,0015 - 0,0070
N	-	máx. 0,030	máx. 0,012
Nb	-	0,02 - 0,08	-
Ti	-	-	0,05 - 0,10

Os aços T/P23 e T/P24 foram desenvolvidos tendo como base os aços T/P22 através da adição e substituição de elementos de liga, com a finalidade de aumentar a sua resistência mecânica através, principalmente, do mecanismo de aumento de resistência por precipitação. A adição de vanádio e nióbio (ou vanádio e titânio no caso do aço T/P24) os quais combinam com o carbono e/ou nitrogênio podem formar carbonetos, nitretos e/ou carbonitretos do tipo MX (M representa os elementos metálicos e X a expressão carbono + nitrogênio), que provoca uma fina precipitação na matriz, aumentando a resistência dos aços². No caso dos aços T/P23, a substituição do molibdênio pelo tungstênio nos aços T/P22 foi feita com o objetivo de um aumento na resistência à fluência, sendo que elevadas resistências são obtidas, principalmente, através da combinação do tungstênio em solução sólida e do endurecimento por dispersão de carbonetos de nióbio e vanádio em uma matriz bainítica revenida. A adição de boro aumenta a tenacidade e a resistência à fluência do aço^{5,6,10}.

Conforme pode ser visto na Tabela 3.2, devido à mesma composição básica, os aços T/P23 e T/P24 possuem a maior parte das propriedades físicas e de resistência à oxidação similares ao dos aços T/P22, enquanto que diferenças significativas vão acontecer nas propriedades mecânicas, incluindo a resistência à fluência. Isto ocorre devido à adição de elementos de liga e um resultado do seu efeito pode ser visto na Figura 3.7, onde os aços T23 e T24 apresentam valores de limite de escoamento aproximadamente duas vezes maiores que o do aço T22.

Com relação ao comportamento à fluência, pode ser visto na Figura 3.8 que os aços T/P23 e T/P24 também apresentam os seus valores de resistência bastante elevados, sendo que uma comparação com outros aços para uso em altas temperaturas, conforme pode ser visto na Figura 3.9, mostra que o aço T/P24 têm seus valores de resistência à fluência, em menores temperaturas, levemente abaixo dos aços T/P91, mesmo sendo este último mais ligado. Embora os valores de resistência à fluência para os aços T/P23 estejam abaixo daqueles observados para o T/P24 e T/P91 em uma ampla faixa de temperatura, o mesmo ainda possui valores consideravelmente mais altos que os do T/P22. Observa-se, ainda, que o aço T/P23 passa a apresentar maiores valores de resistência à fluência que o aço T/P24 em temperaturas mais elevadas (aproximadamente 580°C).

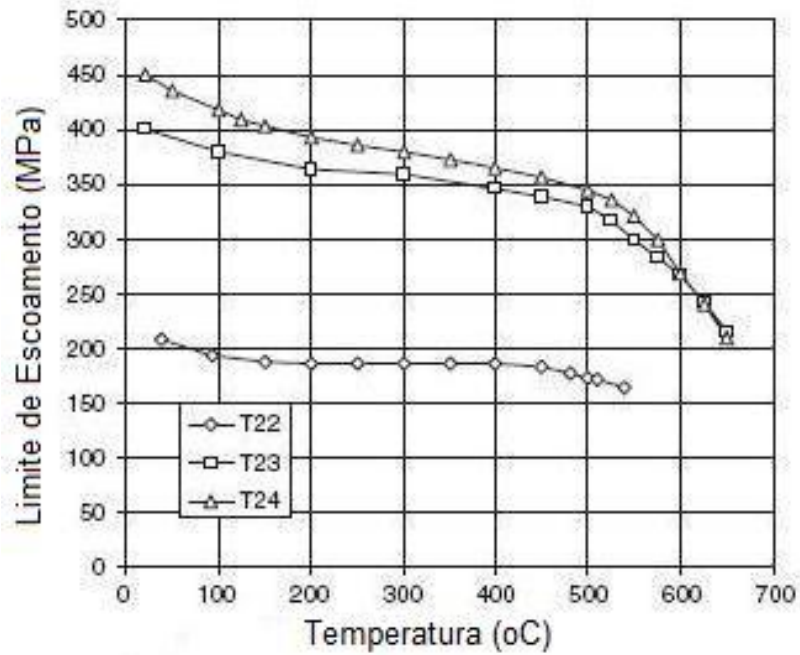


Figura 3.7. Resistência ao escoamento dos aços T22, T23 e T24 com a temperatura³.

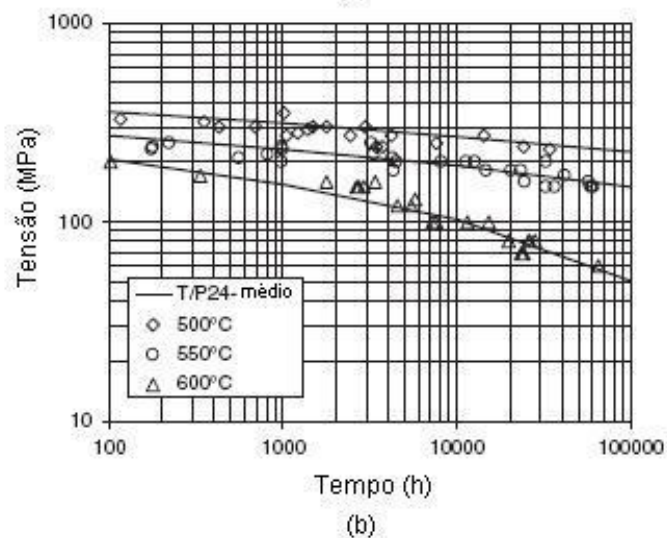
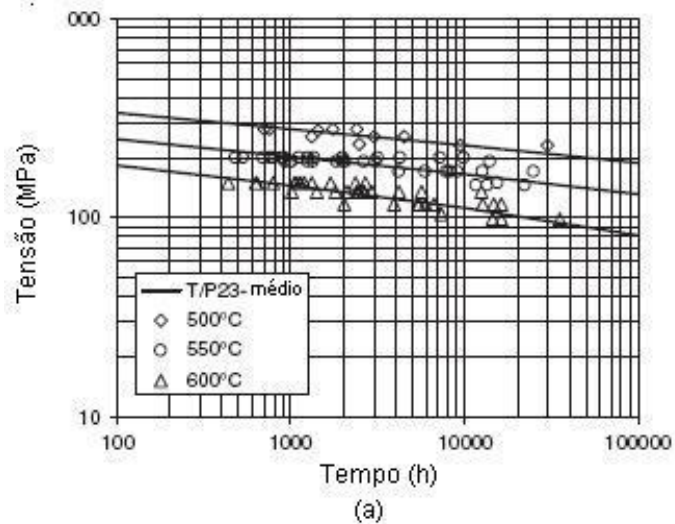


Figura 3.8. Comportamento à fluência: (a) Aço T/P23 (b) Aço T/P24³

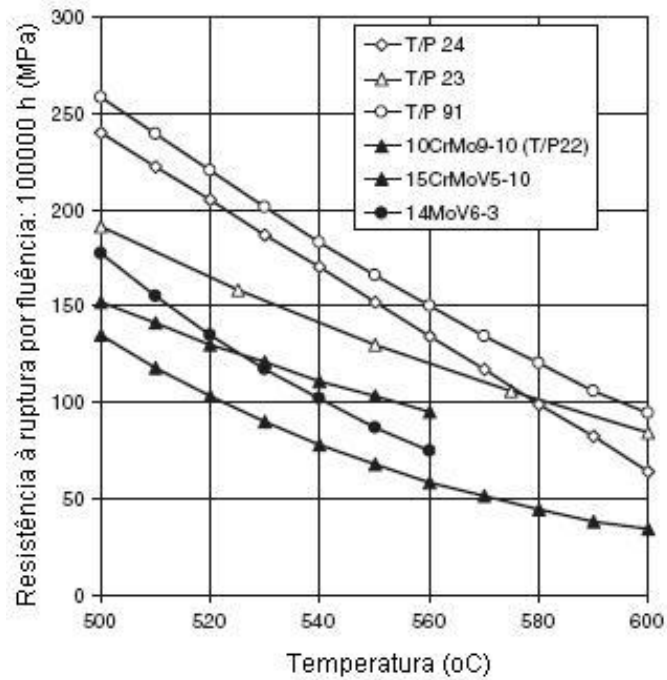


Figura 3.9. Resistência à fluência de aços para temperaturas elevadas³.

Devido à limitada resistência à oxidação dos aços T/P23 e T/P24, não é recomendada a utilização dos mesmos por longos períodos em temperaturas superiores a 575°C, tornando este fator mais limitante para aplicação em temperaturas elevadas do que a própria fluência^{2,3}. A oxidação pelo vapor é uma das principais causas de vários problemas apresentados pelos aços em temperaturas elevadas. Em geral os aços T/P22, T/P23 e T/P24 possuem o mesmo comportamento em relação à oxidação provocada pelo vapor e à corrosão pelos gases quando apresentam teores similares de cromo e de silício, sendo que uma comparação entre as taxas de oxidação para os aços T24 e T22 pode ser vista na Figura 3.10. Este comportamento também se aplica aos aços da família Cr-Mo mais ligados, como os aços T/P91, T/P911 e T/P92 com 9% de Cr, apesar destes apresentarem, em média, uma resistência à oxidação ligeiramente maior que os aços com 2,25%Cr. O papel do cromo é importante neste processo, mas outros elementos, como o silício, que possui um efeito positivo e o manganês, que possui um efeito negativo, têm a sua colaboração sobre este comportamento.

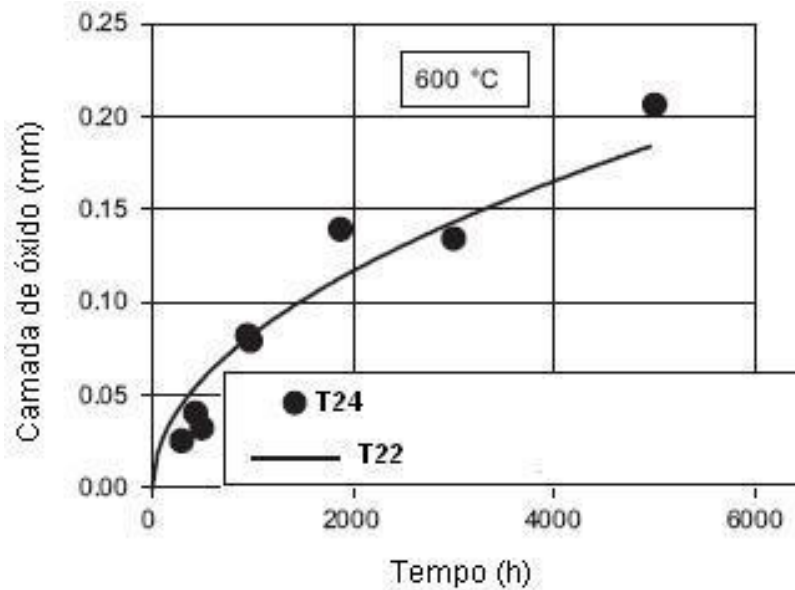


Figura 3.10. Taxa comparativa de oxidação dos aços T24 e T22 em 600°C².

Os aços T/P23 e T/P24 são fornecidos nas condições de normalizados e revenidos ou temperados e revenidos. O aço T/P23 é normalizado em uma temperatura padrão de 1060°C a fim de dissolver a maior partes dos precipitados e revenido em 760°C, a fim de permitir a precipitação de carbonetos de cromo e de finos carbonitretos de vanádio e nióbio. Este procedimento melhora a resistência à fluência dos aços T/P23. Os aços T/P24 são normalizados em uma temperatura padrão de 1000°C. A transformação martensítica-bainítica se estende através de uma ampla faixa de resfriamento para os aços T/P23 e T/P24, conforme pode ser visto nos diagramas de transformação sob resfriamento contínuo daqueles aços nas Figuras 3.11 e 3.12 respectivamente, sendo que a máxima dureza obtida está em torno de 350 HV¹. Uma estrutura bainítica pura não oferece, normalmente, uma boa tenacidade³, por isto uma elevada taxa de resfriamento, geralmente têmpera em água, é recomendada para se obter esta propriedade de forma adequada, principalmente para tubos de espessuras maiores que 10mm. Além da utilização dos aços modificados na fabricação de tubos, deve-se deixar registrado que os mesmos podem ser adaptados para fabricação de vasos de pressão de paredes grossas, como é o caso do aço T/P23, bem como serem trabalhados conforme o aço T/P22, o que inclui a conformação a quente e a frio e a soldagem^{1,2,3,6}.

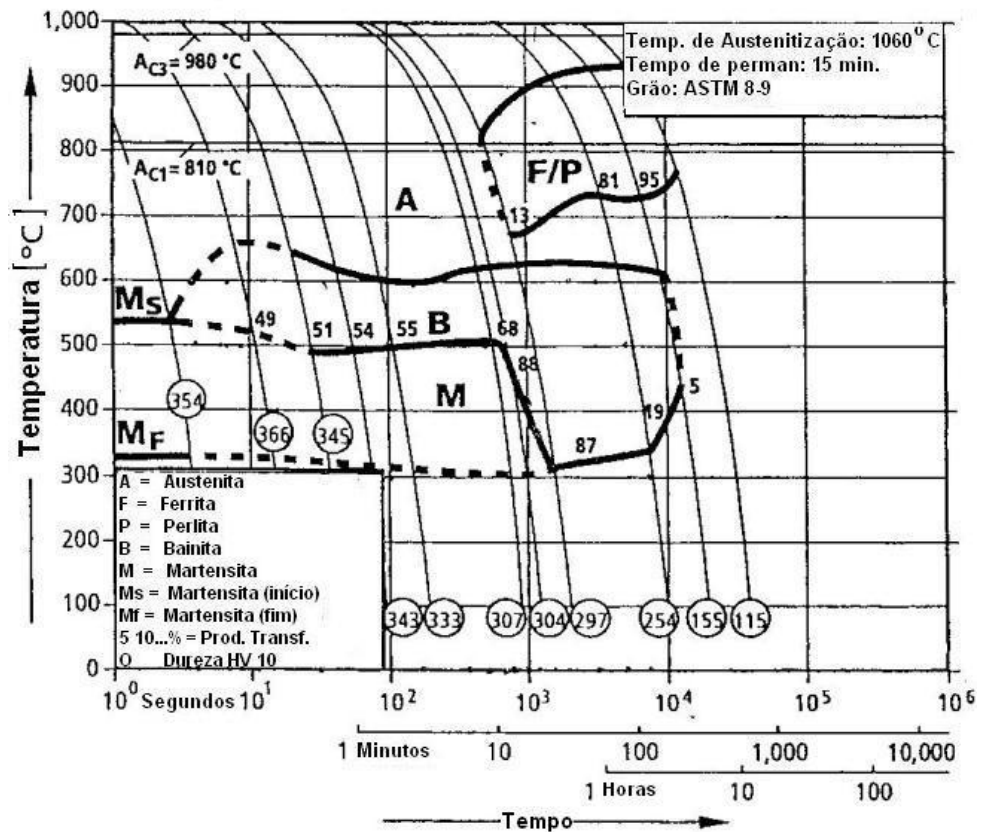


Figura 3.11. Diagrama de transformação no resfriamento contínuo do aço T/P23¹.

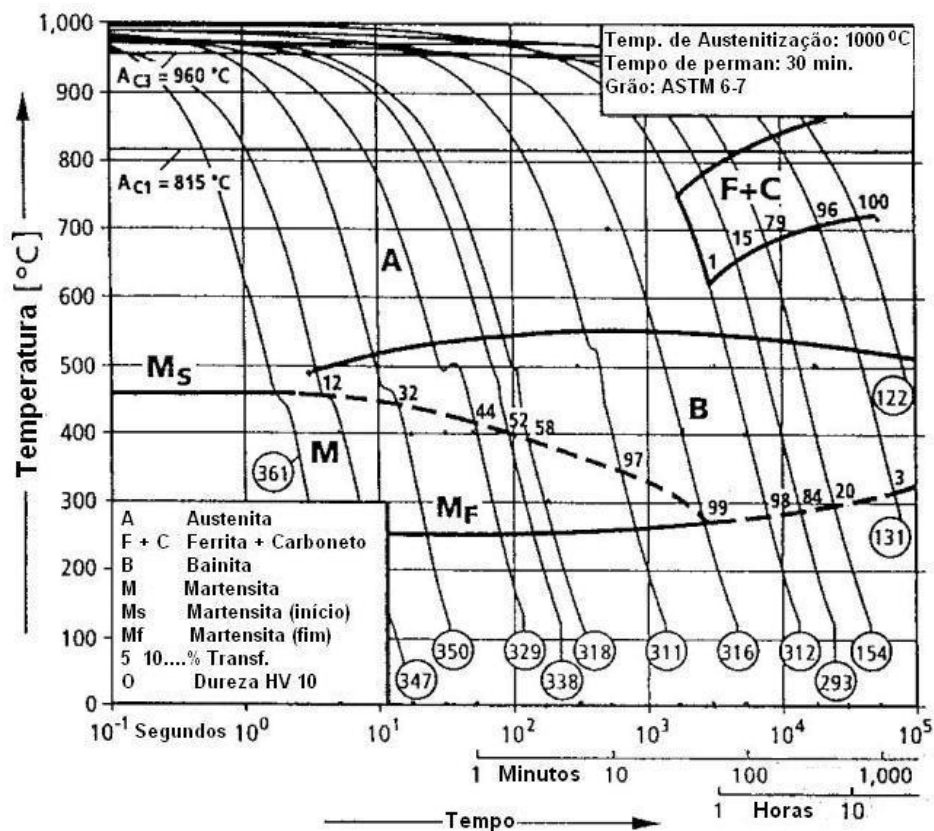


Figura 3.12. Diagrama de transformação no resfriamento contínuo do aço T/P24¹.

3.2.1. Efeito dos Elementos de Liga nos Aços Cr-Mo

Neste tópico é apresentado o efeito de alguns elementos de liga sobre as propriedades dos aços de forma geral e, em especial, sobre as propriedades dos aços Cr-Mo. O interesse maior é o de informar a influência dos elementos que foram adicionados ou que substituíram elementos já presentes na composição do aço T/P22, com o objetivo de se obter os aços T/P23 e T/P24.

O carbono (C) é o elemento que possui o maior potencial para promover o aumento da resistência a fluência. As propriedades mecânicas em temperaturas elevadas dependem fortemente da formação de carbonetos, desta forma o carbono desempenha um papel primordial na resistência à fluência em termos de aumento de resistência por solução sólida e por precipitação de partículas dispersas. Um aumento do teor de carbono de 0,15 para 0,20% melhora de forma significativa a resistência à fluência sem afetar praticamente a soldabilidade¹. Quando a temperatura aumenta, o benéfico efeito do carbono em relação ao aumento da resistência à fluência diminui. Este comportamento pode ser devido à aceleração do crescimento de carbonetos, em resposta ao aumento da temperatura e ao esgotamento de elementos de liga da matriz para suprir o crescimento citado.

O cromo (Cr) é um dos principais elementos de liga nos aços ferríticos Cr-Mo a fim de promover a resistência à oxidação. O cromo aumenta a tensão de ruptura por fluência através de um mecanismo básico, que é o da associação com os intersticiais da estrutura para formar grupamentos Cr-C e Cr-C-Cr os quais, dependendo das condições, podem interferir no movimento das discordâncias através do arraste de soluto, ou através de endurecimento por solução sólida. Entretanto, como o cromo é um excelente formador de carboneto e sendo o mesmo removido da solução pelo carbono, até um determinado teor para formar carboneto, o aumento da resistência por solução sólida através de átomos de cromo é limitado. A conclusão que se chega é que, se o teor de carbono do aço é mantido em níveis mais baixos, menos carbono estará disponível para a formação de carbonetos, o que deixa uma maior quantidade de cromo em solução para aumentar a resistência do aço. À despeito da perda de resistência a fluência devido à precipitação, a presença de carbonetos na matriz pode ser benéfica para a resistência à ruptura, principalmente se os mesmos estão finamente dispersos e possuem morfologia acicular. Uma questão a respeito dos carbonetos de cromo formados isto é, os carbonetos M_7C_3 e $M_{23}C_6$, é que eles

não são estáveis em temperaturas elevadas, pois esferoidizam facilmente e crescem de forma muito rápida, formando grandes blocos.

O molibdênio (Mo) é o principal elemento responsável pela resistência à fluência dos aços Cr-Mo. Como no caso do cromo, o molibdênio melhora a resistência à fluência quando está presente na forma de solução sólida ou precipitado na forma de carboneto. Quando em solução sólida, os átomos de molibdênio tem uma afinidade mais acentuada pelos elementos de liga intersticiais do que os átomos de cromo e, desta forma, desempenha um papel mais ativo no aumento da resistência através daquele mecanismo. Nos aços ferríticos, a presença de um por cento em peso de molibdênio é suficiente para saturar a rede de discordâncias. Desta forma, a adição de mais de um por cento de molibdênio não seria benéfico assumindo, evidentemente, que todo o molibdênio estivesse em solução. Dois efeitos, os quais diminuem a resistência por solução sólida são possíveis, sendo o primeiro aquele na presença de quantidades significativas de molibdênio fósforo e/ou arsênio. Neste caso, o molibdênio segrega ao longo dos contornos de grão junto com esses elementos, causando o esgotamento do molibdênio da matriz e neutralizando o efeito de aumento de resistência por solução sólida. No segundo caso pode ocorrer a precipitação de carbonetos de molibdênio, já que o molibdênio é um forte formador de carbonetos, sendo a precipitação limitada, somente, pela quantidade de carbono no aço acima do nível de equilíbrio. Isto sugere que a precipitação de carboneto e, desta forma, o esgotamento de molibdênio da matriz, pode ser limitada ao se abaixar o teor de carbono do aço. Uma alternativa é a presença de outros elementos de liga mais propensos a formar carbonetos, ou seja, com maior afinidade pelo carbono do que o próprio molibdênio, tais como o nióbio, o titânio ou o vanádio. Estes elementos combinariam com o carbono, deixando a maior parte do molibdênio em solução. Desconsiderando o efeito negativo sobre o aumento da resistência por solução sólida, a precipitação de carbonetos de molibdênio pode aumentar a tensão de ruptura. O carboneto que tem o papel mais efetivo neste caso é o Mo_2C , o qual está normalmente presente como uma fina dispersão de precipitados de forma acicular.

O nióbio (Nb) é um elemento fortemente formador de carbonetos. A estabilidade dos carbonetos de nióbio em elevadas temperaturas faz do nióbio um elemento de liga atrativo com o propósito de refinamento do tamanho de grão, estabilizando a microestrutura e aumentando a resistência em temperaturas

elevadas dos aços ferríticos. Com a finalidade de aumentar a resistência à ruptura dos aços 2,25Cr-1Mo, o nióbio é adicionado para criar uma fina dispersão de precipitados de NbC, sendo que o aumento de resistência obtido é proporcional à raiz quadrada da fração volumétrica de NbC precipitado nas discordâncias¹. Devido à estabilidade dos carbonetos em temperaturas elevadas e a capacidade de impedir o movimento das discordâncias, a degradação microestrutural durante a fluência ocorre vagarosamente e a resistência à ruptura é mantida. A adição de pequenas quantidades de nióbio pode aumentar a resistência em altas temperaturas dos aços ferríticos pelo motivo do NbC ser de difícil dissolução, até mesmo nesta condição. O teor de nióbio deve se situar entre 0,03 e 0,05% e 0,02 a 0,03% para os aços T/P22, com teor de carbono de 0,05 e 0,1% respectivamente. O NbC pode se dissolver em 1050°C, e se isto ocorrer integralmente durante a normalização nesta temperatura, o crescimento dos grãos poderá ocorrer e resultar em uma redução na tenacidade ao entalhe. Portanto, o teor ótimo de nióbio deveria ser de 0,05%, de modo que uma pequena quantidade de NbC ainda permanecesse, mesmo após o tratamento térmico de normalização.

O nióbio tem um efeito bastante difundido sobre a ZAC, embora este efeito seja fortemente dependente da energia de soldagem utilizada, sendo mais deletério quando esta é mais elevada. O nióbio favorece a obtenção de microestruturas de alta dureza o que provoca a diminuição da tenacidade na ZAC. O teor de nióbio que pode ser tolerado depende fortemente do teor de carbono presente no material, sendo que em aços com teor de carbono reduzido, é sugerido o uso de até 0,18% de nióbio, apesar que níveis de até 0,03% são mais amplamente aceitos como o limite acima do qual uma deterioração na tenacidade é observada²¹.

O vanádio (V) é também um forte formador de carboneto, o qual melhora a resistência, particularmente a tensão de ruptura dos aços ferríticos resistentes ao calor. Quando precipita, o carboneto de vanádio V_4C_3 está finamente disperso, sendo o responsável pelo aumento de resistência do aço. O V_4C_3 é relativamente estável em temperaturas de serviço intermediárias, mas começa a coalescer em torno de 600°C. O vanádio possui maior afinidade pelo carbono do que o molibdênio e o cromo. Desta forma, o vanádio combina-se preferencialmente com o carbono, possibilitando que o molibdênio continue desempenhando seu principal papel, ou seja, garantindo a resistência por solução sólida na matriz. O efeito mais pronunciado do teor de vanádio sobre o limite de resistência e a resistência ao

escoamento dos aços 3Cr-1Mo-V-Ti-B, na temperatura ambiente, se encontra na faixa de 0,24 a 0,31% deste elemento¹.

A alta resistência à fluência promovida nos aços com vanádio é devida, predominantemente, à dispersão de finas partículas de precipitados do tipo MX. Apesar destes precipitados conferirem uma elevada resistência à fluência, eles são responsáveis também pelo fenômeno de endurecimento secundário sofrido pelos aços quando submetidos a temperaturas elevadas, em serviço ou durante o tratamento térmico, principalmente após a soldagem, o que resulta numa deterioração das propriedades plásticas da ZAC¹⁸.

A influência do vanádio sobre a tenacidade depende fortemente do teor de carbono do aço. O efeito é geralmente menor em aços com pouco carbono e, sob condições normais de soldagem, aços moderadamente ligados com vanádio não estão propensos a sofrer significativa deterioração de tenacidade na ZAC. Aparentemente, a boa tenacidade, à despeito da elevada resistência e dureza, está na possibilidade do vanádio influir no ângulo dos contornos de grão e aumentar, conseqüentemente, a resistência ao início de trincas. É relatado, também, que o nível de nitrogênio livre na matriz pode ser reduzido através de pequenas adições de vanádio, melhorando a tenacidade através da redução do endurecimento por solução sólida, mesmo se algum precipitado contendo vanádio esteja presente. O teor de vanádio permissível depende da energia de soldagem usada, sendo que para altas energias a fragilidade da ZAC ocorre para teores de vanádio acima de 0,1% enquanto que para baixas energias, o mesmo pode estar presente em teores até 0,25%, sendo esta observação válida somente para cordões de solda de passe único. A perda de tenacidade pode ser explicada pelo endurecimento provocado pela precipitação de V(C,N), a qual é favorecida em altas energias de soldagem. O teor de vanádio para o qual a perda de tenacidade ocorre é provavelmente dependente do teor de carbono também, sendo mais tolerante quando este último elemento está presente em menores quantidades. Em geral, a presença de outros elementos de liga, por exemplo o nióbio, pode alterar de forma significativa o efeito do vanádio, resultando numa baixa tenacidade da ZAC após TTAS²¹.

O tungstênio (W) é outro elemento que tem grande afinidade pelo carbono sendo, desta forma, um forte formador de carboneto. A adição de tungstênio aos aços ferríticos de baixa liga é perfeitamente possível e resulta em um endurecimento

secundário, devido à precipitação de WC. Todavia, a difusão de W na matriz ferrítica é um processo lento e, na presença de molibdênio e vanádio, os carbonetos destes últimos elementos, ou seja, Mo_2C e V_4C_3 vão precipitar preferencialmente em relação ao WC. Desta forma, o tungstênio permanecerá em solução sólida aumentando a resistência mecânica e a resistência à fluência do aço através deste mecanismo de endurecimento. O aço T/P23 apresenta parte do molibdenio substituído pelo tungstênio, sendo que os teores ótimos destes elementos para as propriedades mecânicas é de 1,6% para o tungstênio e de 0,1% para o molibdênio, com uma adição de boro de 0,003%. O aumento da resistência à ruptura por fluência acontece para teores crescentes de W no aço. Todavia, isto também diminui a sua tenacidade, tanto nas condições como revenido ou envelhecido¹.

O titânio (Ti) é adicionado aos aços ferríticos para o aumento de resistência, estabilização de carbonetos e desoxidação. O aumento de resistência através da adição de titânio resulta da formação de finos precipitados de TiC na matriz. O efeito de estabilização promovido pelo titânio sobre a microestrutura tem origem na resistência do TiC ao coalescimento em temperaturas elevadas. A adição de pequenas quantidades de titânio ao aço já melhora de forma significativa a sua resistência à fluência, mas isto depende do teor de carbono. O benefício da adição de titânio é indicado por um aumento do tempo de ruptura e diminuição da taxa de fluência. A taxa de fluência aumenta quando o teor de carbono é elevado, sendo que observações feitas demonstram que a fração volumétrica de TiC é maior nos aços com carbono mais baixos e menor com o aumento do teor deste último, o que resulta em uma diminuição da resistência à fluência¹.

O titânio combina com o nitrogênio para formar nitretos de alta estabilidade térmica, que favorecem uma melhora da tenacidade na ZAC dos aços através da restrição do crescimento do grão austenítico nesta região. Entretanto, se o titânio se encontra em excesso estequimétrico, pode ocorrer uma significativa redução da tenacidade devido ao coalescimento das partículas de TiN, favorecendo o crescimento do grão austenítico. O uso de altas energias de soldagem favorece a formação de microestruturas frágeis, sendo que a microadição de titânio até aproximadamente 0,15%, sozinho ou combinado com outros elementos como o boro, reduz o crescimento de grão e a fração volumétrica das fases frágeis, o que resulta numa melhora da tenacidade da ZAC²¹.

O boro (B) é adicionado aos aços ferríticos para aumentar a sua temperabilidade. Uma pequena quantidade de boro adicionada ao aço ferrítico favorece a transformação martensítica, possibilitando a sua ocorrência em baixas taxas de resfriamento. A influência do boro sobre a resistência à ruptura e à fluência não é direta e depende dos outros tipos e quantidades de elementos de liga presentes no aço. Também, o seu efeito sobre a temperabilidade pode variar de forma significativa, reduzindo esta se o boro não for protegido dos efeitos do nitrogênio e do oxigênio, o que pode ser feito utilizando alumínio e titânio. A adição de boro até 0,01% também favorece o aumento da resistência à fluência. Quando usado em maiores porcentagens, o titânio deverá estar presente em quantidade suficiente a fim de manter o nitrogênio na microestrutura^{1,21}.

A adição de boro restringe o crescimento do grão austenítico em elevadas energias de soldagem e favorece a nucleação de microestruturas adequadas para se obter uma boa tenacidade na ZAC, mas isto depende do teor de boro adicionado, o que é determinado pelo tamanho de grão austenítico. Todavia, devido à precipitação de carbonetos de boro, este elemento pode fragilizar a ZAC, devendo o seu teor estar limitado à aproximadamente 0,001-0,0015%²¹.

O nitrogênio (N) melhora a resistência à fluência dos aços ferríticos, sendo que esta melhora pode ser percebida com um aumento no teor de nitrogênio de 0,02 para 0,07% em um aço sem boro. Em um aço contendo boro, o efeito do nitrogênio sobre a resistência à ruptura por fluência é invertida. O nitrogênio é até mais efetivo que o carbono em favorecer o aumento da resistência à ruptura por fluência nos aços ferríticos. O nitrogênio tem baixa solubilidade na ferrita e tende a precipitar na forma de carbonitretos, como os carbonitretos do tipo MX (onde M representa elementos metálicos como vanádio, titânio e nióbio, etc. e X a expressão carbono + nitrogênio). Entretanto, alguns nitretos podem causar uma deterioração da tenacidade e deveriam ser evitados por este motivo¹.

No estado livre (não combinado) o nitrogênio é prejudicial para a tenacidade da ZAC, principalmente na região de grãos grosseiros devendo, por esta razão, ser mantido em níveis bastante baixos. Um aumento no teor de nitrogênio eleva de forma significativa a temperabilidade e a estabilidade da austenita, promovendo a formação de constituintes frágeis. A partir de determinado teor, o nitrogênio pode interagir com os campos de deformação das discordâncias, em temperaturas entre

100 e 200°C, tornando o aço propenso à fragilização por envelhecimento por deformação²¹.

3.3. Soldabilidade dos Aços Ferríticos de Baixa Liga T/P23 e T/P24

Além de apresentar propriedades superiores para trabalho em temperaturas elevadas e resistência a trinca induzida por hidrogênio, alguns autores têm relatado também as melhores características de soldabilidade dos aços T/P23 e T/P24¹⁻¹⁰.

3.3.1. Metal de Adição

Em relação aos metais de adição para os aços T/P23 e T/P24, tem-se buscado o desenvolvimento de consumíveis cuja composição química do depósito seja similar e apresente o mesmo desempenho como aquele do metal base. De uma maneira geral, existe muito pouca opção comercial para consumíveis, podendo-se citar como exemplos o Böhler-Thyssen 7CrMoVTiB10-10 (CrMoVTiB) fabricado pela Böhler-Thyssen (Alemanha) e Sumikin 23 fabricado pela Sumitomo Steel (Japão), cujas composições químicas estão próximas, respectivamente, daquelas dos aços T/P23 e T/P24. Mesmo assim, a experiência tem mostrado que a utilização destes consumíveis não têm apresentado sempre um bom comportamento em termos de resistência à fluência e sensibilidade à trinca de reaquecimento^{8,9,22}.

Não é fácil conseguir uma boa combinação das propriedades da microestrutura do metal de solda com aquela do metal base, a fim de se obter um desejado equilíbrio de propriedades para o conjunto soldado e alcançar um desempenho operacional satisfatório. Um ajuste preciso nos teores dos elementos de liga é requerido para o desenvolvimento de novos metais de adição. O desenvolvimento de consumíveis para soldagem, e procedimentos para utilizá-los, são situações necessárias para acompanhar a introdução de novos aços no mercado. Desta forma, a maior parte do esforço atual para a soldagem dos aços T/P23 e T/P24 tem-se voltado para o desenvolvimento de consumíveis para os processos com eletrodo revestido e arco submerso. Por questões de produtividade, pode ser mais interessante utilizar o processo de soldagem a arco submerso em relação ao processo com eletrodo revestido em certas situações. Desta forma, o

desenvolvimento de uma combinação arame-fluxo de soldagem para os aços T/P23 e T/P24, para utilização no processo a arco submerso, tem se baseado no desenvolvimento obtido para o processo com eletrodo revestido^{8,9}.

Existe uma tendência para que a ZAC de todos os aços ferríticos resistentes à fluência seja uma “região dúctil”. A Figura 3.13 corresponde ao perfil de dureza para o aço ferrítico avançado P91, abrangendo o metal base, o metal de solda e a ZAC.

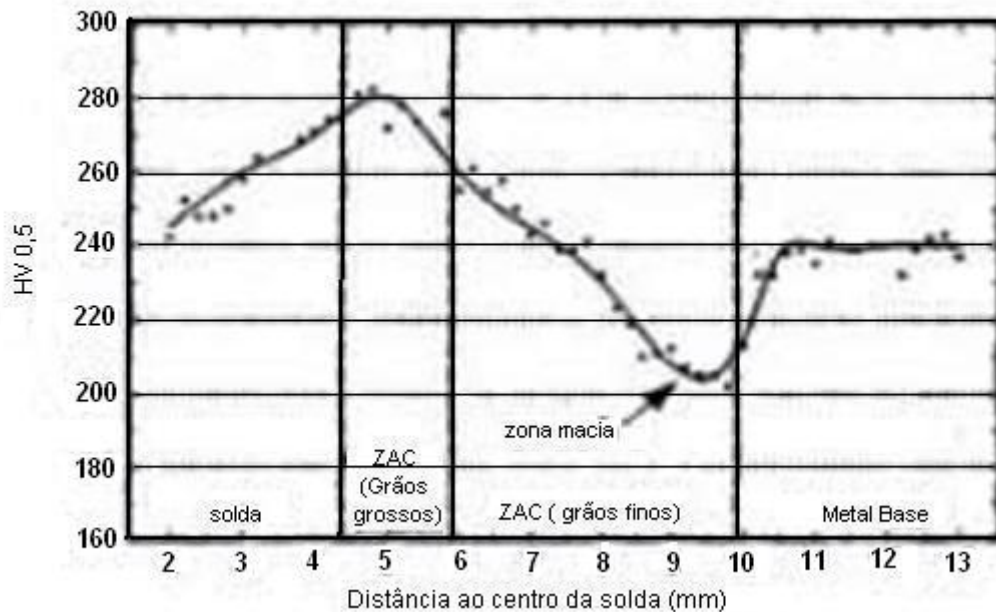


Figura 3.13. Microdureza representativa através da junta soldada de um aço P91²².

Dado que a dureza pode ser um indicativo para a resistência dos aços de baixa liga, a ZAC apresenta o menor desempenho, não obstante estarem envolvidos na avaliação o metal de solda e o metal base. Os metais de solda, mesmo quando compatíveis com o metal base, apresentam uma maior tendência a serem mais resistentes do que estes e a ZAC²².

Defeitos como trinca de cratera e outros indesejáveis fenômenos de contornos de grãos podem ser minimizados através da utilização de metais de solda com pequenos teores de elementos residuais e uma razão Mn/S maior do que 50. Este procedimento reduz o potencial para a ocorrência de problemas que resultam de constituintes de baixo ponto de fusão e precipitados que possam influenciar na integridade dos contornos de grãos²².

De uma forma geral, os consumíveis para os aços T/P23 e T/P24 têm sido ligados com combinações de vanádio, titânio/nióbio e boro, a fim de favorecer a

formação de precipitados (carbonitretos) do tipo MX e com molibdênio/tungstênio para aumentar a resistência através do mecanismo de solução sólida. O objetivo é o de se obter uma necessária resistência em temperaturas elevadas. O efeito negativo é sobre a tenacidade, a qual deveria ser garantida podendo, neste caso, utilizar o níquel para este fim. O teor de oxigênio do metal de solda deve ser o mais baixo possível, o que se consegue através da utilização de desoxidantes e fluxos de alta pureza^{8,9}.

Metais de adição têm sido desenvolvidos através da combinação dos elementos W-Nb-V, Nb-V e apenas W, sendo obtidos ótimos resultados de resistência à fluência com a combinação W-Nb-V¹. Propriedades bastante superiores, como a resistência à fluência, são alcançadas com o metal de solda modificado com W-Nb-V em relação às obtidas com o metal de solda e metal base padrão 1,25Cr-0,5Mo. A adição de W-Nb-V, ou de W ao metal de solda é deletério para a sua tenacidade, o que pode ser corrigido com a utilização de tratamento térmico após a soldagem (TTAS), obtendo-se uma melhora significativa nesta propriedade. A adição de Nb-V ao metal de solda com baixo carbono resulta em um aumento da tenacidade, quando comparado ao metal de solda padrão de baixo carbono na condição como soldado, sendo que na condição de TTAS a adição de Nb-V ao metal de solda de baixo carbono vai resultar em pouca ou nenhuma mudança na tenacidade. O metal de solda modificado ao W-Nb-V pode ser prontamente aplicado à soldagem de fabricação e reparo, pelo motivo de possuir um baixo teor de carbono e da alta resistência à fluência em temperaturas elevadas de serviço.

A adição de vanádio aumenta a resistência à ruptura por fluência já que ele tem facilidade para formar carbonetos. Por outro lado, o vanádio é deletério para a tenacidade dos aços ferríticos e de metais de solda, devendo ser respeitada uma quantidade máxima em função do tipo de aço¹. Cabe ressaltar aqui, que apesar da alta resistência à fluência promovida nestes aços pelo vanádio, devido à dispersão de finas partículas de precipitados do tipo MX deste elemento, os mesmos são também responsáveis pelo fenômeno de endurecimento secundário sofrido pelo metal de solda quando submetidos a temperaturas elevadas em serviço ou durante tratamento térmico, o que resulta na deterioração das suas propriedades plásticas¹⁸.

A presença do nióbio é importante para melhorar a resistência à fluência, mas a sua adição tem efeitos deletérios sobre a tenacidade. Desta forma, o nióbio deve ser controlado em baixos limites (entre 0,03 e 0,05%) a fim de fornecer ótimas propriedades mecânicas para o metal de solda.

A função do nióbio, do vanádio e do titânio no metal de solda pode resultar em comportamentos diferentes daqueles que ocorrem no metal base. Estes três elementos apresentam forte afinidade pelo oxigênio, assim como pelo carbono. As inclusões de óxidos e de silicatos no metal de solda absorvem estes elementos formadores de carbonetos da matriz vizinha em virtude do teor de oxigênio deles. Como resultado, a formação de V_4C_3 , TiC e NbC é suprimida e os carbonetos formados estão mais para aqueles formados nos aços não modificados, ou seja, sem a adição dos elementos de liga¹.

Por razões de tenacidade e resistência à fluência, o ótimo teor de carbono no metal de solda deve ficar situado entre 0,07 e 0,10%¹.

Metais de adição compatíveis com os aços T/P23 e T/P24 para os processos de soldagem mais comumente utilizados como o TIG, o eletrodo revestido e o arco submerso estão sendo desenvolvidos e avaliados, tendo os mesmos alcançados propriedades equivalentes àsquelas requeridas para os metais base a partir da adoção de um adequado procedimento de soldagem e de um correto ciclo térmico^{2,3,8,9}. Além disso, uma energia de soldagem relativamente baixa, no caso da soldagem de pequenas espessuras, é mencionada como adequada para a obtenção de uma boa tenacidade do metal de solda podendo, desta forma, se evitar o TTAS^{8,9}.

Algumas sugestões têm sido propostas, como a substituição do titânio pelo nióbio nos consumíveis para os aços T/P24, principalmente nos processos com eletrodo revestido, a fim de garantir a resistência à fluência. O motivo é a grande afinidade do titânio pelo oxigênio (o boro também apresenta esta característica) o que provoca, durante a soldagem, a oxidação deste elemento².

3.3.2. Preaquecimento, TTAS e Trinca de Reaquecimento

O baixo teor de carbono dos aços modificados T/P23 e T/P24 melhora de forma significativa as suas soldabilidades, sendo que nem o preaquecimento e nem

o tratamento térmico após a soldagem (TTAS) são necessários no caso de tubos de paredes finas¹ (geralmente menor que 10 mm de espessura). Outros autores²⁻¹⁰ têm relatado também esta possibilidade. Isto é possível já que o menor teor de carbono dos aços T/P23 e T/P24, quando comparados ao do aço T/P22, resulta em um nível de dureza na ZAC em torno de no máximo 350 HV, que é o valor limite especificado como adequado para a condição como soldada destes aços.

A dispensa de preaquecimento e de TTAS se torna muito interessante já que, apesar de serem procedimentos que melhoram as propriedades da junta soldada, como a dureza e a tenacidade, os mesmos podem envolver, dependendo do contexto, um certo grau de dificuldade para serem realizados, custos elevados e defeitos como distorções em componentes. Desta forma, a possível dispensa da necessidade de se realizar o preaquecimento e o TTAS ao se soldar os aços T/P23 e T/P24, resulta em redução de custos e possibilita novas oportunidades de projeto.

A soldagem de componentes de parede espessa (geralmente maior que 10 mm), fabricados com os aços T/P23 e T/P24 frequentemente requer o procedimento de preaquecimento e/ou o TTAS, a fim de melhorar a tenacidade e reduzir a suscetibilidade de trinca a frio pelo hidrogênio. O TTAS pode, contudo, propiciar a trinca por reaquecimento levando à falha da junta soldada, especialmente nas ligas que têm sua resistência aumentada através do mecanismo de precipitação, como é o caso dos aços ferríticos resistentes a fluência T/P23 e T/P24^{4,8,9}. Destes aços, o T/P23 tem apresentado uma maior tendência à trinca de reaquecimento devido, principalmente, à sua composição química, sendo recomendadas precauções adicionais quanto à sua manufatura, procedimentos de soldagem e condução dos tratamentos térmicos, sendo que o mesmo comportamento tem sido observado em relação ao aço T/P22^{2,4,6,8,9,22}.

A trinca por reaquecimento é definida como um fenômeno de trinca intergranular que ocorre na ZAC e, ocasionalmente, no metal de solda, tendo iniciada durante um TTAS ou durante serviços de alta temperatura, sendo que a microestrutura suscetível é aquela que apresenta um tamanho de grão austenítico prévio grosseiro, grãos com alta resistência a deformação plástica e fraco contorno de grão. Desta forma, a região de grãos grosseiros da ZAC é a mais suscetível região da junta soldada^{4,5,6}. Durante o TTAS, e em altas temperaturas de serviço, ocorre a precipitação de carbonitretos dentro e nos contornos de grãos. As partículas

que precipitam no interior do grão são carbonitreto ricos em vanádio, contendo adicionalmente nióbio, titânio, boro, molibdênio e tungstênio. Estes carbonitreto são pequenos, coerentes e estão uniformemente distribuídos, resultando no aumento de resistência no interior dos grãos através de uma extensa precipitação. O contorno de grão austenítico precedente favorece energeticamente a precipitação dos carbonetos incoerentes Fe_3C , $M_{23}C_6$ e M_6C . Devido à incoerência e a sua localização ao longo de regiões de elevada difusão (contornos de grão), os carbonetos crescem facilmente e podem causar o esgotamento de elementos que aumentam a resistência através do mecanismo de solução sólida, e a dissolução de partículas MX nas vizinhanças dos contornos de grão. Esta precipitação reforça a matriz, sendo que o contorno de grão passa a apresentar, comparativamente, áreas menos resistentes. Isto pode evitar o alívio de tensões por meio de deformação plástica dentro dos grãos e concentrar a deformação essencialmente nos seus contornos. O dano causado por trinca de reaquecimento aparece como trinca de contorno de grão, principalmente na região de grãos grosseiros da ZAC e no metal de solda, e se desenvolve através da formação de cavidades que nucleiam, basicamente, nos carbonetos incoerentes dos contornos de grãos da austenita prévia^{5,8,9}.

A suscetibilidade à trinca de reaquecimento depende de um balanço entre o aumento da resistência por precipitação dentro dos grãos, o aumento ou redução da resistência dos contornos de grão e a tensão residual de relaxação. A faixa de temperatura que provoca a trinca de reaquecimento está situada entre 575 e 725°C, sendo a temperatura mais crítica em torno de 675°C. Elementos como enxofre, fósforo, estanho, antimônio, arsênio e, também, alguns elementos de liga como alumínio, boro e manganês, os quais podem segregar dentro dos contornos de grão austenítico precedentes, favorecem a suscetibilidade à trinca de reaquecimento^{8,9}.

Apesar da possibilidade de dispensa do TTAS quando da soldagem de tubos de paredes finas, conforme mencionado anteriormente, alguns autores têm afirmado a necessidade de se recorrer a este procedimento, quer seja pelo motivo de endurecimento secundário que pode ocorrer quando estes aços são expostos a temperaturas elevadas por um determinado período de tempo^{5,18,19}, quer seja pela justificativa que estes aços poderão, em algum momento, ser soldados aos T/P22 pré-existentes requerendo, desta forma, o TTAS²⁰. Além disto, alguns códigos como

o ASME requerem a aplicação do TTAS ou do preaquecimento para os aços T/P23 e T/P24, mesmo no caso de pequenas espessuras²².

Conforme pode ser visto nas Figuras 3.14 e 3.15, a exposição dos aços T23 e T24 a temperaturas elevadas de operação, provoca um aumento relativamente rápido da dureza da ZAC destes aços na condição como soldado, ou seja, quando estes não foram submetidos ainda a um procedimento de revenimento. Este aumento de dureza é acompanhado por uma diminuição da tenacidade. A tenacidade atinge o valor mínimo onde a dureza alcança o seu valor máximo e se mostra muito mais pronunciada quando o aço não sofreu qualquer revenimento¹⁸.

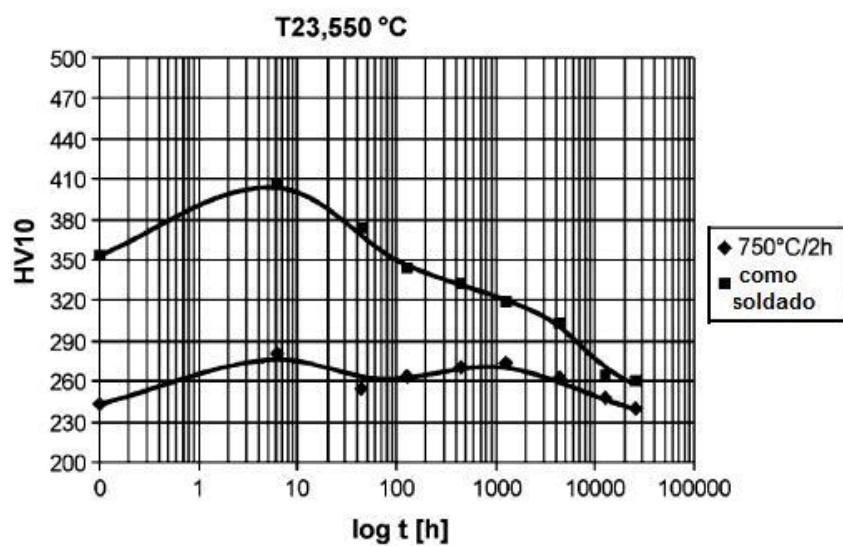


Figura 3.14. Perfil de dureza na ZAC de um aço T23 com e sem TTAS. Temperatura de exposição: 550°C¹⁸.

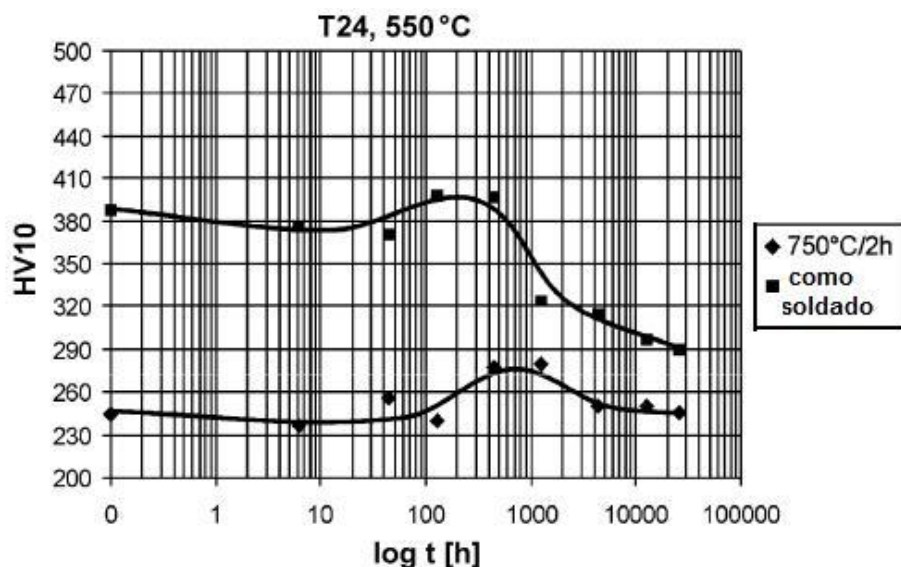


Figura 3.15. Perfil de dureza na ZAC de um aço T24 com e sem TTAS. Temperatura de exposição: 550°C¹⁸.

O endurecimento secundário observado pode ser explicado a partir da precipitação de partículas de carboneto de vanádio (V_4C_3) ou carbonitreto de vanádio (VCN), que elevam a resistência à fluência do aço mas, em contrapartida, provocam uma degradação na sua propriedade plástica. Este processo é mais evidente em regiões soldadas, devido à variação no grau de dissolução das partículas dispersas que é favorecida pela soldagem. A não observação de uma temperatura ideal de revenimento a seguir, irá causar uma precipitação imperfeita daquelas partículas no metal de solda e na ZAC. A microestrutura da junta soldada sem um adequado TTAS não se encontra em um estado de equilíbrio, o que resulta num endurecimento secundário quando o aço é exposto posteriormente a elevadas temperaturas. Este endurecimento secundário resulta na fragilidade do aço e a sua extensão depende da duração e da temperatura do TTAS, sendo que a fragilidade da junta soldada também depende da sua temperatura de exposição¹⁸.

Os aços ferríticos T/P23 e T/P24 podem vir a ser soldados ao aço T/P22, o que pode requerer o procedimento de TTAS mesmo no caso de pequenas espessuras. Desta forma, os resultados encontrados em relação à resposta dos aços T/P23 e T/P22 quando submetidos a diferentes tempos e temperaturas de revenimento são apresentados. Apesar da diferente composição química é aplicado, atualmente, o mesmo procedimento de TTAS para dois aços²⁰, o que pode resultar em um comportamento bastante distinto entre os mesmos.

Pode ser visto nas Figuras 3.16 e 3.17, o comportamento da dureza em relação a diferentes tempos e temperaturas de revenimento dos aços T/P23 e T/P22 respectivamente.

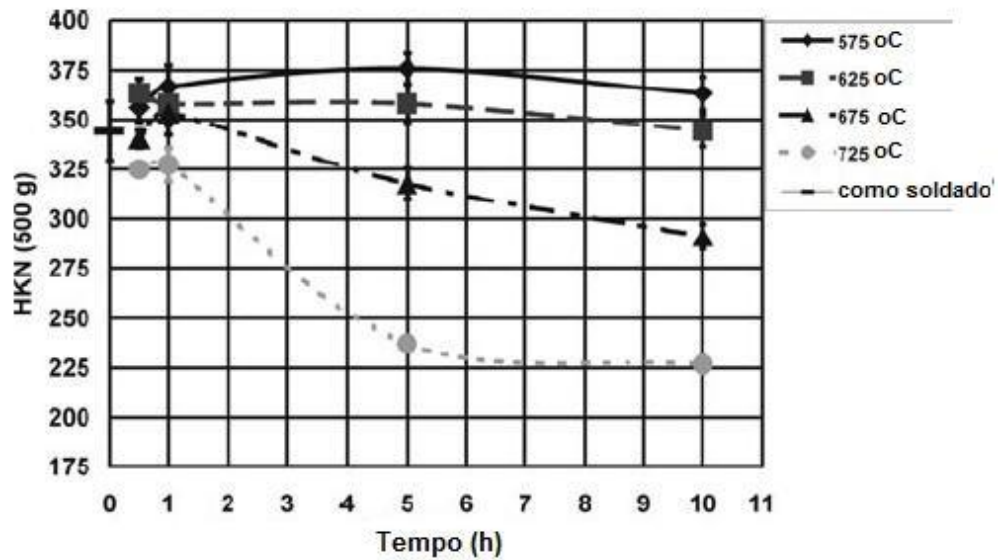


Figura 3.16. Dureza da ZAC (região de grãos grosseiros) do aço T/P23 como função do tempo e da temperatura de revenimento²⁰.

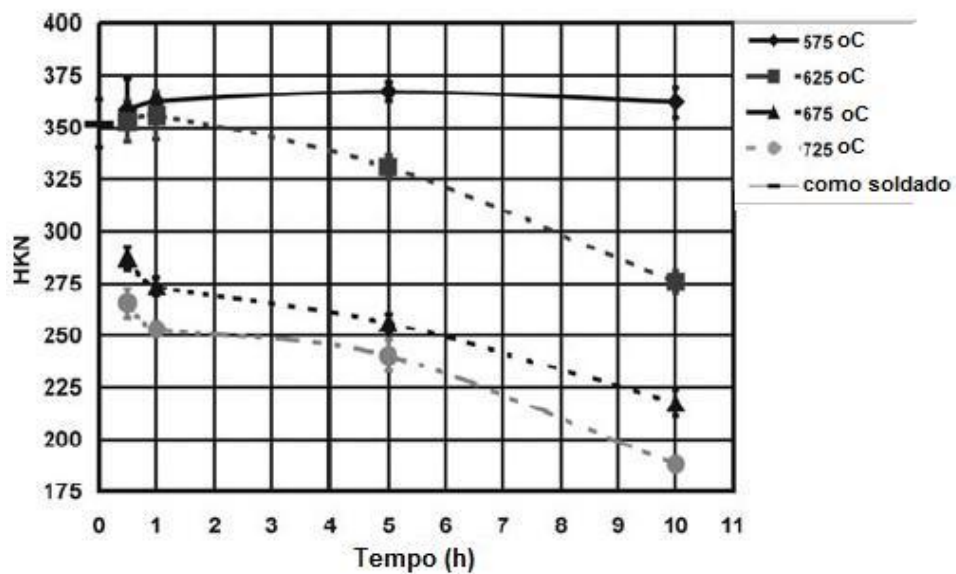


Figura 3.17. Dureza da ZAC (região de grãos grosseiros) do aço T/P22 como função do tempo e da temperatura de revenimento²⁰.

Pode se observar nas Figuras 3.16 e 3.17, que a dureza do aço T/P23 se manteve estável por um tempo mais longo em maiores temperaturas do que a do aço T/P22, sendo que na condição como soldado, ou seja, sem ter sido submetido a qualquer tipo de revenimento, a dureza foi aproximadamente igual para os dois aços. Observa-se também que os dois aços apresentaram um pico de dureza secundária após 5 horas em uma temperatura de revenimento de 575°C. O

mecanismo atuante, responsável pelo aumento de dureza dos dois aços foi devido, no caso do aço T/P22, à extensa precipitação de carbonetos M_3C ricos em ferro, dentro dos grãos da austenita precedente. No caso do aço T/P23, o aumento da dureza foi resultante do endurecimento secundário provocado por uma fina dispersão intragranular de carbonetos ricos em tungstênio. Devido à precipitação de carbonetos intragranulares MC ricos em tungstênio e vanádio, que aumentaram a resistência e estabilizaram a sua microestrutura, o aço T/P23 conseguiu reter a sua dureza por tempos mais longos em temperaturas elevadas do que o aço T/P22. Estes resultados confirmam, ainda, a necessidade de diferentes procedimentos de TTAS para aços que possuem composições químicas distintas.

No caso da necessidade de procedimentos que envolvam aquecimento como preaquecimento, temperatura de interpasse e TTAS, um bom controle dos parâmetros é necessário para o sucesso da operação, a fim de se obter propriedades adequadas como a tenacidade e a resistência à fluência. O controle do procedimento de TTAS e das temperaturas de preaquecimento e de interpasse é necessário a fim de evitar problemas de trincas e retenção de hidrogênio. O controle da temperatura e dos gradientes térmicos é extremamente importante, por este motivo e tomando como exemplo o uso do procedimento de aplicação de chama direta localizada, este não é recomendado e deveria ser mesmo proibido. A interrupção do ciclo de aquecimento deve ser evitado de toda forma possível, principalmente em paredes espessas onde as restrições são maiores, devido às elevadas tensões residuais na região soldada num momento onde a mesma pode apresentar, ao mesmo tempo, baixas resistência e ductilidade. Caso a interrupção seja inevitável, procedimentos para reparos devem ser seguidos, com o objetivo de garantir uma boa qualidade do conjunto soldado. Com relação ao procedimento de soldagem utilizando temperatura de interpasse, a temperatura típica máxima é de 300°C , podendo ser menor que esta, mas não maior que 370°C . A temperatura máxima ajuda a prevenir a possibilidade de trinca a quente, devido aos teores de silício e de nióbio do metal de solda²².

4. MODELAMENTO

Este capítulo se refere ao modelo matemático utilizado e às condições de contorno e inicial, impostas em função da forma que o problema foi apresentado e dos objetivos propostos neste trabalho. As técnicas numéricas empregadas na solução das equações, e as formas de geração dos resultados, são descritas e podem ser encontradas na literatura^{26,27}.

4.1. Apresentação do Problema

Neste trabalho buscou-se, através do uso de modelos matemáticos, avaliar qualitativamente através da simulação numérica a influência das energias de soldagem, da espessura e da temperatura de preaquecimento do metal base, sobre a curva de resfriamento durante as transformações ocorridas na zona afetada pelo calor (ZAC), sob resfriamento contínuo, dos aços ferríticos de baixa liga T/P23 e T/P24. Foi feita, também, uma avaliação dos ciclos térmicos para uma determinada localização no metal base, bem como da distribuição de temperatura durante a soldagem.

Para auxiliar na proposição do problema, pode ser visto na Figura 4.1, de forma esquemática, o processo de deposição de um cordão de solda na superfície metálica de uma placa. Os fenômenos físico-químicos presentes estão relacionados.

- a) Transferência de calor por radiação, convecção e condução;
- b) Transporte de massa;
- c) Aquecimento, fusão, resfriamento e solidificação.

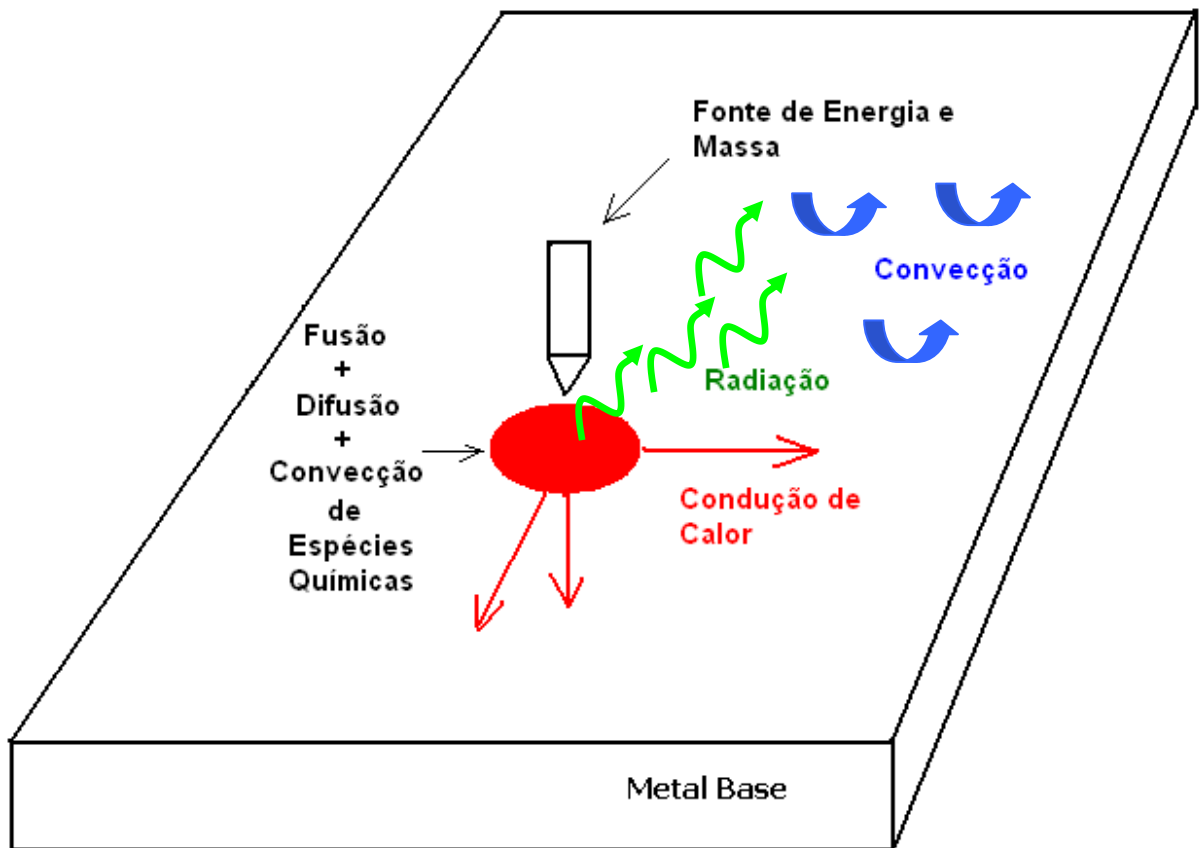


Figura 4.1. Representação esquemática do processo de soldagem.

4.1.1. Abordagem do Problema e Hipóteses Simplificadoras

Na elaboração do modelo para simulação computacional foram feitas as seguintes abordagens e estabelecidas as seguintes hipóteses:

- a) Velocidade de soldagem constante;
- b) Propriedades físicas do metal base e de adição como funções da temperatura (Tabela 5.2);
- c) Perda de calor na superfície da placa por convecção e radiação;
- d) Deposição de somente um cordão de solda;
- e) Eletrodo de soldagem percorrendo a placa;
- f) Distância do eletrodo de soldagem (fonte de energia) à placa constante;
- g) Sem difusão de elementos químicos entre o metal de adição e o metal base;
- h) Composição química do metal base constante;

4.1.2. Formulação Matemática

O presente trabalho trata do estudo da história térmica na soldagem com o objetivo de se prever, qualitativamente, as transformações metalúrgicas que ocorrem quando da deposição de um cordão de solda em substratos de aços. A fim de formular o problema matematicamente, as leis que regem os fenômenos são expressas através de equações diferenciais.

4.1.3. A Equação Diferencial Geral

A solução numérica da transferência de calor, fluxo de fluido e outros processos relacionados ocorrem quando as leis que governam os mesmos podem ser expressas em forma matemática, geralmente em termos de equações diferenciais. Geralmente, essas equações possuem uma forma comum, cuja identificação é o primeiro passo na direção de se construir um procedimento para solução geral. Pode ser visto através de algumas equações diferenciais relevantes, que todas as variáveis dependentes de interesse parecem obedecer, de forma geral, a um princípio de conservação. Se a variável dependente é descrita por ϕ , a equação diferencial geral é dada por 4.1.

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho\phi) + \text{div}[\rho(\vec{u})\phi] = \text{div}[\Gamma(\text{grad}(\phi))] + S \quad (4.1)$$

onde ρ = densidade, \vec{u} = vetor velocidade, Γ = coeficiente de difusão e S = termo fonte. As quantidades Γ e S são específicas para um particular significado de ϕ . Na verdade, poderiam ser usados os símbolos Γ_ϕ e S_ϕ representando as dependências de Γ e S em relação a ϕ .

Os quatro termos na equação diferencial geral são:

- o termo não-estacionário
- o termo convecção
- o termo difusão
- o termo fonte

A variável dependente ϕ pode significar uma variedade de diferentes quantidades, tais como a fração de massa de uma espécie química, a entalpia ou a

temperatura, um componente de velocidade, a energia cinética de turbulência, etc. Conforme o significado de cada uma destas variáveis, vai ser dado um significado apropriado ao termo de difusão e ao termo fonte. A variável dependente ϕ é, em geral, uma função de três coordenadas espaciais e do tempo. Dessa forma,

$$\phi = \phi(x, y, z, t) \quad (4.2)$$

onde x, y, z e t são as variáveis independentes.

4.1.4. A Equação Diferencial para Conservação da Energia

Nosso principal interesse é sobre a história térmica da soldagem, neste caso a variável dependente ϕ de interesse é a temperatura. Portanto, a Equação 4.1 se transforma na Equação 4.3 de conservação da energia.

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho c_p T) + \text{div}[\rho c_p (\vec{u})T] = \text{div}[k(\text{grad}(T))] + S \quad (4.3)$$

onde ρ = densidade; c_p = calor específico; T = temperatura; \vec{u} = vetor velocidade; k = condutividade térmica e S = termo fonte.

4.1.5. A Equação Matemática para a Cinética de Transformação de Fases Durante o Resfriamento Contínuo

Neste trabalho as fases não foram quantificadas diretamente, por isto não se utilizou os modelos baseados na descrição fenomenológica das reações simultâneas que ocorrem durante o processo de decomposição não-isotérmico da austenita.

4.1.6. Condição Térmica de Contorno

a) A adição de energia ao processo foi feita utilizando o modelo de fonte de calor na forma de duplo-elipsóide proposto por Goldak et al.²³. O modelo é adequado para a adição de calor em processos de soldagem com deposição de material. O modelo é bastante acurado, ao se comparar com outros modelos propostos, na

simulação de diferentes processos de soldagem que podem variar de pequena à grande capacidade de penetração e, também, na estimativa do tempo de resfriamento entre 800 e 500°C, conforme pôde ser constatado em alguns resultados apresentados anteriormente.

Entretanto, a fim de calcular a distribuição e intensidade do fluxo de energia, os parâmetros da fonte de calor (Equações 3.1 e 3.2) devem ser definidos. Neste trabalho, os parâmetros a, b, c_f e c_r do modelo duplo-elipsóide foram estimados a partir das relações apresentadas na literatura²⁴ para uma primeira aproximação das dimensões da solda e das recomendações efetuadas por Goldak et al.²³. Conforme foi também sugerido, as frações f_f e f_r de calor adicionado em cada quadrante do modelo assumiram, respectivamente, em todos os casos os valores de 0,4 e 1,6²³. Desta forma, os parâmetros de soldagem e os parâmetros do modelo duplo-elipsóide podem ser encontrados na Tabela 5.1, bem como a taxa de energia adicionada ao processo (Q).

b) Na soldagem, a troca de calor da placa com o meio, e o seu conseqüente resfriamento, ocorre por convecção e radiação. Desta forma, as Equações 4.2 e 4.3 representam, respectivamente, a perda de calor por convecção e radiação através da superfície da placa²⁵.

$$q_c = h(T - T_0) \quad (4.4)$$

$$q_r = \varepsilon\sigma(T^4 - T_0^4) \quad (4.5)$$

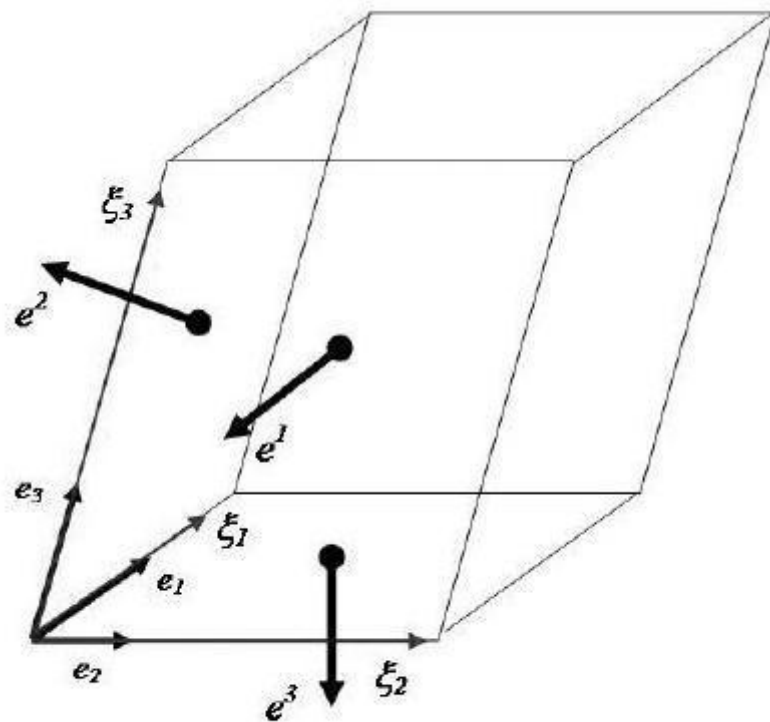
onde T_0 (temperatura ambiente) = 25°C; ε (emissividade) = 0,6; σ (constante de Stefan-Boltzmann) = $5,67 \times 10^{-8} \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K}^4)$ e h (coeficiente de convecção) = $15 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$.

4.1.7. Condição Inicial

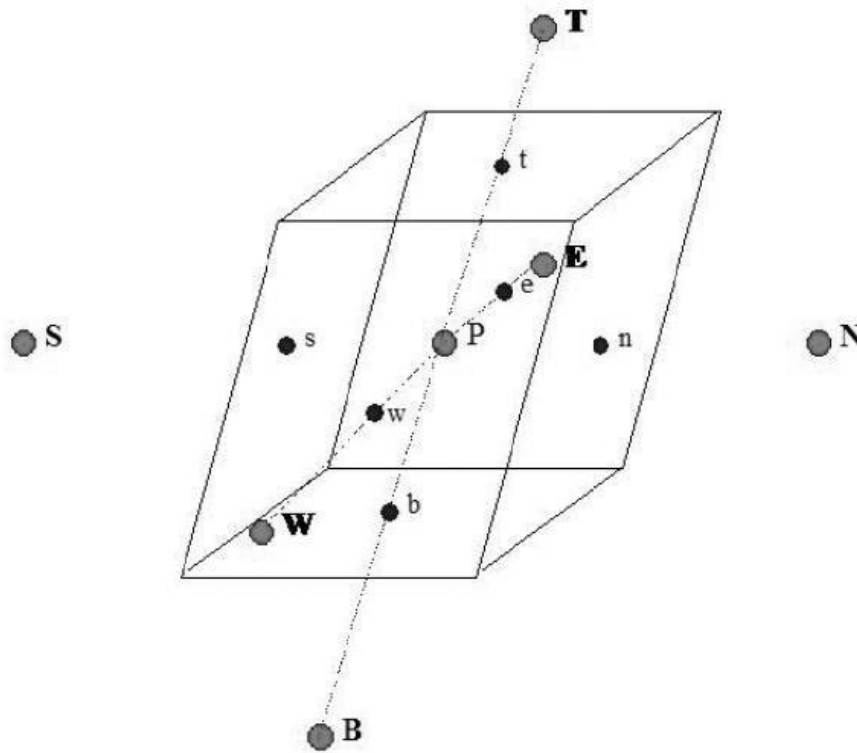
- a) Temperatura: 25°C em todas as faces da placa (exceto quando avaliado o efeito do preaquecimento);

4.1.8. Solução Numérica

Uma solução aproximada para a Equação 4.3 consiste na sua formulação através de volumes finitos em coordenadas generalizadas²⁹, onde a mesma é integrada em um volume de controle arbitrário conforme a Figura 4.2 (a-b).



a) Sistema de coordenadas local



b) Molécula computacional (6 vizinhos)

Figura 4.2. Molécula computacional e volume de controle finito para a integração das equações de transporte.

Ao se integrar a Equação 4.3 no tempo e no espaço, obtém-se a Equação 4.6. Após as devidas aproximações dos termos da Equação 4.6 e dos arranjos algébricos necessários, obtém-se a equação da conservação da energia na forma discretizada (Equação 4.7).

$$\int_{\tilde{\alpha}} \int_{\delta V} \frac{\partial(\rho_p T)}{\partial t} dv dt + \int_{\tilde{\alpha}} \int_{\delta V} [\text{div}(\rho_p \vec{u} T - k \text{grad}(T))] dv dt = \int_{\tilde{\alpha}} \int_{\delta V} S dv dt \quad (4.6)$$

$$a_p T_p = a_E T_E + a_W T_W + a_N T_N + a_S T_S + a_T T_T + a_B T_B + b \quad (4.7)$$

Todos os termos da Equação 4.7 correspondem aos fluxos da grandeza transportada, neste caso a energia, sendo que uma metodologia adequada para o cálculo dos seus coeficientes é a adoção do esquema denominado “power law” conforme apresentado pela literatura²⁶.

A solução da equação discretizada foi obtida através do método linha por linha, descrito em Patankar²⁶, e baseada no algoritmo tri-diagonal. Além disto, com o objetivo de rastrear a formação do cordão de solda, a técnica de malhas adaptativas foi utilizada na simulação numérica. Se forem previstas transformações metalúrgicas, pode-se resolver as equações de forma acopladas, representando as interações entre os campos de temperatura e o das transformações, além de se considerar as não-linearidades das propriedades dos aços em função da temperatura e das fases presentes.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados obtidos a partir da simulação numérica da soldagem dos aços ferríticos de baixa liga T/P23 e T/P24. Na investigação conduzida foram avaliadas, de forma qualitativa, as influências da energia de soldagem (Equação 5.1), da espessura e da temperatura de preaquecimento do metal base sobre a curva de resfriamento durante a transformação, sob resfriamento contínuo, destes aços. Todas as curvas de resfriamento apresentadas foram calculadas em uma localização da ZAC que passou por um único ciclo térmico, cujo pico de temperatura foi de 1225°C. Os dados referentes aos parâmetros e, conseqüentemente, às energias de soldagem utilizadas na simulação, podem ser encontrados na Tabela 5.1, enquanto que a dependência das propriedades físicas dos metais em relação à temperatura na Tabela 5.2. O metal depositado foi considerado similar ao metal base, garantido a continuidade das propriedades físicas entre este e o cordão de solda. A densidade, por sofrer pequena variação com a temperatura, assumiu o valor de 7850 kg/m³.

$$E = \frac{Q}{v} = \frac{nVI}{v} \quad (5.1)$$

onde V = tensão em Volts; I = corrente em Ampère; v = velocidade em mm/s; Q = Watts $\left(\frac{J}{s}\right)$. Neste trabalho, o fator de rendimento n foi estabelecido como sendo igual a 1.

Tabela 5.1. Parâmetros de soldagem utilizados na simulação.

Tensão (V)	Corrente (A)	(Q)= Taxa de Energia Adicionada (W)	Velocidade (mm/s)	(E)= Energia de Soldagem (kJ/mm)	Parâmetros do modelo duplo-elipsóide (mm)
20	170	3400	6,8	0,5	$a = 2; b = 1; c_f = 2; c_r = 8$
20	170	3400	3,4	1,0	$a = 3; b = 1,5; c_f = 3; c_r = 12$
20	170	3400	2,3	1,5	$a = 4; b = 2; c_f = 4; c_r = 16$
20	170	3400	1,7	2,0	$a = 5; b = 2,5; c_f = 5; c_r = 20$

Tabela 5.2. Dependência da propriedade física com a temperatura^{15,28}.

	Condutividade Térmica (K) W/(m°C)	Calor específico (Cp) J/(kg°C)
Metal base e de adição	$37,5 - 0,02T + 0,00002T^2$	$804 + [485 - 804] / [1 + \exp((T - 456)/71)]$

A Figura 5.1 corresponde ao sólido gerado na simulação numérica e que foi utilizado para realizar os estudos relativos a este trabalho. Corresponde a uma placa de 220 mm de comprimento por 60 mm de largura, cuja espessura variou. Neste estudo foram utilizadas as espessuras de 5, 10 e 25 mm para o metal base. Na Figura 5.1 pode-se observar um segmento do cordão de solda formado e a evolução e distribuição da temperatura durante a simulação da soldagem para uma espessura de metal base de 10 mm.

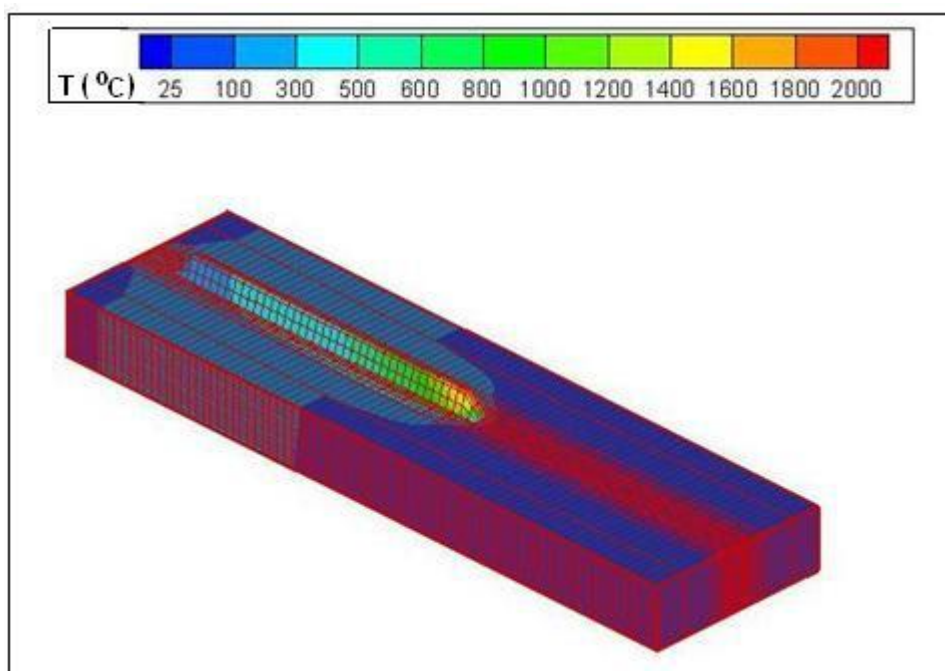


Figura 5.1. Simulação numérica da soldagem (espessura do metal base: 10mm)

A Figura 5.2 corresponde a um corte longitudinal passando pelo centro da placa com a finalidade de exibir os campos de temperatura e a formação do cordão de solda, destacando a poça de fusão quando da simulação numérica da soldagem.

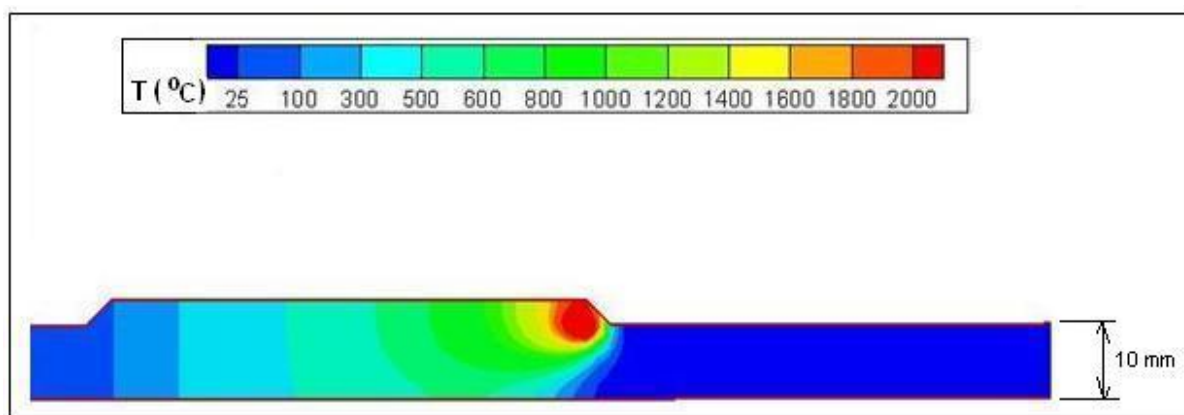


Figura 5.2. Simulação numérica da soldagem: plano longitudinal no meio da placa.

5.1. Influência da Energia de Soldagem sobre o Ciclo Térmico

A Figura 5.3 corresponde ao ciclo térmico de soldagem para o aço T/P24 com espessura de 10 mm. Pode-se observar as maiores temperaturas de pico e

intervalos de resfriamento mais amplos ao se empregar energias de soldagem mais elevadas. O atraso observado entre as curvas para o início da elevação da temperatura, em cada caso, é devido às diferentes velocidades de soldagem utilizadas na simulação. Neste caso, as curvas que estão com um maior atraso e maiores picos de temperatura correspondem àquelas com menor velocidade e, conseqüentemente, maior energia de soldagem. Devido ao rápido aquecimento e resfriamento, o tempo de permanência da região em temperaturas elevadas é aparentemente curto, o que minimiza o efeito de crescimento de grão sobre as curvas de transformação. O local geométrico onde foram simulados estes ciclos térmicos, para todas as energias de soldagem citadas, corresponde a uma posição localizada na metade do comprimento da placa, no centro do cordão de solda e a uma distância de 3,5 mm abaixo deste.

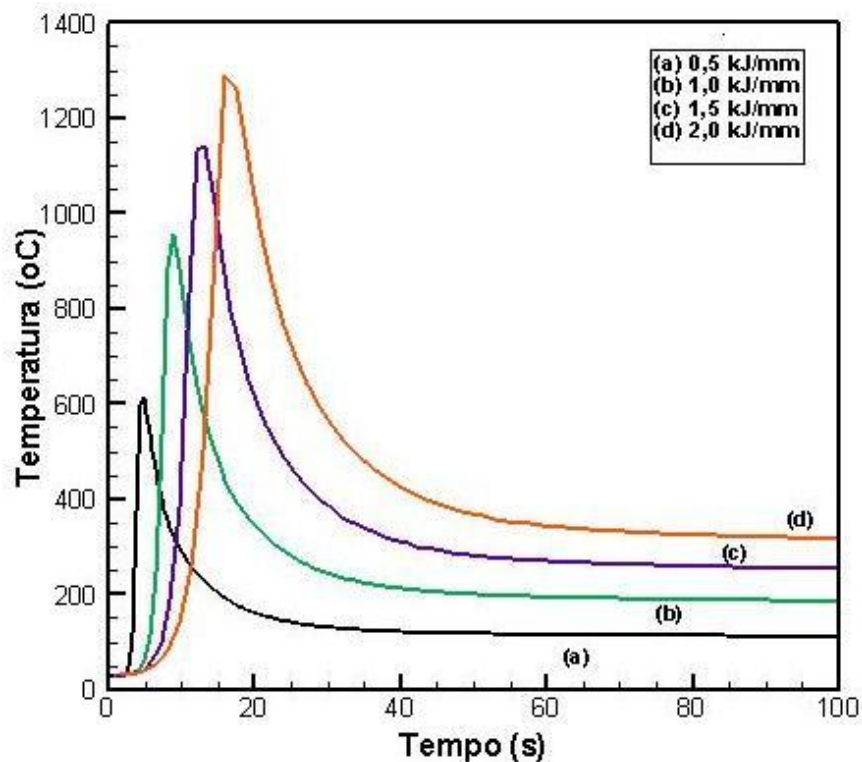


Figura 5.3. Simulação numérica do efeito da energia de soldagem sobre o ciclo térmico para o aço aço T/P24 (espessura: 10 mm).

5.2. Influência da Energia de Soldagem sobre a Curva de Resfriamento

Alguns autores¹⁻⁹ destacam a vantagem da utilização dos aços T/P23 e T/P24 devido à necessidade da não utilização de preaquecimento e TTAS quando da soldagem de determinadas espessuras (geralmente abaixo de 10 mm), mesmo que a martensita seja formada. O motivo é que a martensita, neste caso, é de baixa dureza (≤ 360 HV) devido ao baixo teor de carbono destas ligas³. Esta possibilidade é muito interessante já que o TTAS pode envolver procedimentos tecnicamente difíceis de serem conduzidos, pode gerar custos elevados na sua realização além de poder favorecer o surgimento de defeitos como trincas de reaquecimento.

Para fins de avaliação, pode ser visto nas Figuras 5.4 e 5.5 o resultado da simulação numérica do efeito da energia de soldagem sobre a curva de resfriamento e, conseqüentemente de forma qualitativa, sobre a microestrutura obtida na ZAC dos aços T/P23 e T/P24 sob resfriamento contínuo, para uma espessura de metal base de 10 mm. Conforme pode ser visto nas curvas de resfriamento, em altas taxas de resfriamento, ou seja, para baixas energias de soldagem, a estrutura obtida é totalmente martensítica. O aumento da energia de soldagem promoveu uma diminuição na taxa de resfriamento e a microestrutura passou a ser constituída de martensita e bainita, sendo que isto ocorreu, neste trabalho, ao se utilizar energias de soldagem acima de 0,5 kJ/mm. Outro fato observado é que, com o aumento progressivo da energia de soldagem, uma tendência ao auto-revenimento da microestrutura começou a ocorrer (curvas (d) das Figuras 5.4 e 5.5). Um aspecto importante da transformação é que a formação da bainita nestes aços pode ocorrer num intervalo bastante amplo, sendo necessário, para se obter uma estrutura composta de ferrita e perlita, uma taxa de resfriamento bastante lenta, ou seja, uma energia de soldagem bastante elevada considerando-se a mesma espessura de metal base e uma situação sem preaquecimento.

Os resultados obtidos estão em consonância com a literatura⁴, que estabelece uma faixa de energia de soldagem para tubos de paredes finas situada entre 15 e 25 kJ/cm. Além disto, como os resultados deste trabalho sugerem, esta faixa poderia até ser ampliada garantindo, ainda, uma microestrutura adequada para aplicação sem a necessidade de TTAS.

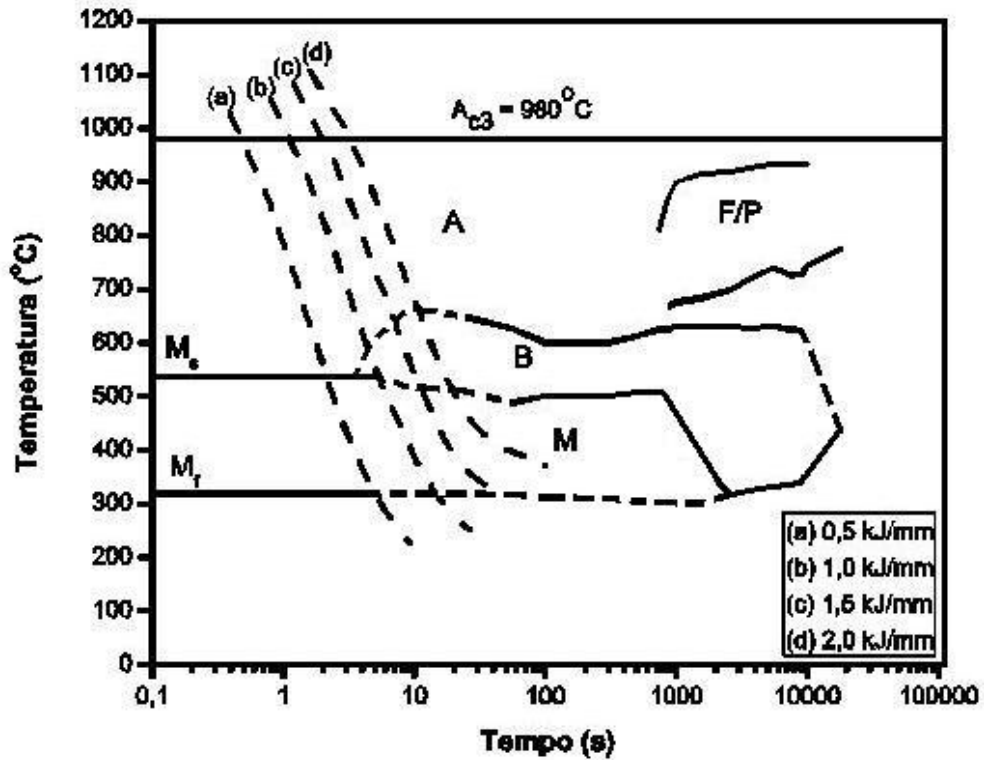


Figura 5.4. Simulação numérica do efeito da energia de soldagem sobre a curva de resfriamento na transformação sob resfriamento contínuo do aço T/P23 (espessura: 10mm).

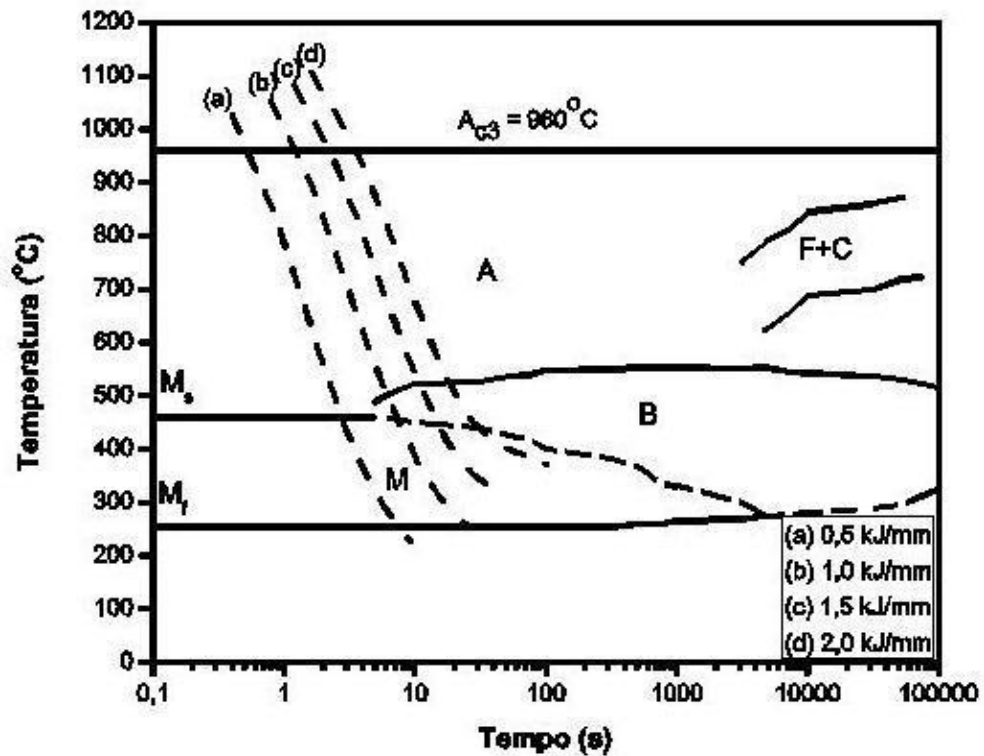


Figura 5.5. Simulação numérica do efeito da energia de soldagem sobre a curva de resfriamento na transformação sob resfriamento contínuo do aço T/P24 (espessura: 10mm).

5.3. Influência da Espessura do Metal Base sobre a Curva de Resfriamento

É importante o uso de elevadas taxas de resfriamento para tubos fabricados dos aços T/P23 e T/P24, com espessuras de paredes maiores que 10 mm, a fim de se obter uma satisfatória tenacidade, já que uma estrutura puramente bainítica não apresentaria esta propriedade de forma adequada³. Alguns resultados confirmam que os melhores resultados para a tenacidade da ZAC de tubos com pequenas espessuras, fabricados dos aços T/P23 e T/P24, foram aqueles em que os mesmos experimentaram as maiores taxas de resfriamento⁷

Neste tópico é apresentada uma investigação do efeito da variação da espessura do metal base sobre a curva de resfriamento na transformação sob resfriamento contínuo dos aços T/P23 e T/P24 e, conseqüentemente, de forma qualitativa sobre as microestruturas obtidas na ZAC dos mesmos.

Pode-se observar nas Figuras 5.6 e 5.7 que um aumento na espessura do metal base de 5 para 25 mm, mantendo-se a energia de soldagem em 0,5 kJ/mm, correspondeu no aumento da taxa de resfriamento o que levou, conseqüentemente, ao deslocamento da curva para o lado de formação da martensita. Analisando o metal base com espessura de 25 mm, observa-se que ao se utilizar a energia de soldagem de 2 kJ/mm, a curva de resfriamento deslocou para o lado de formação da bainita. Conforme esta tendência haverá a formação, para um acréscimo na energia necessária à soldagem de maiores espessuras, de mais bainita, o que poderia se tornar indesejável³. Entretanto, conclusões mais pormenorizadas só poderiam ser obtidas através de investigações mais aprofundadas. De qualquer modo, a microestrutura obtida para a espessura de metal base igual a 25 mm e utilizando energia de soldagem de 2 kJ/mm, apresenta características adequadas para aplicação.

Para a placa menos espessa isto é, de 5 mm, a taxa de resfriamento é menor considerando a energia de soldagem de 0,5 kJ/mm, e uma microestrutura formada por uma mistura de martensita e bainita é obtida.

Estes resultados correspondem qualitativamente com o comportamento esperado, quando da alteração da espessura do metal base, sendo que em todas as situações investigadas obteve-se um resfriamento suficientemente rápido, com grande importância para a obtenção de uma microestrutura adequada para

aplicação e com a possibilidade da dispensa de TTAS³. Com relação a maiores espessuras, os resultados apontam na direção da obtenção de uma dureza também adequada, sendo que a necessidade de TTAS, neste caso, se deverá a questões de tenacidade⁴.

Para complementar os resultados aqui apresentados, uma rápida análise envolvendo as características do cordão de solda será feita no próximo tópico.

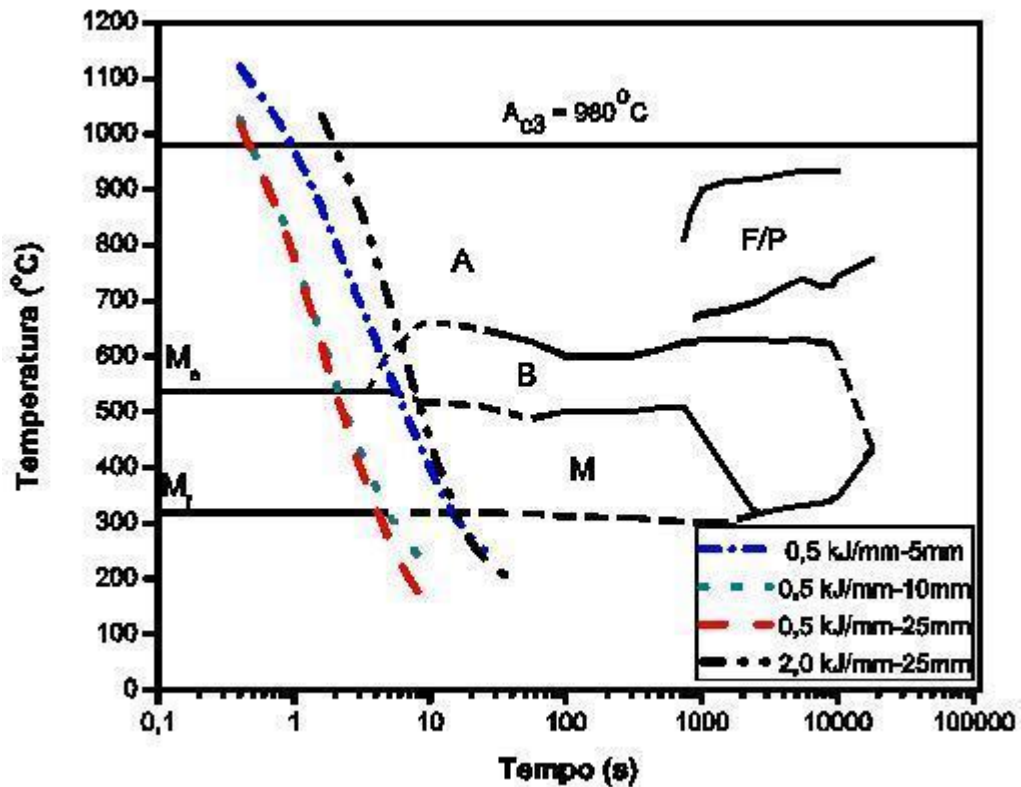


Figura 5.6. Simulação numérica do efeito da espessura do metal base sobre a curva de resfriamento na transformação sob resfriamento contínuo do aço T/P23 ($E = 0,5$ e $2,0$ kJ/mm).

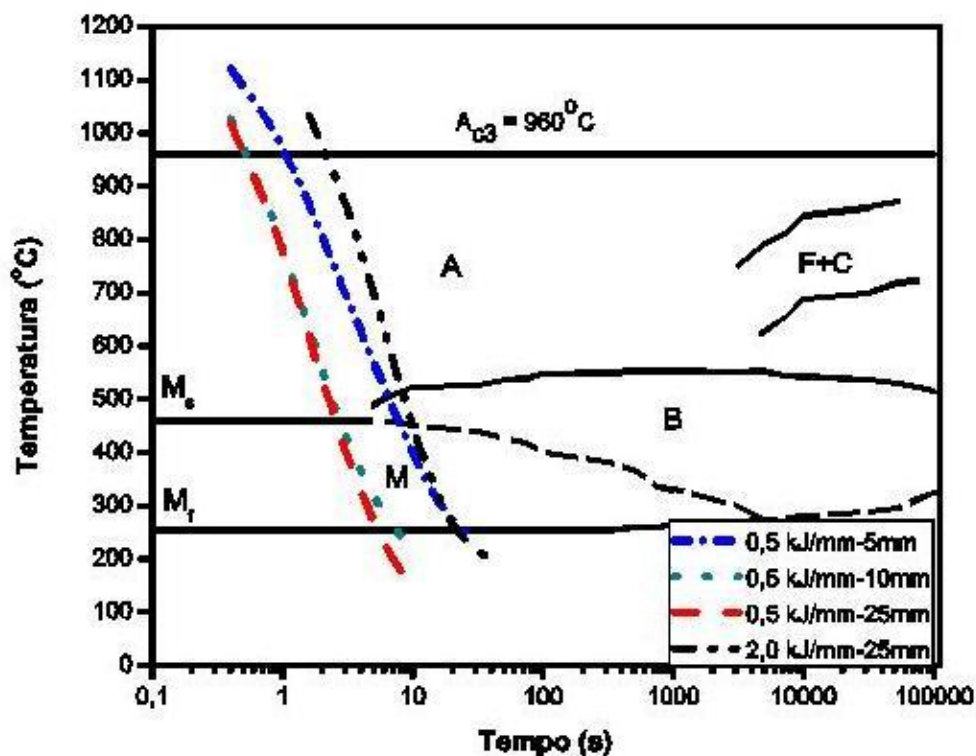


Figura 5.7. Simulação numérica do efeito da espessura do metal base sobre a curva de resfriamento na transformação sob resfriamento contínuo do aço T/P24 ($E = 0,5$ e $2,0$ kJ/mm).

5.4. Características do Cordão de Solda

Será feita aqui uma breve avaliação qualitativa das características do cordão de solda depositado a partir de uma combinação das alterações de espessura do metal base e da energia de soldagem.

Pode ser visto na Figura 5.8 que a utilização de maiores espessuras, por exemplo, 25 mm, mantendo-se a energia de soldagem em 0,5 kJ/mm, resultou num cordão de solda com pouca penetração (Figura 5.8a). Neste caso, ao se aumentar a energia de soldagem para 2 kJ/mm consegue-se uma boa penetração e, aparentemente, um cordão de solda de boas características (Figura 5.8b).

Enquanto isto, ao se analisar a utilização da energia de soldagem de 0,5 kJ/mm para o metal base de 10 mm de espessura, observa-se que esta combinação proporciona a obtenção de um cordão de solda com boa penetração (Figura 5.8d) e

uma solda com uma microestrutura adequada, conforme pode ser constatado nas Figuras 5.6 e 5.7.

Finalmente, para a combinação de espessura de 5 mm e energia de soldagem de 0,5 kJ/mm, obtém-se uma penetração mais profunda (Figura 5.8c). Isto significa que existe, principalmente neste caso, uma boa margem para variar a energia de soldagem obtendo-se, ainda, um cordão de solda de qualidade aceitável aliado a uma microestrutura adequada para aplicação.

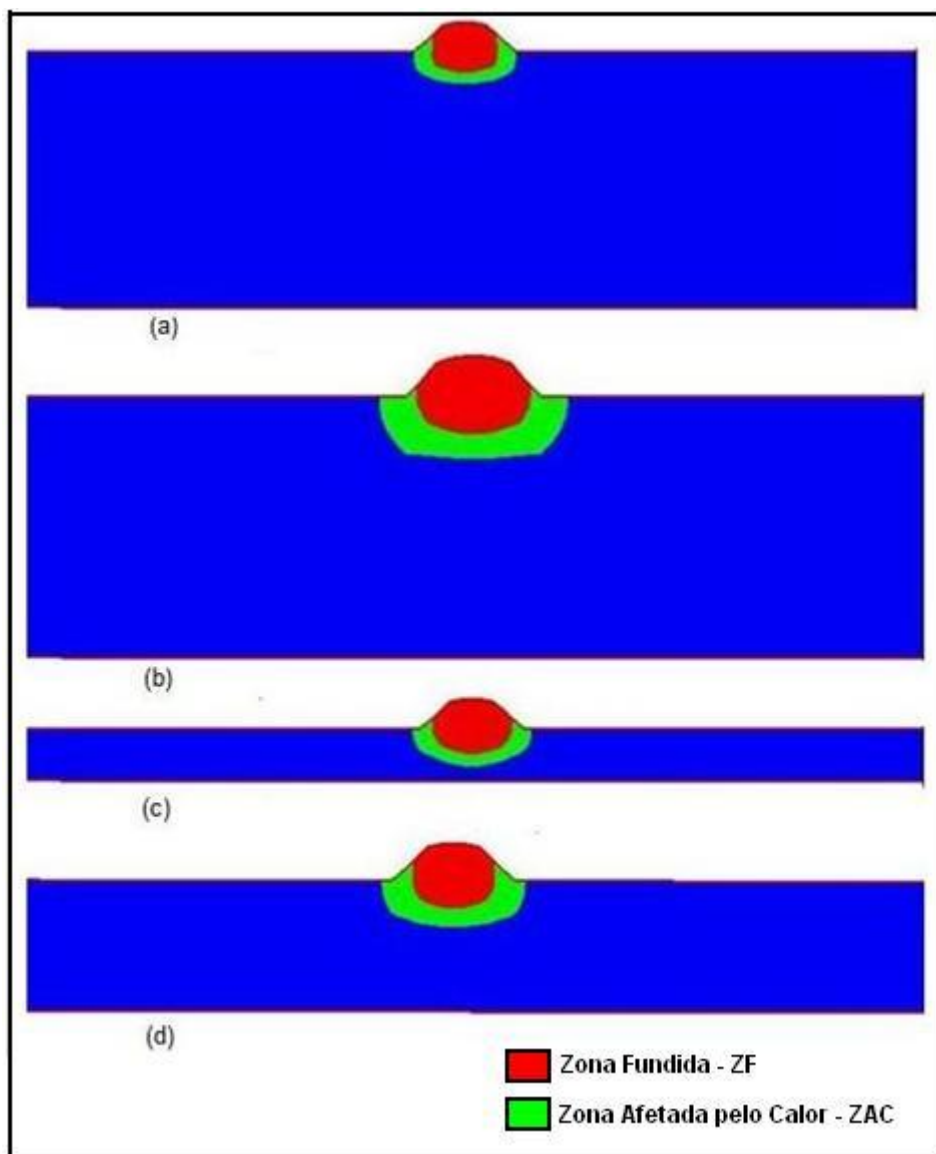


Figura 5.8. Simulação numérica do efeito da variação de espessura e energia de soldagem sobre as características da junta soldada. (a) 25 mm / 0,5 kJ/mm (b) 25 mm / 2 kJ/mm (c) 5 mm / 0,5 kJ/mm e (d) 10 mm / 0,5 kJ/mm.

5.5. Influência do Preaquecimento sobre a Curva de Resfriamento

É citado pela literatura^{8,9} que o uso de preaquecimento, para tubos de paredes finas fabricados dos aços T/P23 e T/P24, pode ser opcional até uma temperatura de aproximadamente 200°C, já que somente uma pequena diferença na dureza da ZAC destes aços pode ser percebida quando os mesmos são soldados com e sem este procedimento. As durezas máximas na ZAC são, usualmente, de aproximadamente 320 e 350 HV para os aços T/P23 e T/P24 respectivamente^{8,9}.

Desta forma, foi feita neste trabalho uma investigação qualitativa da influência da temperatura de preaquecimento sobre a soldagem dos aços T/P23 e T/P24. Foram utilizados três níveis de temperatura, ou seja, 70, 140 e 200°C e uma espessura de metal base de 10 mm, sendo que os resultados podem ser encontrados nas Figuras 5.9 e 5.10, as quais se referem ao efeito da temperatura de preaquecimento sobre a posição da curva de resfriamento, durante o resfriamento contínuo das ZAC's dos aços T/P23 e T/P24. Pode-se observar que existiu pouca diferença relativa entre as curvas e, conseqüentemente, sobre as propriedades da solda, ao se soldar sem e com preaquecimento até 200°C. Isto está de acordo com o que foi mencionado pela literatura^{8,9}.

Isto pode ser confirmado também através da Figura 5.11, que corresponde aos ciclos térmicos em uma mesma posição na ZAC destes aços, ao se soldar sem e com preaquecimento de 70, 140 e 200°C, com uma energia de soldagem de 0,5 kJ/mm e espessura de metal base de 10 mm. Pode-se observar que as curvas não apresentam diferenças significativas, o que pode se traduzir em pouca diferença em termos de microestrutura.

Os resultados confirmam, qualitativamente, que tanto o TTAS quanto o preaquecimento podem ser dispensados para os aços T/P23 e T/P24 quando estes possuírem baixas espessuras de parede.

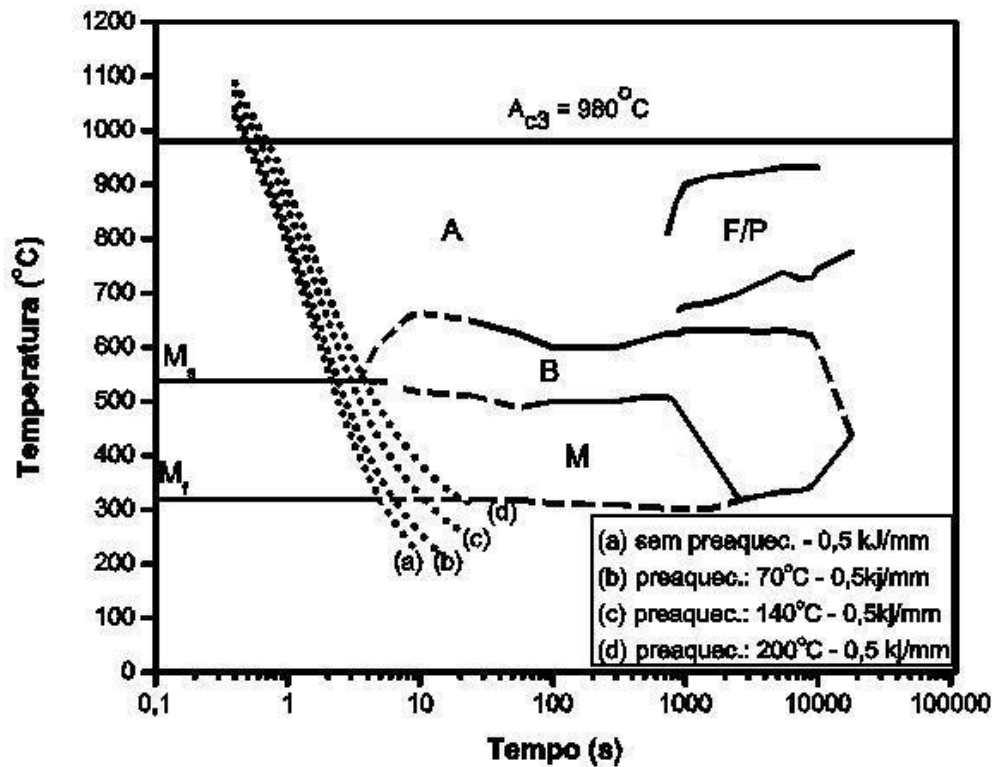


Figura 5.9. Influência da temperatura de preaquecimento sobre a curva de resfriamento na transformação sob resfriamento contínuo do aço T/P23 (espessura: 10 mm).

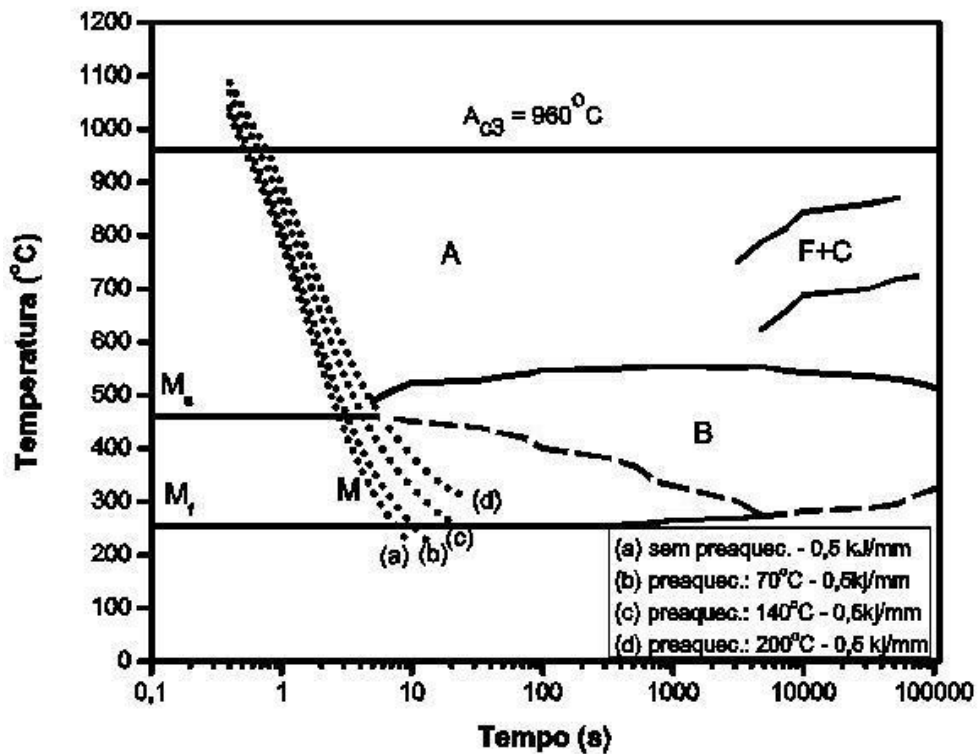


Figura 5.10. Influência da temperatura de preaquecimento sobre a curva de resfriamento na transformação sob resfriamento contínuo do aço T/P24 (espessura: 10 mm).

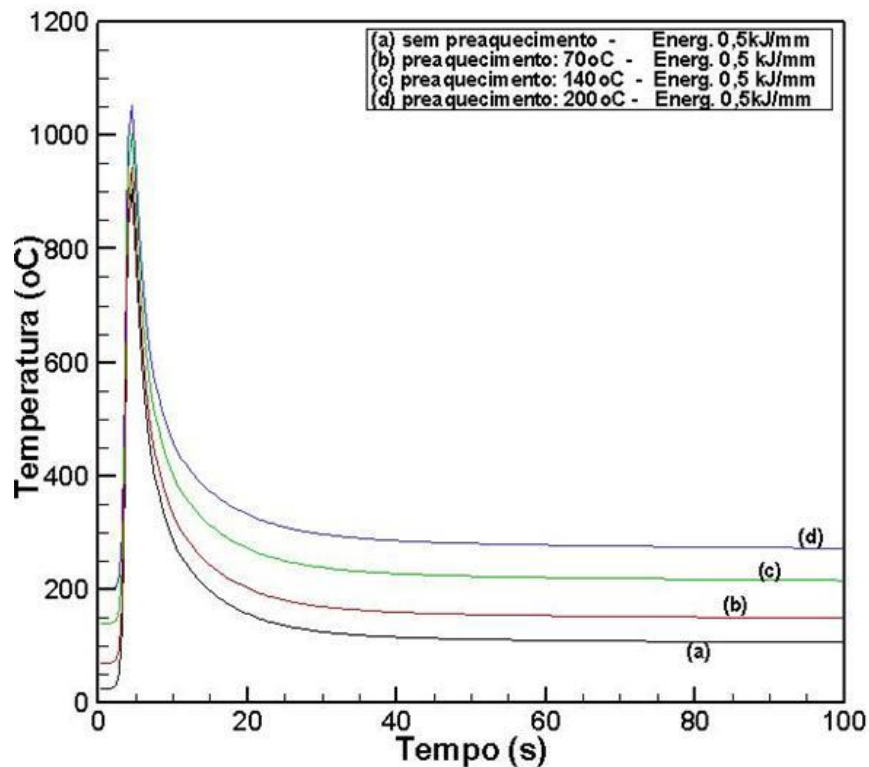


Figura 5.11. Influência da temperatura de preaquecimento sobre o ciclo térmico.

Neste trabalho utilizou-se como metal base um sólido plano para estudo. Independente disto, pois o problema passa a ser simplesmente da adequação das condições de contorno, podendo até se considerar em algumas situações, dependendo do diâmetro do tubo, que este possui uma superfície plana. De qualquer forma, os resultados obtidos neste trabalho apresentaram a mesma tendência que os citados por outros autores¹⁻⁹, os quais destacam a importância da obtenção de microestruturas compostas basicamente de uma combinação de martensita/bainita, o que se consegue com elevadas taxas de resfriamento na soldagem dos aços T/P23 e T/P24. Esta microestrutura, por possuir baixa dureza devido ao baixo teor de carbono dos aços T/P23 e T/P24, favorece a soldagem dos mesmos sem preaquecimento e TTAS. Isto é extremamente interessante para tubos com espessuras de paredes consideradas finas (geralmente menores que 10 mm), devido às elevadas taxas de resfriamento que podem ser alcançadas, conforme demonstraram os resultados.

Desta forma, pode-se afirmar que os resultados obtidos nesta simulação numérica apresentaram a mesma tendência e concordaram muito bem com a literatura. Além disto, os parâmetros de soldagem e as espessuras dos metais bases

utilizados na simulação foram semelhantes aos também utilizados pela literatura, podendo sugerir que a soldagem de planos conduziria a resultados equivalentes.

6. CONCLUSÃO

Os aços ferríticos modificados de baixa liga, T/P23 e T/P24, surgiram como potenciais candidatos para aplicação em serviços que requerem melhores propriedades em temperaturas elevadas em substituição ao aço ferrítico convencional T/P22, podendo apresentar, ainda, melhor soldabilidade que este último.

Desta forma, uma avaliação qualitativa da soldabilidade metalúrgica destes aços foi conduzida utilizando a simulação numérica como ferramenta de investigação, chegando-se às seguintes conclusões:

a) Para a faixa de energia de soldagem investigada (0,5 a 2 kJ/mm), os aços apresentaram uma microestrutura composta de martensita ou martensita/bainita, conseqüência das taxas de resfriamento atingidas na região avaliada da ZAC. Segundo alguns autores esta microestrutura, possuindo baixa dureza ($\leq 350\text{HV}$), seria adequada para aplicação sem a necessidade de preaquecimento e de TTAS no caso de tubos de parede de pequena espessura (geralmente menor que 10 mm).

b) Espessuras de metal base consideradas pequenas (geralmente menor que 10 mm) podem ser soldadas com uma boa margem operacional, a fim de se obter uma boa qualidade da junta soldada combinada com uma microestrutura adequada para aplicação.

c) A temperatura de preaquecimento mostrou pouca influência sobre as curvas de resfriamento, significando possuir pouco efeito sobre o tipo de microestrutura obtida na ZAC. Este resultado pode sugerir a dispensa do preaquecimento na soldagem dos aços T/P23 e T/P24 quando estes apresentam pequenas espessuras de parede (geralmente menor que 10 mm), conforme é relatado pela literatura.

d) Quando foi utilizada a menor energia de soldagem (0,5 kJ/mm) para simular a soldagem da maior espessura investigada neste trabalho (25 mm), esta energia mostrou pouca capacidade de penetração. Apesar disto, a microestrutura obtida ainda sugere propriedades adequadas para aplicação por possuir baixa dureza.

e) Já a maior energia de soldagem utilizada (2 kJ/mm) resultou, para a maior espessura investigada (25 mm), numa maior penetração da solda e numa microestrutura adequada para aplicação. Neste caso, a necessidade de TTAS se torna necessário por motivos de tenacidade.

f) Maiores energias de soldagem resultaram numa tendência ao auto-revenimento da microestrutura obtida, o que vai influenciar nas propriedades finais da solda. As microestruturas obtidas constituíram, geralmente, de martensita ou de uma mistura martensita/bainita.

g) De uma forma geral, a simulação numérica apresentou uma boa tendência, sendo que os resultados obtidos tiveram, ainda, uma boa concordância com aqueles reportados pela literatura.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Pode-se citar como sugestões para trabalhos futuros:

- a) A realização de experimentos a fim de comparar com os resultados obtidos na simulação;
- b) Simular situações envolvendo uma faixa mais ampla de parâmetros de soldagem e espessuras de metal base;
- c) Simular a soldagem de metal base com diferentes geometrias e cordões de solda realizados em multipasses.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] LUNDIN, C. D.; LIU, P.; CUI, Y. A Literature Review on Characteristics of High Temperature Ferritic Cr-Mo Steels and Weldments. Welding Research Council, Bulletin 454, p. 1-36, Aug. 2000.
- [2] VAILLANT, J. C. et al. T/P23, 24, 911 and 92: New Grades for Advanced Coal-Fired Power Plants – Properties and Experience. International Journal of Pressure Vessels and Piping, v.85, p.38-46, 2008.
- [3] BENDICK, W. et al. New Low Alloy Heat resistant Ferritic Steels T/P23 e T/P24 for Power Plant Application. International Journal of Pressure Vessels and Piping, v. 84, p. 13-20, 2007.
- [4] DHOOGHE, A.; VEKEMAN, J. New Generation 2^{1/4}Cr Steels T/P 23 and T/P 24 Weldability and High Temperature Properties. Welding Research Abroad-WRC, v. LII, n. 4, p. 31-49, Apr. 2006.
- [5] NAWROCKI, J. G. et al. The Mechanism of Stress-Relief Cracking in a Ferritic Alloy Steel. Welding Journal, v. 82, n. 2, p. 25-S a 35-S, Feb. 2003.
- [6] NAWROCKI, J. G et al. The Stress-Relief Cracking Susceptibility of a New Ferritic Steel – Part 1: Single-Pass Heat-Affected Zone Simulations. Welding Journal, v. 79, n. 12, p. 355-S a 362-S, Dec. 2000.
- [7] BRÓZDA J.; PASTERNAK J. Heat Resisting Steels of the New Generation and Examples of Their application in Supercritical Boilers Designed for the Polish Power Plants. Instytut Spawalnictwa (Institute of Welding), Poland, p. 1-14.
- [8] NEVASMAA, P. et al. Reheat Cracking Susceptibility and Ductility & Toughness Behaviour of Modified 2% Cr-Mo(W)V P23 Steel Simulated HAZs and Multipass Welds Made Using Matching and Mis-Matching Filler Metals. VTT Technical Research Centre of Finland: Research Report, p. 1-53, Mar. 2007.
- [9] NEVASMAA, P. et al. Heat-affected Zone Toughness Behaviour and Reheat Cracking Susceptibility of Thermally Simulated Microstructures in new P23 (7CrWVMoNb9-6) steel. VTT Technical Research Centre of Finland: Research Report, p. 1-43, Mar. 2006.

- [10] IGARASHI, M. et al. Long-Term Creep Properties of Low C-2,25Cr-1,6W-V-Nb Steel (T23/P23) for Fossil Fired and Heat Recovery Boilers. *Materials Science and Engineering A*, 2009, doi: 10.1016/j.msea.2008.05.054. (article in press)
- [11] ZACHARIA, T. et al. Modeling of Fundamental Phenomena in Welds. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, v. 3, n. 2, p. 265-288, 1995.
- [12] RONDA, J.; OLIVIER, G. J. Consistent Thermo-Mechano-Metallurgical Model of Welded Steel With Unified Approach to Derivation of Phase Evolution Laws and Transformation-Induced Plasticity. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, v. 189, p. 361-417, 2000.
- [13] TSIRKAS, S. A.; PAPANIKOS, P.; KERMANIDIS, TH. Numerical Simulation of the Laser Welding Process in Butt-Joint Specimens. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 134, p. 59-69, 2003.
- [14] BERGHEAU, J. M. Contributions of Numerical Modelling to the Optimisation of Welding Process. *Welding Research Abroad-WRC*, v. LII, n. 4, p. 20-30, Apr. 2006.
- [15] DENG, D.; MURAKAWA, H. Finite Element Analysis of Temperature Field, Microstructure and Residual Stress in Multi-Pass Butt-Welded 2,25Cr-1Mo Steel Pipes. *Computational Materials Science*, v. 43, p. 681-695, Jan. 2008.
- [16] SILVA, R. M. B.; PACHECO, P. M. C. L. Modeling residual stresses in welded steel plates using a constitutive model with phase transformation. In: 18th International Congress of Mechanical Engineering, 2005, Ouro Preto, Proceedings of COBEM 2005.
- [17] BANG, I. W. et al. Numerical Simulation of Sleeve Repair Welding of In-Service Gas Pipelines. *Welding Journal*, v. 81, n. 12, p. 273-S a 282-S, Dec. 2002.
- [18] MOHYLA, P.; FOLDYNA, V. Improvement of Reliability and Creep Resistance in Advanced Low-Alloy Steels. *Materials Science and Engineering A*, 2009, doi:10.1016/j.msea.2008.05.056. (article in press)
- [19] MOHYLA, P.; KOUKAL, J. Contribution to Research of Weldability of Modern Low-Alloy Creep Resistant Steels. *Acta Metallurgica Slovaca*, v. 9, n. 3, p. 210-216, 2003.

- [20] NAWROCKI, J. N. et al. The Postweld Heat-Treatment Response of Simulated Coarse-Grained Heat-Affected Zones in a New Ferritic Steel. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 32A, p. 2585-2594, Oct. 2001.
- [21] BARNES, A. Local Brittle Zones in C-Mn Steel Multipass Welds. TWI Bulletin, Sep./Oct. 1990.
- [22] KENT, K. C.; NEWELL JR., W. F. P91 and Beyond: Welding the New-Generation Cr-Mo Alloys for High-Temperature Service, Welding Journal, p. 29-33, Aug. 2007.
- [23] GOLDAK J.; CHAKRAVARTI, A.; BIBBY, M. A New Finite Element Model for Welding Heat Sources Model. Metallurgical Transactions B, v. 15B, p. 299-305, Jun. 1984.
- [24] WAHAB, M. A.; PAINTER, M. J.; Numerical Models of Gas Metal Arc Welds Using Experimentally Determined Weld Pool Shapes as the Representation of the Welding Heat Source. International Journal of Pressure Vessels and Piping, v. 73, p. 153-159, May, 1997.
- [25] ÖZISIK, M. N. Heat Conduction. Second Edition, USA: John Wiley & Sons., 1992, 692p.
- [26] PATANKAR, S. V. Numerical Heat Transfer and Fluid Flow. McGraw-Hill. USA, 1979.
- [27] MALISKA, C. R. Transferência de Calor e Mecânica dos Fluidos Computacional. 2 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2004, 453p.
- [28] SMITHELLS, C. J., Metals Reference Book, Seventh Edition, U.K: Butterworth/Heinemann, 1992 1794p.
- [29] MELAAEN, M. C. Calculation of Fluid Flows with Staggered and Nonstaggered Curvilinear Nonorthogonal Grids – The Theory. Numerical Heat Transfer, Part B, v. 21, p. 1-19, 1992.