

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE À REDAÇÃO DO TRABALHO
FINAL DE MESTRADO PROFISSIONAL DEFENDIDO POR
LINDBERGH SOUZA MONTEIRO
E APROVADO PELA COMISSÃO JULGADORA EM
26/02/2004


ORIENTADOR

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

Estudo de Ciclos Térmicos em Juntas Soldadas de um Aço de Alta Resistência e Baixa Liga Através do Método “In Situ”

Autor: Lindbergh Souza Monteiro

Orientador: Prof. Dr. Valdemar Silva Leal

Campinas

2004

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**Estudo de Ciclos Térmicos em Juntas
Soldadas de um Aço de Alta Resistência e
Baixa Liga Através do Método “In Situ”**

Autor: Lindbergh Souza Monteiro

Orientador: Prof. Dr. Valdemar Silva Leal

Curso: Engenharia Mecânica – Mestrado Profissional

Área de Concentração: Instrumentação e Controle Industrial

Dissertação de Mestrado Profissional apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica como requisito para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas

2004

NIDADE 4C
 CHAMADA T/UNICAMP
M764e
 EX
 OMBO BC/ 61097
 ROC/ 16.12.04
 C ☐ D ☒
 PREÇO 11,00
 DATA 18.12.04
 1ª CPD
 3161d 333914

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA - BAE - UNICAMP

M764e Monteiro, Lindbergh Souza
 Estudo de ciclos térmicos em juntas soldadas de um
 aço de alta resistência e baixa liga através do método "In
 Situ" / Lindbergh Souza Monteiro.--Campinas, SP:
 [s.n.], 2004.

Orientador: Valdemar Silva Leal.
 Dissertação (mestrado profissional) - Universidade
 Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia
 Mecânica.

1. Energia. 2. Ensaio. 3. Soldagem. 4.
 Temperatura. I. Leal, Valdemar Silva. II. Universidade
 Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia
 Mecânica. III. Título.

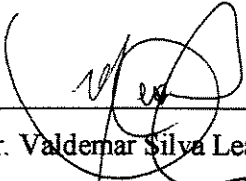
UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

Trabalho Final de Mestrado Profissional

Estudo de Ciclos Térmicos em Juntas
Soldadas de um Aço de Alta Resistência e
Baixa Liga Através do Método “In Situ”

Autor: Lindbergh Souza Monteiro

Orientador: Prof. Dr. Valdemar Silva Leal



Prof. Dr. Valdemar Silva Leal

Instituição UEMA



Prof. Dra. Sandra Maria Oliveira Sá

Instituição UEMA



Prof. Dr. Waldemir Silva de Lima

Instituição UEMA

Campinas, 26 de fevereiro de 2004.

Dedicatória

Dedico este trabalho aos meus pais por terem heroicamente batalhado as condições que me permitiram hoje colher os frutos de seus esforços.

A minha esposa Maria Alcina e aos meus filhos Felipe e Lucas por sempre estarem ao meu lado nas horas difíceis da vida.

Aos meus irmãos Antonio, Dean, Lindney e Solange meus grandes incentivadores e a minha irmã Terezinha um exemplo de determinação e coragem.

Agradecimentos

Este trabalho não poderia ser concluído não fora ajuda de várias pessoas as quais presto minhas verdadeiras considerações.

Ao Profº. Dr. Valdemar Silva Leal pela confiança e pela valiosa orientação durante o desenvolvimento deste trabalho.

Ao Profº. Dr. Ernandes Macedo Paiva, pela amizade, pelas sugestões e contribuição valiosa para realização deste trabalho.

Ao Profº. Dr. Gedeon Silva Reis, pela grande amizade e pelo apoio constante.

Ao Profº. Dr. Antonio Maia de Oliveira, pela valiosa contribuição nos laboratórios de Materiais da USP – São Carlos, durante a realização dos ensaios.

Ao amigo Joede Santana pela força e pelo companheirismo de longa data.

Aos amigos Reinaldo e José Francisco, pela ajuda na confecção dos gabaritos para realização das soldas.

Ao Profº. Dalcival do SENAI – CETAM pela utilização dos Laboratórios.

Aos Amigos Valdemiro e Pedro do SENAI – CETAM, pela ajuda na realização das soldas nas amostras.

A Companhia Siderúrgica Paulista – COSIPA pela concessão do aço utilizado para execução do trabalho.

A ESAB pela doação do consumível utilizado para realização das soldas.

A WHITE MARTINS, pela doação do gás.

Ao SENAI – CETAM pela concessão dos Laboratórios e equipamentos para realização das soldas.

Ao CEFET-MA e a todas as pessoas que contribuíram direta ou indiretamente para realização deste trabalho.

*“Se eu fosse esperar a perfeição meu trabalho nunca teria
terminado”*

Tai H'ung, século XII.

Resumo

MONTEIRO, Lindbergh Souza. Estudo de Ciclos Térmicos em juntas Soldada de um Aço de Alta Resistência e Baixa Liga através do método “In Situ”.

Neste trabalho, foi utilizada uma metodologia para soldabilidade de aços de alta resistência e baixa liga, utilizando-se o ensaio Tekken, cujo corpo de prova foi soldado pelo processo SAT, semi-automatizado. Onde através do estudo dos ciclos térmicos, procurou-se determinar os parâmetros de soldagem que proporcionassem melhores propriedades estruturais e mecânicas para a ZAT na região de grãos grosseiros (ZATRGG) e, com isso procurou-se eliminar a ocorrência de trincas induzidas pelo hidrogênio nesta região. Variando-se a energia e soldagem e a temperatura de pré-aquecimento, foram medidos tempos e taxas de resfriamento ($\Delta t_{800-500}$ e $R_{800-500}$), temperatura de pico, tempo de permanência acima de 1000°C e extensão da ZAT (h). Com a elevação da energia de soldagem e temperatura de pré-aquecimento, observou-se um aumento nos valores de $\Delta t_{800-500}$ e redução nos valores de $R_{800-500}$. Conseqüentemente, a elevação do $\Delta t_{800-500}$ e redução da $R_{800-500}$ provocaram variação microestrutural, de martensita a ferrita, reduzindo a dureza e elevando a tenacidade.

Palavras-chave:

Metal base; Metal de Adição; Zona Afetada Termicamente(ZAT); Ciclo Térmico.

Abstract

MONTEIRO, Lindbergh Souza. Study of thermal cycles in a welded joint of a steel of the high strength and it Lowers League through the method " In Situ ".

In this work, a methodology was developed for weldability of steels of high strength. The test used to the study of the cracks in the weld was Tekken test. Welded by the process of Flux Cored Arc Welding (FCAW), semiautomatic, where, through the study of the thermal cycles looking to determine the parameters that providing better structural and mechanical properties for HAZ and, which to eliminate the occurrence of HIC in this area. Varying the welding energy and the preheating temperature, it was measured time and cooling rate ($\Delta t_{800-500}$ e $R_{800-500}$), peak temperature, time of permanence above 1000°C and extension of the HAZ. With the elevation of the welding energy and preheating temperature was observed increase in the values of $\Delta t_{800-500}$ and reduction in the values of $R_{800-500}$. Consequently, the elevation of the $\Delta t_{800-500}$ and reduction of $R_{800-500}$ lead a variation of microstructure since martensite to ferrite, reducing the hardness and increasing the tenacity and increasing the tenacity.

Keys Words:

Metal base; Metal of Addition; Heat Affected Zone (HAZ); Thermal Cycle

Índice

Lista de Figuras	iv
Lista de Tabelas	vi
Nomenclatura	vii

Capítulo 1

1.1	Introdução	01
1.2	Objetivo	03
1.3	Justificativa	03

Capítulo 2

2.1	Revisão Bibliográfica	05
2.1.1.1	Considerações Gerais	05
2.1.1.2	Classificação	06
2.1.1.3	Propriedades	07
2.1.1.4	Processo de Soldagem em Aços de Alta Resistência e Baixa L	07
2.1.2	Soldabilidade dos Aços de Alta Resistência e Baixa Liga	08
2.1.3	Ensaio de Soldabilidade	09
2.1.3.1	Ensaio Tekken	10
2.2	Trincas a Frio Induzidas pelo Hidrogênio	11
2.3	Ciclos Térmicos na Soldagem	13
2.3.1	Considerações Gerais	13

2.3.2	Determinações Teóricas	15
2.3.3	Determinação Experimental de Ciclos Térmicos	19
2.3.3.1	Método Experimental Direto e Simulado	19
2.3.3.2	Diferença entre as Curvas CCT Obtidas pelos Métodos Experimentais Direto e Simulado	20
2.3.3.3	Cuidados na Execução dos Métodos Diretos	22
2.4	Extensão da Região do Metal de Base Afetada pelo Calor ou ZAT	24
2.5	Influência do Ciclo Térmico no Comportamento Microestrutural da ZAT	25
2.6	Microestrutura da Zona Afetada Termicamente (ZAT)	27
2.7	Propriedades Mecânicas da Junta Soldada	30
2.7.1	Propriedades Mecânicas do Metal de Solda	32
2.7.2	Propriedades Mecânicas da Zona Afetada Termicamente	33

Capítulo 3

3.1	Materiais e Equipamentos	36
3.1.1	Materiais	36
3.1.1.1	Metal de base	36
3.1.1.2	Consumível	36
3.1.1.3	Análise Química	36
3.1.1.4	Termopar	38
3.2	Equipamentos	39
3.2.1	Fonte de energia	39
3.2.2	Monitor de Aquisição de Dados	39
3.2.3	Análise Microestrutural	39
3.2.4	Ensaio de Dureza	39
3.2.5	Registro de Temperatura	40
3.2.6	Calibração do Termopar	41

Capítulo 4

4.1	Procedimento Experimental	42
4.1.1	Procedimento de Soldagem	42
4.1.2	Semi-automatização do Processo de Soldagem	44

4.1.3	Ensaio Tekken	46
4.1.4	Medida dos ciclos térmicos “In Situ” na ZATRGG	46
4.1.5	Ensaio de dureza	48
4.1.6	Análise microestrutural	48

Capítulo 5

5.1	Análise e Discussão dos Resultados	50
5.1.1	Medida dos ciclos térmicos	50
5.1.2	Microestrutura	55
5.1.3	Dureza	59
5.2	Trincas a Frio	63

Capítulo 6

6.1	Conclusões e Recomendações para Trabalhos Futuros	64
6.1.1	Conclusões	64
6.1.2	Recomendações	65
	Referências Bibliográficas	66

Lista de Figuras

Figura 2.1 – Esquema do corpo de prova para o ensaio Tekken chanfro em y oblíquo	11
Figura 2.2 – Variação da temperatura máxima com a distancia ao cordão de solda	14
Figura 2.3 - Curva de resfriamento direto típica e sua derivada	21
Figura 2.4 – Efeito dos parâmetros de soldagem sobre as dimensões da solda. Largura da ZAT e comportamento térmico	25
Figura 2.5 – Diagrama esquemático mostrando as várias regiões da ZAT	26
Figura 2.6 – Influência do teor de nióbio no tamanho de grão austenítico da ZAT	28
Figura 3.1 - Esquema do sistema utilizado para obtenção dos ciclos térmicos na ZAT	40
Figura 3.2 – Curva de calibração do termopar utilizado	41
Figura 4.1 – Pré-aquecimento da junta para soldagem 100°C	43
Figura 4.2 – Montagem para semi-automatização do processo de soldagem	
Figura 4.3 - Esquema indicando o posicionamento do termopar no local de interesse da ZAT	47
Figura 5.1 – Ciclo térmico medido na ZATRGG para ensaio realizado com $H = 2,5 \text{ kJ/mm}$, sem pré-aquecimento	51
Figura 5.2 – Ciclo térmico medido na ZATRGG para ensaio realizado com $H = 2,5 \text{ kJ/mm}$ e temperatura de pré-aquecimento de 75°C	51
Figura 5.3 – Ciclo térmico medido na ZATRGG para ensaio realizado com $H = 2,5 \text{ kJ/mm}$ e temperatura de pré-aquecimento de 100°C	52
Figura 5.4 – Ciclo térmico medido na ZATRGG para ensaio realizado com $H = 3,0 \text{ kJ/mm}$, sem pré-aquecimento	52
Figura 5.5 – Ciclo térmico medido na ZATRGG para ensaio realizado com $H = 3,0 \text{ kJ/mm}$ e temperatura de pré-aquecimento de 75°C	53

Figura 5.6 – Ciclo térmico medido na ZATRGG para ensaio realizado com H = 3,0 kJ/mm e temperatura de pré-aquecimento de 100°C	53
Figura 5.7 – Variação do tempo de resfriamento e da taxa de resfriamento com a Temperatura	54
Figura 5.8 - Microestrutura do Metal de Base. Ataque Nital a 2%	54
Figura 5.9 – Microestrutura da ZATRGG, obtida com energia de soldagem de 2,5 kJ/mm à temperatura ambiente. Ataque Nital 2%	55
Figura 5.10 – Microestrutura da ZATRGG obtida com, energia de soldagem de 2,5 kJ/mm à temperatura de 75°C. Ataque Nital 2%	56
Figura 5.11 – Microestrutura da ZATRGG obtida com, energia de soldagem de 2,5 kJ/mm à temperatura de 100°C	56
Figura 5.12 – Microestrutura da ZATRGG obtida com, energia de soldagem de 3,0 kJ/mm à temperatura ambiente	57
Figura 5.13 – Microestrutura da ZATRGG obtida com, energia de soldagem de 3,0 kJ/mm à temperatura de 75°C	57
Figura 5.14 – Microestrutura da ZATRGG obtida com, energia de soldagem de 3,0kJ/mm à temperatura de 100°C	58
Figura 5.15 – Variação da dureza máxima com a temperatura de pré-aquecimento e condições de soldagem com energias de 2,5 e 3,0 kJ/mm	60
Figura 5.16 – Variação da largura da ZAT com a temperatura de pré-aquecimento e condições de soldagem com energias de 2,5 e 3,0 kJ/mm	62

Lista de Tabelas

Tabela 3.1 – Composição química do metal de base	37
Tabela 3.2 - Propriedades mecânicas do metal de base	38
Tabela 3.3 – Composição química do metal de adição	38
Tabela 3.4 – Propriedades mecânicas do metal de adição	38
Tabela 4.1 – Parâmetros de soldagem utilizados nos ensaios	45
Tabela 5.1 - Valores obtidos para taxa de resfriamento, tempo de resfriamento, temperatura de pico, tempo de permanência e extensão da ZAT	50
Tabela 5.2 – Resultados das medidas de dureza realizadas no metal de base, metal de solda e na ZATRGG	59

Nomenclatura

Letras Latinas

c – Calor específico do metal	[J/mm°C]
e – Espessura da chapa	[mm]
H – Energia de soldagem	[kJ/mm]
h – Largura da ZAT	[mm]
I – Corrente de soldagem	[A]
R – Taxa de resfriamento	[°C/s]
R ₈₀₀₋₅₀₀ – Taxa de resfriamento entre 800°C e 500°C	[°C/s]
t – tempo	[s]
T – Temperatura	[°C]
T _c – Temperatura crítica de referência	[°C]
T _p – Temperatura de pico	[°C]
T _m – Temperatura de fusão	[°C]
v – Velocidade de soldagem	[mm/s]
V – Voltagem do arco	[V]
x – Coordenada longitudinal à solda	[mm]
y – Coordenada transversal à solda	[mm]
z – Coordenada normal à espessura da chapa	[mm]

Letras Gregas

$\Delta t_{800-500}$	– Tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C	[s]
Δt_{1000}	– Tempo de permanência acima de 1000°C	[s]
η	– Eficiência de transferência do arco	[%]
ρ	– Densidade do material	[g/mm ³]
σ_e	– Limite de escoamento	[Mpa]
σ_R	– Limite de resistência	[Mpa]
τ	– Espessura relativa da chapa	[mm]

Siglas

ARBL	– Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM	– American Society for Testing Materials
AWS	– American Welding Society
CCT	– Curva de Transformação com Resfriamento Contínuo
CE	– Carbono Equivalente
COSIPA	– Companhia Siderúrgica Paulista
FA	– Ferrita Acicular
FP	– Ferrita primária
FP (G)	– Ferrita poligonal de contorno de grão
FP (I)	– Ferrita poligonal intragranular
FS (A)	– Ferrita de segunda fase alinhada
FS (NA)	– Ferrita de segunda fase não alinhada
FS (SP)	– Ferrita de placas laterais
HV	– Dureza Vickers
IIW	– Institute International of Welding
JIS	– Society Industrial Japanese
K	– Condutividade térmica
M	– Martensita
MB	– Metal de base
MS	– Metal de solda

M_s – Temperatura de início de formação da martensita

P – Perlita

SAER – Soldagem a arco com eletrodo revestido

SAS – Soldagem a arco submerso

SATG – Soldagem a arco tungstênio com atmosfera gasosa (TIG)

SAT – Soldagem a arco com arame tubular

SAMG – Soldagem a arco metálico com atmosfera gasosa (MIG - MAG)

ZAT – Zona Afetada Termicamente

ZATRGG – Zona Afetada Termicamente na Região de Grãos Grosseiros

Capítulo 1

1.1 Introdução

O desenvolvimento de novos materiais tem exigido uma evolução concomitante na qualidade dos aços, tais como os microligados e os de alta resistência, com novas composições químicas, maiores limites de resistência e melhor tenacidade. A soldabilidade desses aços pode se tornar bastante difícil ou comprometida se não forem evitadas as trincas a frio induzidas pelo hidrogênio, um tipo de defeito ao qual estão sujeitos esses aços. Esse é sem dúvida, o grande problema na soldagem desses aços e tem sido um tema muito estudado nos últimos anos. Sempre que se determinam as condições para se evitar essas trincas, a indústria siderúrgica produz novos aços com ainda maiores limites de resistência e novamente todo um novo estudo se faz necessário. O surgimento desse defeito está condicionado, entre outros fatores, à microestrutura resultante na junta soldada após o resfriamento. Portanto, conforme MACIEL (1994), o conhecimento e controle do ciclo térmico a que estão submetidos esses aços durante sua soldagem tornam-se imprescindíveis para obtenção de uma junta isenta deste tipo de defeito.

De acordo com LANCASTER (1980), EASTERLING (1983), e ROSENTHAL (1946), o uso de processos de soldagem com fusão envolve necessariamente a geração de ciclos térmicos conduzindo a profundas mudanças no estado de tensão, microestrutura e propriedades na zona afetada termicamente (ZAT), o que torna imperativo o controle desses ciclos durante as operações de soldagem, podendo os mesmos serem avaliados teoricamente através de expressões matemáticas, baseadas em equações de fluxo de calor e experimentalmente por meio de métodos simulados (indiretos) e/ou por método “in situ” (direto).

Embora a avaliação teórica de ciclos térmicos na ZAT tenha conduzido a resultados razoáveis segundo EASTERLING (1983), a determinação experimental conduz a resultados mais precisos, e, em especial, quando se adota o método “in situ”, pois neste caso não há necessidade de austenitização e resfriamentos simulados de amostras como em outros métodos experimentais indiretos, pois o estudo é feito no momento da soldagem com a imersão de um termopar na poça de fusão da solda antes da solidificação dessa ou com a sua implantação no metal de base próximo à linha de fusão da solda, com o objetivo de determinar curvas de resfriamento no metal de solda ou na ZAT, respectivamente segundo MYHR & GRONG (1990), refletindo assim, as reais condições a que estava submetida a junta soldada durante a operação de soldagem e pesquisado também por PHILLIP (1983).

As curvas de resfriamento obtidas a partir dos ciclos térmicos mostram que a microestrutura produzida em qualquer tipo de aço é dependente da sua composição química e da taxa de resfriamento. Logo, uma microestrutura menos susceptível às trincas a frio pode ser obtida a partir do controle das taxas de resfriamento por meio da determinação do ciclo térmico segundo MACIEL (1994).

De acordo com EASTERLING (1983), todas as regiões da ZAT podem ter suas propriedades alteradas em relação ao metal de base devido ao ciclo térmico a que são submetidas cada uma delas. Entretanto, de uma maneira geral, a região que maior alteração sofre e, portanto, onde as propriedades mecânicas em especial a tenacidade podem ser prejudicadas, é a região de grãos grosseiros da ZAT - ZATRGG e, portanto, a região onde se concentrarão os nossos estudos.

Vários pesquisadores, entre eles COWARD & APPS (1967), MACIEL (1994), LEAL (1995) e SOBRINHO (1999) realizaram trabalhos relacionados à obtenção de ciclos térmicos na ZATRGG em aços de alta resistência, para diferentes processos de soldagem e parâmetros de processo, associando-os às microestruturas resultantes. Entretanto, a preocupação em correlacionar o ciclo térmico com a microestrutura, dureza e tenacidade resultantes, não foi o objetivo maior, sendo que para nós, tal correlação se apresenta como de relevância, uma vez que os resultados dessa correlação poderão ser aplicados aos mais variados casos de projeto, que por fatores dimensionais e geométricos exijam a utilização de diferentes parâmetros de soldagem (energias de soldagem).

1.2 Objetivo

O objetivo da dissertação será o estudo de ciclos térmicos através do método “in situ” na zona afetada termicamente (ZAT) de um aço de alta resistência baixa liga - ARBL, soldado pelo processo de soldagem ao arco elétrico com arame tubular – SAT, utilizando CO₂ como gás de proteção.

Especificamente, objetiva-se a análise da relação entre as taxas de resfriamento com os parâmetros do processo, a microestrutura resultante e dureza, procurando caracterizar as condições críticas para a sanidade da junta soldada.

1.3 Justificativa

O uso de processos de soldagem com fusão envolvem necessariamente a criação de ciclos térmicos conduzindo a profundas mudanças no estado de tensão, microestrutura e propriedades na zona afetada termicamente (ZAT). A extensão da ZAT é função do gradiente térmico na região o qual por sua vez depende da temperatura de pré-aquecimento, espessura e geometria da peça, da natureza do metal base e do processo de soldagem.

A ZAT passa por transformações microestruturais na soldagem de aços com transformações de fase com é o caso dos aços de alta resistência e baixa liga – ARBL. A região contígua ao cordão de solda sofre austenitização total durante o ciclo de aquecimento. Entretanto, a partir de uma determinada distância com relação ao cordão a autenitização é apenas parcial e em regiões mais além nenhuma transformação microestrutural ocorrerá.

Durante o ciclo de resfriamento as regiões austenizadas além de mudanças na granulometria, transformam-se em microconstituintes diferentes conforme a taxa de resfriamento e o aço em questão.

O controle do ciclo térmico é de fundamental importância no que diz respeito às propriedades da junta soldada e em particular na ZAT. Com taxas de resfriamento elevadas surgirão produtos de baixa temperatura de transformação e de alta dureza e, portanto de baixa tenacidade. Por outro lado, taxas muito lentas conduzem à formação de estruturas ferríticas grosseiras e frágeis, principalmente na região de grãos grosseiros contígua à linha de fusão. A

fragilização será mais acentuada em aços de alta resistência devido a sua maior temperabilidade.

A alteração da taxa de resfriamento modificando a microestrutura da junta soldada poderá ser feita por meio de variação dos parâmetros de soldagem, proporcionando alterações na distribuição de tensões na junta devido às modificações introduzidas na morfologia do cordão de solda, alterando a distribuição das deformações plásticas e conseqüentemente as propriedades da junta.

Em resumo, a importância do entendimento da relação ciclo térmico/microestrutura na ZAT, reside no fato de que as propriedades mecânicas e em especial a tenacidade de uma junta soldada depende fundamentalmente da composição química, do tipo, proporção e granulometria das fases presentes após o resfriamento, que por sua vez são controladas pela característica do ciclo térmico.

Capítulo 2

2.1 Revisão Bibliográfica

2.1.1 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga

2.1.1.1 Considerações gerais

Os aços de alta resistência e baixa liga - ARBL ou microligados como comumente são deferidos, são definidos como aqueles aços com tensão de escoamento de no mínimo 294,3 MPa (30 kgf/mm²) de acordo com LIU & BRACARENSE (1994). Desenvolvidos a partir dos aços carbono manganês laminados a quente, a maioria destes aços adquirem resistência mecânica, tenacidade, conformabilidade, soldabilidade e resistência a corrosão atmosférica através de uma ação conjunta de adequadas adições de elementos de liga e tratamentos térmicos ou tratamentos mecânicos segundo GRONG & MATLOCK (1986).

Conforme GONÇALVES (1991), o teor de carbono destes aços normalmente é inferior a 0,15%. Elementos de liga convencionais como manganês, níquel, cromo, molibdênio e cobre, são utilizados para fornecerem resistência à corrosão e refinamento na microestrutura, proporcionando tensão de escoamento acima de 686,42 MPa (70 kgf/mm²). Além disso, o manganês e o níquel provocam diminuição na temperatura de transição frágil-dútil segundo HONEYCOMBE (1982). De acordo com EASTERLING (1983), GONÇALVES (1991) e LIU & BRACARENSE (1994), outros elementos microligantes formadores de carbetos, nitretos e carbonitretos tais como nióbio, vanádio, alumínio e

zircônio em pequenas porcentagens não superiores a 0,15% em peso normalmente, combinados com o processo de laminação controlada, tem possibilitado aos modernos aços ARBL obterem uma estrutura ferrítica de tamanho de grão muito fino, controlando com isto a tenacidade. Entretanto, segundo TECCO (1985), melhora adicional na tenacidade, particularmente através de seção transversal, também pode ser alcançada pela redução do número de inclusões do aço e modificação da forma das remanescentes pela adição de terras raras. Devido a grande afinidade dos elementos microligantes por nitrogênio e oxigênio, o controle desses gases é muito importante no processamento do aço.

2.1.1.2 Classificação

Os aços ARBL, ao contrário dos outros aços (liga) onde a classificação é feita comumente de acordo com limites específicos de composição, eles tendem a ser agrupados em termos de propriedades mecânicas e microestrutura. Baseando-se no valor da tensão de escoamento, estes aços podem ser classificados em três grandes grupos segundo LIU & BRACARENSE (1994):

- a) Aqueles com tensão de escoamento abaixo de 686,42 MPa (70 kgf/mm²), para fabricação de navios, tubulações submarinas, plataformas marítimas, etc.
- b) Aqueles com tensão de escoamento igual a 686,42 MPa (70 kgf/mm²), para fabricação de tanques dos tipos semipressão e sub-pressão para serviços de baixas temperaturas, etc.
- c) Aqueles com tensão de escoamento acima de 686,42 MPa (70 kgf/mm²), para fabricação de submarinos, equipamentos para mineração, tratores, escavadeiras, blindagem de veículos militares, etc.

Quanto a microestrutura, esta pode variar de completamente ferrítica para aços com tensão de escoamento abaixo de 686,42 MPa (70 kgf/mm²) até uma estrutura tipicamente bainítica martensística para aços com tensão de escoamento acima de 686,42 MPa (70 kgf/mm²).

2.1.1.3 Propriedades

Nos últimos anos, o desenvolvimento metalúrgico e o processamento do aço têm progredido simultaneamente, com vantagens significantes. O conhecimento da composição química, em conjunto com técnicas de resfriamento e laminação a quente tem contribuído para a produção de aços com combinação tenacidade/resistência superior e soldabilidade melhorada.

A produção de aços estruturais de alta resistência exige a aplicação de um rígido controle no processamento, principalmente na redução do teor de carbono e dos elementos de liga. As propriedades mecânicas da maioria dos aços comerciais estão baseadas nos seguintes princípios conforme HEALY & BILLINGHAM (1993).

1) Teor de carbono relativamente baixo, que é benéfico tanto para a soldabilidade do Metal de Solda (MS) como para a tenacidade.

2) Refinamento de grão para aumentar simultaneamente a resistência e melhorar a tenacidade.

3) Alteração com a adição de microligantes (V, Nb, Al), que precipitam durante o processamento do aço, contribuindo para reforçar a solução sólida e transformação de fase com o uso de elementos de ligas semelhantes ao Mn, Si, Ni, Cr e Mo.

4) Níveis de enxofre (S) e fósforo (P) altamente reduzidos combinados com o controle da forma de inclusões, eliminam os efeitos de soldagem como decoesão lamelar, homogeneizam as propriedades mecânicas através da espessura, elevando a tenacidade.

2.1.1.4 Processos de Soldagem em Aços de Alta Resistência e Baixa Liga

A resistência mecânica dos aços de alta resistência é elevada devido a tratamentos térmicos de têmpera e revenido, que são facilitados pelos elementos de liga neles contidos, mas que dificultam, em contrapartida, sua soldagem.

Dentre os possíveis processos utilizados na soldagem destes materiais, destacam-se os processos de soldagem, por arco elétrico com eletrodo revestido – SAER, soldagem por arco submerso – SAS, soldagem ao arco com arame tubular – SAT e ao arco metálico com atmosfera gasosa – SAMG (MIG/MAG). Principalmente na soldagem com o processo SAER, há o risco de trincas a frio, que ocorre segundo fatores a serem descritos posteriormente.

2.1.2 Soldabilidade dos Aços de Baixa Liga e Alta Resistência

A soldabilidade é definida, segundo a Comissão XII do Instituto Internacional de Soldagem – IIW, posteriormente aceita pela ISO – TC44 assim: “considera-se que o material metálico é soldável, mediante um dado processo e para uma finalidade concreta, quando, utilizando-se um procedimento de soldagem adequado, pode-se obter uma junta metálica contínua que satisfaça as exigências físicas e químicas requeridas”.

Conforme FARRAR & HARRISSON (1987), esta definição inclui não somente os aspectos metalúrgicos, como também os aspectos mecânicos do MB a ser soldado. Seu objetivo é evitar a presença de trincas, poros, inclusões de escórias, falta de fusão e outros defeitos que possam provocar a diminuição na resistência estática ou a fadiga do componente soldado.

São várias as técnicas utilizadas para expressar a soldabilidade de um aço, sendo uma das principais a que é feita através do seu carbono equivalente (CE). O carbono equivalente fornece uma primeira aproximação quantitativa da susceptibilidade às trincas induzidas pelo hidrogênio para um determinado tipo de aço por meio da sua composição química. Este é um método simples, baseado na influência do carbono e elementos de liga na formação da microestrutura resultante, visto que a microestrutura tem dependência com a temperabilidade e esta com a composição química. De modo geral, quanto mais frágil a microestrutura do MS e da ZAT maior será a susceptibilidade desse aço à trinca a frio.

A aplicação das equações de CE existentes, para aço em particular, deve ser feita cuidadosamente. Normalmente, para aços com altos teores de Carbono e/ou elemento de liga, fórmulas baseadas na dureza máxima são adequadas. Entretanto, para aços cuja dureza é conseguida por precipitação e não por solução sólida ou transformações de fase, como é o caso dos aços ARBL, a aplicação das equações pode gerar erros, pela omissão de elementos

como o Oxigênio, Titânio, e Boro, que tem influência significativa na microestrutura e propriedades mecânicas. Entre as várias fórmulas, a mais aplicada para o CE é a desenvolvida pelo IIW, apresentada por LIU & BRACARENSE (1994).

$$CE(\%) = C + \left(\frac{Mn}{6} \right) + \left(\frac{Cr + M_0 + V}{5} \right) + \left(\frac{Ni + Cu}{15} \right) \quad (2.1)$$

Esta fórmula apesar de suas limitações é mais usada, porém de um modo geral, se o CE for maior que 0,4 a chance de ocorrência de trincas aumenta. Entretanto, foi desenvolvida uma fórmula mais adequada para aços com teores de carbono inferiores a 0.1%. Esta expressão é denominada parâmetro de Ito-Bessyo (Pcm), de acordo com SUZUKI E TERAZAKI (1986).

$$Pcm = C + \left(\frac{Cr + M_0 + Cr}{20} \right) + \left\langle \frac{Si}{30} \right\rangle + \left\langle \frac{Ni}{15} \right\rangle + \left\langle \frac{V}{10} \right\rangle + 5B \quad (2.2)$$

Os parâmetros de CE e Pcm são também utilizados para definir valores críticos de dureza, temperatura de pré-aquecimento e energias de soldagem. Assim, quanto maiores os valores de e Pcm, maiores devem ser as temperaturas de pré-aquecimento e energias de soldagem e menores os valores críticos de dureza.

2.1.3 Ensaios de Soldabilidade

Os ensaios de laboratório para avaliar as trincas a frio do metal de solda têm sido desenvolvidos por várias razões. Entre elas estão: para determinação das variáveis que governam o fenômeno da trinca, para comparar a susceptibilidade de trinca a frio de diferentes aços ou para desenvolver procedimentos para preveni-las.

Existem vários ensaios de soldabilidade para aços; entretanto, pode-se afirmar que nenhum ensaio ou combinação entre os mesmos representa o comportamento real da maioria das estruturas soldadas. Isso ocorre devido à grande dificuldade em prever e reproduzir as condições reais de restrição, fixação, tensão e temperatura da maioria das estruturas soldadas.

De acordo com MODENESI et alli (1985), um pré-requisito comum e

imprescindível a todos os ensaios é que as condições impostas sejam mais rigorosas ou, no mínimo semelhantes às condições reais de fabricação e serviços. A finalidade desses ensaios é avaliar esse fenômeno e como os fatores, teor de hidrogênio, tensão, microestrutura e temperatura, influenciam a formação e propagação dessas trincas conforme pesquisou ALCÂNTARA (1991).

Segundo ALCÂNTARA (1987) e MACIEL (1994). Os ensaios para avaliar as trincas a frio podem ser separados em dois grupos segundo:

- a) Os de auto-restrição, que avaliam o efeito da variação dos parâmetros de soldagem e o teor de hidrogênio sobre as trincas a frio para diferentes aços, sob uma condição de tensão preestabelecida. Como exemplo de ensaios de auto-restrição, tem-se: Ensaio Tekken, Ensaio Lehigh, Ensaio de Severidade Térmica Controlada, Ensaio Cruciforme, dentre outros.
- b) Os de restrição externa, que além de avaliarem os efeitos citados no ensaio de auto-restrição, permitem também avaliar os diferentes níveis de tensão sobre as trincas a frio. Os ensaios de restrição externa mais utilizados são: Ensaios de Restrição rígida, Ensaio de restrição Controlada, Ensaio de Restrição Tencionada, Ensaio de Implante, dentre outros.

2.1.3.1 Ensaio Tekken

O Ensaio Tekken é o ensaio de auto-restrição mais utilizado internacionalmente para a avaliação da susceptibilidade à formação de trincas a frio, tanto no metal de solda, (MS) como na zona afetada termicamente (ZAT), sendo definido pela Norma Industrial Japonesa JIS – Z – 3158, descrita por LANCASTER (1980).

As características que proporcionam ampla utilização desse ensaio são a facilidade de elaboração, baixo custo, versatilidade e boa reprodutibilidade.

É aplicado no estudo de trincas a frio em aços estruturais e de alta resistência, bem como na relação dos procedimentos de soldagem. Seu sucesso de aplicação é estendido para aplicações específicas, tais como em aços para tubulação de gás ou petróleo ou, ainda para avaliação de estruturas submarinas. Pode-se considerar que a maior limitação deste ensaio é o

fato de não avaliar os níveis de tensão imposta à solda como descreveu ALCÂNTARA (1982) e SUZUKI (1986).

Este ensaio apresenta uma variação na geometria dos corpos de prova que esta relacionada com a localização do início e propagação das trincas a frio induzidas pelo hidrogênio, isto é, o ensaio com Y oblíquo apresentado na Figura 2.1, de acordo com ALCÂNTARA (1987), é aplicado para estudos das trincas a frio na ZAT, avaliando assim o metal de base (MB), enquanto que no Y simétrico é aplicado para avaliar essas trincas no metal de solda (MS).

Estudos realizados variando o formato do chanfro, posição de abertura da raiz e temperatura de pré-aquecimento demonstraram a dependência da ocorrência de trincas a frio com esses fatores. Entretanto, constatou-se que, nos ensaios, a trinca iniciava-se na raiz da solda, devido a uma severa deformação plástica imposta pelo efeito de entalhe na raiz e por uma possível concentração de hidrogênio que ocorre na direção de zonas altamente deformadas de acordo com (GRANJON, 1975). A intensidade da restrição tem um efeito indireto no trincamento de raiz. Ao contrário, as tensões devido ao efeito de entalhes na raiz são fatores diretos do trincamento de raiz.

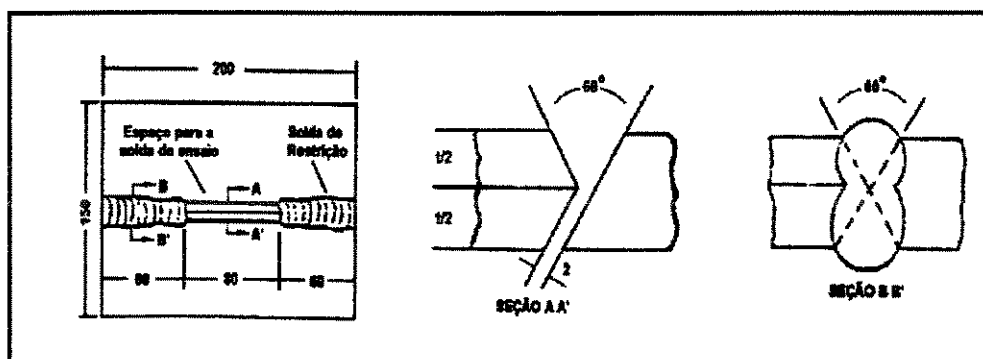


Figura 2.1 – Esquema do corpo de prova para o ensaio Tekken chanfro em Y oblíquo SUSUKI, (1986).

2.2 Trincas A Frio Induzidas Pelo Hidrogênio

O maior problema na soldabilidade dos aços de alta resistência e baixa liga, são as trincas induzidas pelo hidrogênio conforme EASTERLING (1983), MARTINS (1990) e

MACIEL (1994). Os principais causadores destas trincas são, além do hidrogênio, a microestrutura, o nível de tensão e a temperatura, todos eles influenciados direta ou indiretamente pelo ciclo térmico a que se submete a junta soldada.

Devido à sua granulometria, a ferrita acicular (AF) torna-se o microconstituente mais resistente às trincas a frio. Por outro lado a martensita (M), devido a sua fragilidade e a ferrita de contorno de grão devido a sua baixa resistência tornam-se os microconstituintes mais susceptíveis a este tipo de defeito.

De acordo com MACIEL (1994), tensões de tração são desenvolvidas na região da solda devido à sua contração durante o resfriamento. Em estruturas rígidas, as tensões de contração são intensificadas pela falta de liberdade para acomodação (restrição) imposta à solda. Concentradores de tensões, como raiz e a margem da solda e outros entalhes formados por inclusões, mordeduras, etc, causam, aumento local de tensão. A região da solda pode também estar sujeita a tensões de origem externa resultantes do próprio peso da estrutura, da contração de outras soldas, de operações de desempenamento e da manipulação da estrutura para o seu transporte, sendo que algumas destas tensões podem ser evitadas enquanto que outras são praticamente inevitáveis.

Uma das características marcantes nas trincas a frio é o seu período de demora de ocorrência, ou seja, estas trincas nem sempre ocorrem logo após a soldagem quando atinge a temperatura ambiente, mas sim depois de algum tempo, até que sua presença seja determinada.

Conforme ALCÂNTARA (1986), as trincas a frio são assim denominadas por ocorrerem sempre abaixo de 200° C e basicamente na temperatura ambiente e podem estar tanto no metal de solda (MS) quanto na zona afetada termicamente (ZAT), podendo ser transversal ou longitudinal. Mantendo-se constante as características geométricas do chanfro, quanto maior o nível de tensões na junta e quanto maior o percentual de hidrogênio e o limite de resistência do metal de solda maior tendência para a nucleação e propagação da trinca nesta região da junta soldada.

De acordo com MACIEL (1994), a presença de hidrogênio na junta soldada pode advir de fontes tais como: umidade do (MS), dos fluxos dos gases de proteção e do ambiente.

Segundo MARTINS (1990) & ALCÂNTARA (1991), uma característica marcante do hidrogênio é sua alta mobilidade na rede cristalina dos metais. Esta alta mobilidade pode causar vários problemas à junta soldada durante a fabricação, sendo que um dos mais importantes e menos desejável é a trinca induzida pelo hidrogênio. Porém, já existem inúmeras técnicas para prevenir estas trincas em juntas soldadas de aços ARBL. Em alguns casos, um pré-aquecimento moderado pode prevenir contra as trincas de várias causas, conforme American Welding Society (1984). Pré-aquecimento é recomendado quando a junta a ser soldada é espessa e altamente restringida ou quando alguma outra condição que pode causar trinca esta presente.

2.3 Ciclos Térmicos na Soldagem

2.3.1 Considerações gerais

Nos processos de soldagem ao arco elétrico, de acordo com LINNERT (1965) & EASTERLING (1983), uma fonte pontual de calor muito intensa aquece e funde parte do metal de base e metal de adição que, em seguida se solidificam e formam o metal de solda. Durante esta operação além das tensões internas geradas pelas restrições as dilatações e contrações térmicas, transformações microestruturais ocorrem tanto no metal de solda quanto na zona afetada termicamente pelo calor (ZAT). A forma e a intensidade com que estes fenômenos metalúrgicos ocorrem dependem principalmente, da composição química dos materiais envolvidos e, acima de tudo do ciclo térmico a que se submete a junta durante a soldagem. Portanto, é de suma importância o conhecimento e o controle desse ciclo térmico para a obtenção de uma junta soldada de boa qualidade conforme LANCASTER (1980) e EASTERLING (1983).

De acordo com LINNERT (1967) e MULLER (1965) & ALCÂNTARA (1986), os principais parâmetros que influencia o ciclo térmico são:

- Tempo de aquecimento
- Temperatura máxima atingida
- Tempo de permanência acima de uma determinada temperatura
- Velocidade de resfriamento a uma determinada temperatura ou tempo de resfriamento em uma determinada faixa de temperatura.

Conforme descreveu KOHNO & JONES (1978) estas variáveis dependerão dos parâmetros de soldagem (corrente, tensão, velocidade de soldagem), da espessura da chapa, geometria da junta e propriedades físicas (condutibilidade térmica, calor específico e densidade) do metal de base.

Elevação ou redução no tempo ou taxa de aquecimento provocará variações na temperatura de transformação $\alpha \Rightarrow \gamma$, na taxa de crescimento de grãos e na temperatura de solução de precipitados.

O tempo de permanência em uma dada temperatura e o seu valor máximo influencia da mesma forma estes fenômenos termicamente ativados principalmente crescimento de grãos.

Para um mesmo processo, a temperatura máxima atingida em um ponto varia com a distancia deste até o centro do metal de solda com mostrado na Figura 2.2, descrito por REBELLO (1985) & ALCÂNTARA (1991). Verifica-se que quanto mais próximo do metal de solda se achar o ponto, maior será sua temperatura máxima e menor o tempo para atingi-la.

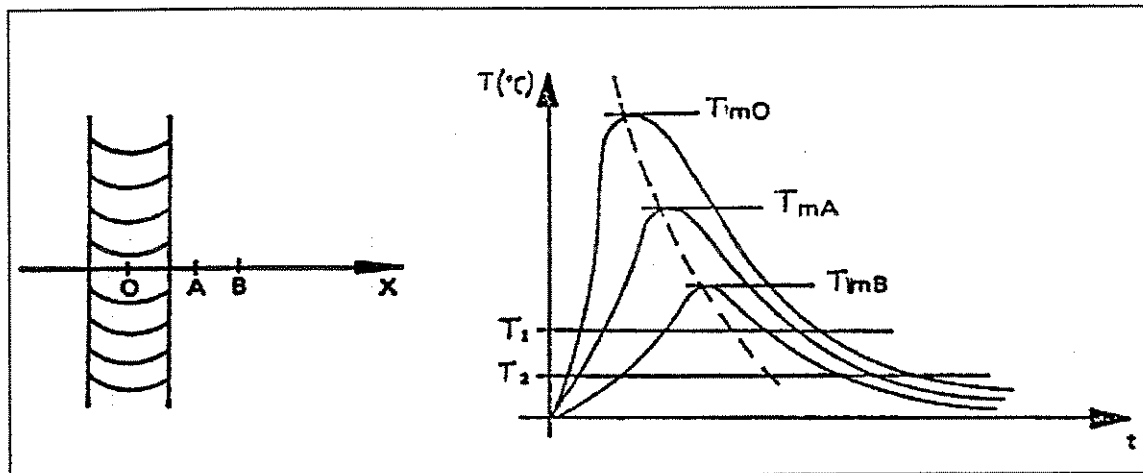


Figura 2.2 – Variação da temperatura máxima com a distância ao cordão de solda, ALCÂNTARA (1991).

A temperatura máxima em um ponto a uma determinada distância do metal de solda pode ser estimada utilizando-se da seguinte expressão de LIU e BRACARENSE (1994).

$$\frac{1}{T_p - T_o} = \frac{4,13(\rho c t e y)}{H} + \frac{1}{T_m - T_o} \quad (2.3)$$

Onde:

T_p – Temperatura máxima atingida por um ponto a uma distância y da linha de fusão ($^{\circ}\text{C}$);

T_o – Temperatura inicial ou de pré-aquecimento da peça ($^{\circ}\text{C}$);

ρ - Densidade do material (g/mm^3)

c – Calor específico do metal ($\text{J/g } ^{\circ}\text{C}$);

H – Energia de soldagem (J/mm);

T_m – Temperatura de fusão do metal ($^{\circ}\text{C}$);

t – espessura da chapa (mm);

y – coordenada transversal à solda.

Essas são variáveis que, no que diz respeito aos efeitos metalúrgicos provocados na junta soldada, tem a sua importância, principalmente quando se relacionam com a granulometria. Entretanto, segundo MACIEL (1994), as variáveis mais utilizadas na avaliação de ciclos térmicos são a velocidade ou tempo de resfriamento numa determinada faixa de temperatura, por definirem o tipo de microestrutura resultante na junta soldada para uma determinada composição química.

De acordo com MODENESI & ARAÚJO (1991) e MACIEL (1994) e, as variáveis do ciclo térmico podem ser determinadas através de medidas realizadas com termopares posicionados na junta soldada ou teoricamente por cálculos realizados utilizando-se expressões matemáticas baseadas em equações de fluxo de calor de maneira semelhante àquela descrita por Rosenthal.

2.3.2 Determinações teóricas

De acordo com CONNOR (1987) a energia de soldagem, temperatura inicial ou temperatura de pré-aquecimento da chapa, e as propriedades físicas dos materiais envolvidos são os principais parâmetros de soldagem utilizados nas expressões para o cálculo do tempo e da taxa de resfriamento.

A taxa de resfriamento em uma dada temperatura, conforme LINNERT (1967) e EASTERLING (1983), é calculada sob dois aspectos: um, quando o fluxo de calor se expande em sentido tridimensional, caso ocorra de se utilizarem chapas grossas, e o outro quando o fluxo se expande no sentido bidimensional e ocorre quando se utilizam chapas finas. As expressões estão representadas abaixo:

Para chapas grossas (fluxo de calor tridimensional)

$$R = \frac{2\pi k(T_c - T_o)^2}{H} \quad (^\circ\text{C} / \text{s}) \quad (2.4)$$

Para chapas finas (fluxo de calor bidimensional)

$$R = 2\pi k \rho c \left(\frac{e}{H} \right)^2 (T_c - T_o)^3 \quad (^\circ\text{C} / \text{s}) \quad (2.5)$$

Onde:

R – Taxa de resfriamento junto a linha da solda ($^\circ\text{C}/\text{s}$);

T_c – Temperatura de referencia ($^\circ\text{C}$);

K – condutividade térmica do metal $\text{J}/(\text{s}.\text{mm } ^\circ\text{C})$;

ρc – Calor específico volumétrico = $0,0044 \text{ J} / \text{mm}^3.^\circ\text{C}$) para aços;

t – espessura da chapa;

H – energia de soldagem (J/mm).

Por meio da determinação do valor da espessura relativa da chapa (τ), pode-se verificar se a chapa é fina ou grossa; daí, então, utilizam-se as equações acima correspondentes ao valor encontrado de acordo com LINNERT (1967).

$$\tau = e \sqrt{\rho c \left(\frac{T_c - T_o}{H} \right)} \quad (2.6)$$

Se:

$\tau > 0,9$ a chapa é considerada grossa;

$\tau < 0,9$ a chapa é considerada fina;

$0,6 \geq \tau \geq 0,9$ é estimado um erro em termo de 15% no resultado.

Como nos aços as principais transformações microestruturais ocorrem entre 800 e 500°C, uma outra maneira para se avaliar a taxa de resfriamento nestes materiais é determinando-se o tempo de resfriamento nesta faixa de temperatura ($\Delta t_{800/500}$). O que pode ser feito através das expressões de fluxo de calor representadas abaixo, as quais são baseadas nas equações de Rosenthal, referenciadas por CONNOR (1987), CAMPOS *et alli* (1991) e REBELLO (1985).

Para chapas grossas com fluxo de calor tridimensional;

$$\Delta t_{800/500} = \frac{\eta H}{2\pi k} \left[\left(\frac{1}{500} - T_0 \right) - \left(\frac{1}{800} - T_0 \right) \right] \quad (2.7)$$

Para chapas finas com fluxo de calor bidimensional:

$$\Delta t_{800/500} = \left(\frac{1}{4\pi k \rho c} \right) \left(\frac{\eta H}{e} \right)^2 \left[\left(\frac{1}{500} - T_0 \right)^2 - \left(\frac{1}{800} - T_0 \right)^2 \right] \quad (2.8)$$

Onde:

H – energia de soldagem utilizada (J/mm)

η - eficiência de transferência do arco

K – condutividade térmica J/(s.mm.°C)

ρ - densidade (kg/mm³)

c – calor específico (J/kg/°C)

T₀ – temperatura inicial ou de pré - aquecimento (°C)

t – espessura da chapa (mm).

A caracterização da chapa grossa ou fina para os cálculos de $\Delta t_{800/500}$ é feita por meio da equação abaixo, que define uma espessura crítica.

$$h_c = \left\{ \frac{\eta H}{2 \rho c} \left[\left(\frac{1}{500} - T_0 \right) + \left(\frac{1}{800} - T_0 \right) \right] \right\}^{\frac{1}{2}} \quad (2.9)$$

Portanto, se a espessura da chapa for maior que h_c , a chapa é considerada grossa.

As equações acima foram baseadas nas de Rosenthal, as quais foram deduzidas sob as seguintes condições:

- As propriedades físicas do metal são independentes da temperatura e do estado físico deste;
- As propriedades térmicas não variam com a temperatura;
- A fonte de calor é considerada pontual ou linear;
- A placa é considerada infinita;
- São consideradas perdas de calor apenas por condução.

Apesar das considerações acima, vários autores têm utilizado essas equações para estudar ciclos térmicos em juntas soldadas, principalmente na zona afetada termicamente. Esses estudos mostram que a utilização das equações para avaliar ciclos térmicos na ZAT com base nas equações de Rosenthal tem apresentado boas concordâncias com resultados experimentais.

Uma das maiores restrições com relação à utilização das equações de Rosenthal é a consideração da invariabilidade das propriedades físicas do material com a temperatura. Estudos anteriores têm mostrado que o calor específico e a condutividade térmica sofrem variações com a variação da temperatura e, portanto, seus valores devem ser aplicados para cada instante de tempo. Para isto, existem expressões que permitem calcular o valor de tais variáveis, de acordo com a temperatura considerada segundo CONNOR (1987).

Por razões de simplificação, é recomendado utilizar apenas um valor da condutividade térmica (K) para o cálculo de $\Delta t_{800/500}$. Uma alternativa é utilizá-la para uma temperatura média entre 800 °C e 500 °C, ou calcular o seu valor em função da energia de

soldagem conforme MACIEL (1994).

2.3.3 Determinação Experimental de Ciclos Térmicos

Embora a avaliação teórica de ciclos térmicos na zona afetada termicamente (ZAT) feita por alguns autores como KOHNO (1978), BARLOW & PERCIVAL (1983) e CAMPOS *et alli* (1991) tenham conduzido a resultados razoáveis, a determinação experimental leva a resultados muito mais realísticos e permite a identificação das temperaturas de transformações microestruturais no resfriamento. Isso permite, em conjunto com a análise microestrutural das amostras resfriadas a diferentes taxas, a elaboração das curvas de transformação com resfriamento contínuo ou curvas CCT da junta soldada de acordo com GRANJON & GAILLARD (1967), AKSELSSEN & SIMONSEN (1987) e MACIEL (1994).

2.3.3.1 Método Experimental Direto e Simulado

As curvas de resfriamento com identificação das temperaturas de transformação microestrutural em juntas soldadas podem ser obtidas por método direto “In Situ” ou por método indireto (simulado) de acordo com PHILLIP (1983) e AKSELSSEN & SIMONSEN (1987).

No método indireto (simulado) as técnicas mais utilizadas na determinação destas curvas são por dilatometria e por análise térmica.

Pela técnica da dilatometria, são utilizadas amostras austenitizadas em que durante o resfriamento das mesmas a diferentes taxas são registradas as variações dilatométricas sofridas. Considerando-se que as diferentes microestruturas formadas durante o resfriamento possuem diferentes coeficientes de expansão térmica e, analisando-se as curvas dilatométricas, torna-se possível a obtenção das temperaturas em que as transformações microestruturais ocorrem segundo COWARD & APPS (1967), THAULOW *eti alli* (1987) e AKRITOV (1991).

A técnica da análise térmica baseia-se na característica exotérmica da transformação austenítica que dá origem a uma redução na taxa de resfriamento da amostra de aço previamente austenitizada. Na temperatura em que ocorre uma queda na velocidade de

resfriamento, tem-se o início da transformação. Terminada a transformação, a curva volta a sua configuração normal.

Conforme PHILLIP (1968) e AKSELSSEN & SIMONSEN (1987), a técnica por análise térmica fornece para o caso dos aços, temperaturas de transformação microestrutural mais precisa para taxas de resfriamento elevadas, isto é, para $\Delta t_{800/500} < 30s$. Acima deste valor, ou seja, $\Delta t_{800/500} > 30s$, a técnica por dilatometria apresenta melhores resultados.

De acordo com PHILLIP (1968), em aço carbono manganês, a técnica por análise térmica mostrou-se muito precisa na determinação das temperaturas de transformação para uma larga faixa de taxas de resfriamento na ZAT, detectando quase todas as transformações de fases que ocorrem no resfriamento, com exceção da martensita, que não foi detectada quando apresentou uma concentração menor que 8% em taxas de resfriamento lentas.

Conforme COWARD & APPS (1967) e MACIEL (1994), a técnica por análise térmica para a determinação das curvas CCT pode ser aplicada utilizando-se o método direto “In Situ”. Neste caso, não existe a necessidade de austenitização e resfriamento simulados de amostras. O estudo será feito no momento da soldagem com a imersão de um termopar na poça de fusão de solda antes da solidificação desta ou implantado (inserido) no metal de base (MB) próximo à linha de fusão da solda, com o objetivo de determinar curvas de resfriamento no metal de solda ou na zona afetada termicamente (ZAT).

O método direto proporciona estudos nas condições mais reais, possibilitando a análise dos ciclos térmicos durante a operação de soldagem, o que torna possível a obtenção de ciclos térmicos que realmente refletem as condições reais a que estava submetida a junta soldada durante tal operação, caracterizadas por altas taxas de aquecimento/resfriamento gradual, além de restrições mecânicas, cujas condições são praticamente impossíveis de serem reproduzidas pelos métodos simulados.

2.3.3.2 Diferenças entre as Curvas CCT Obtidas pelos Métodos Experimentais Direto e Simulado.

Alguns autores identificaram certas diferenças entre as curvas de transformação com resfriamento contínuo – curvas CCT obtidas por métodos diretos e as obtidas por

métodos indiretos. A primeira delas refere-se às transformações microestruturais, que segundo PHILLIP (1983), ocorrem a temperaturas mais baixas nos métodos simulados. Entretanto, o maior problema que ocorre ao se determinarem as curvas de transformação com resfriamento contínuo pelo método simulado é atribuído a lenta taxa de aquecimento obtida por este método com relação àquelas que ocorrem durante a soldagem, o que conduz a um maior crescimento de grão austenítico e, conseqüentemente, a modificações nas transformações microestruturais durante o resfriamento.

Além destes, outros fatores, como gradiente de temperatura e intensidade de restrição da junta contribuem para a diferença no tamanho e forma dos grãos austeníticos e, conseqüentemente na microestrutura resultante após resfriamento.

GRANJON (1967) foi o primeiro a desenvolver o método de imersão direta de um termopar na poça de fusão, que sofreu inúmeros aprimoramentos até a presente data. Este método baseia-se na avaliação das anomalias que ocorrem na parte descendente do ciclo térmico. O fato de essas anomalias serem de baixa intensidade, devido a pequenas quantidades de calor gerado durante as transformações microestruturais, faz que os parâmetros, tempo e temperatura sejam derivados, possibilitando a determinação mais clara do início e fim da correspondente transformação de acordo com MULLER & ALCÂNTARA (1986). A figura 2.3 apresenta uma curva típica de resfriamento com sua respectiva derivada indicando início e fim de transformação de fase.

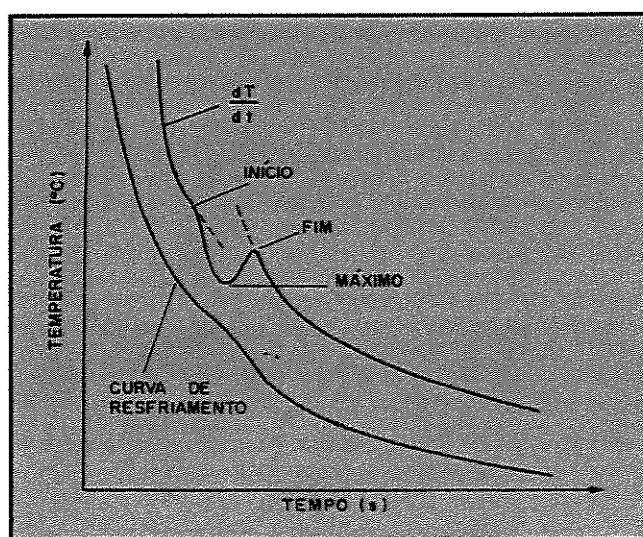


Figura 2.3 - Curva de resfriamento direto típica e sua derivada. MACIEL, (1994).

O efeito das curvas de resfriamento a partir dos ciclos térmicos mostra que a microestrutura produzida em qualquer tipo de aço é dependente da sua composição química e da taxa de resfriamento. Logo, uma microestrutura menos susceptível às trincas a frio pode ser obtida a partir do controle das taxas de resfriamento por meio da determinação do ciclo térmico.

2.3.3.3 Cuidados na Execução dos Métodos Diretos

A análise térmica por método direto é relativamente simples, mas exige cuidados na calibração do sistema e na colocação do termopar na região da junta soldada a ser estudada. A frequência de registros das temperaturas deve ser grande devido à alta taxa de resfriamento da junta soldada e à necessidade de obtenção de curvas de resfriamento bem definidas para que seja possível uma determinação clara das temperaturas de início e fim de transformação microestrutural. Entretanto, mesmo com esses cuidados, a identificação das temperaturas ainda continua muito difícil. Porém, elas podem ser identificadas por derivação numérica das curvas de resfriamento, que possibilitam a visualização dos pontos de inflexão provocados pelo calor liberado durante as transformações microestruturais, de acordo com AKSELSSEN & SIMONSEN (1987) e GRANJON & GAILLARD (1967).

Para a alocação do termopar na região a ser estudada o operador pode inseri-lo manualmente na poça de fusão, o que requer grande habilidade de sua parte, já que ele deverá ser imerso atrás do arco e, uma vez muito próximo deste a sua ponta poderá fundir e se posicionado muito afastado, poderá não ser imerso ou ocasionar leituras de temperaturas de interface metal-escória e, conseqüentemente, erros no ciclo térmico correspondente. De acordo com PEDDER (1973) e MACIEL (1994), para minimizar o problema, convém utilizar o método de imersão automática em local previamente estabelecido.

De acordo com PHILLIP (1983), para obtenção de ciclos térmicos na ZAT e em particular na região de grãos grosseiros (ZATRGG) próxima a linha de fusão, a técnica mais empregada é a do furo, em que um termopar é inserido dentro de um furo usinado em uma das faces da chapa. A identificação das temperaturas de transformação microestrutural é feita em derivação numérica das curvas de resfriamento, possibilitando da mesma maneira que no caso anterior, a visualização dos pontos de inflexão provocados pelo calor liberado durante as transformações microestruturais.

Segundo MODENESI & ARAÚJO (1991), o furo para inserção do termopar deverá ser usinado na face da chapa oposta à solda. Para tal, a posição do local de interesse em relação à linha de fusão precisa ser previamente conhecida, de maneira que o termopar possa ser posicionado corretamente no local desejado. Isso é obtido em um teste prévio de soldagem, empregando-se os mesmos parâmetros a serem usados em soldas reais. Uma posterior análise, via microscopia ótica, do perfil do cordão permite a determinação da profundidade da linha de fusão em relação à superfície, a qual serve como referência na usinagem do furo.

Ocorrem distúrbios de fluxo de calor na região próxima ao furo o que pode ser minimizado posicionando-se o termopar perpendicular a linha de fusão. A influência do diâmetro do furo na estabilidade do arco é também discutida por alguns autores. A reprodutibilidade e a estabilidade do arco tendem a melhorar com o decréscimo do diâmetro.

O diâmetro dos furos varia usualmente entre 1,7 e 4,0 mm de acordo com TECCO (1985) e seu limite mínimo de 1,7mm é imposto pelo diâmetro da cerâmica usada para a proteção dos termopares dentro dos furos.

O tipo de termopar a ser utilizado varia de acordo com a temperatura envolvida no processo. Para medidas de temperaturas superiores a 1400°C, termopares do tipo platina (Pt) e Platina – Rhodio (Pt/Rh) são largamente empregados. Para ZAT próxima à linha de fusão, o termopar de Pt/Rh – 13%Rh tem sido o mais utilizado segundo BARLOW (1982). Com relação ao metal de solda, o termopar deverá registrar as altas temperaturas da poça de fusão de solda sem fundir nem apresentar oxidação, e deve ser preciso na faixa de temperatura em que ocorrem as transformações microestruturais.

Deve-se atentar para a condição eficaz de fabricação do termopar com relação à sua junção quente, que deve ser obtida enrolando-se as pontas dos arames (fios) e, então as soldando por um processo adequado de soldagem que gere uma junção quente o menor possível, a fim de evitar ou minimizar um gradiente de temperatura através do glóbulo da solda. Nesse caso, os processos indicados são (TIG) e a soldagem oxiacetilênica. Para a fixação da junção quente do termopar no fundo do furo no qual este vai ser inserido, é usada a soldagem por ponto, por meio de descarga elétrica de um banco de capacitores, devendo o

termopar e o furo estarem livres de sujeira e oleosidade. Após a inserção do termopar a vedação é feita na parte inferior do furo.

Um dos problemas principais relacionados com a identificação das temperaturas de transformação de acordo com PHILLIP (1983) e MODENESI & ARAÚJO (1991), pelo método direto, são os ruídos provocados por correntes elétricas de baixa frequência, induzidas no termopar pelos efeitos magnéticos associados ao arco elétrico que podem ser minimizados com a utilização de filtros no sistema de aquisição de dados.

2.4 Extensão da Região do Metal de Base Afetada pelo Calor ou Zona Afetada Termicamente (ZAT).

Na soldagem por fusão parte do material base funde juntamente com o material de adição e parte próxima à região fundida é afetada pelo ciclo térmico de soldagem e é comumente denominada de zona afetada termicamente (ZAT).

A extensão da ZAT é dependente do gradiente térmico na região o qual por sua vez depende: da temperatura de pré-aquecimento, da espessura e geometria da peça, das propriedades físicas do metal de base e do processo de soldagem.

De acordo com REBELLO (1985), quanto maior a temperatura de pré-aquecimento mais lenta a transição de temperatura do metal de solda para a ZAT (menor gradiente térmico) e, portanto, maior será a extensão desta. Entretanto, quanto maior for as dimensões e mais complexa a geometria da peça a ser soldada mais rápida a transição de temperatura entre o metal de solda e ZAT (maior gradiente térmico) e, portanto menor será a sua extensão.

Em peças fabricadas de materiais de alta condutibilidade térmica, a dissipação de calor na solda é alta, conduzindo a uma ZAT menos extensa, o contrário ocorre quando se usam materiais de baixa condutibilidade térmica.

O processo de soldagem afetará a extensão da ZAT em maior ou menor grau de acordo com a sua energia de soldagem. Processos de alta energia de soldagem, tais como o arco submerso e o oxiacetileno, conduzirão a uma ZAT mais extensa do que processo como o

TIG, eletrodo revestido e o MIG/MAG segundo REBELLO (1985). O comportamento da ZAT, como descrito, é ilustrado na Figura 2.4.

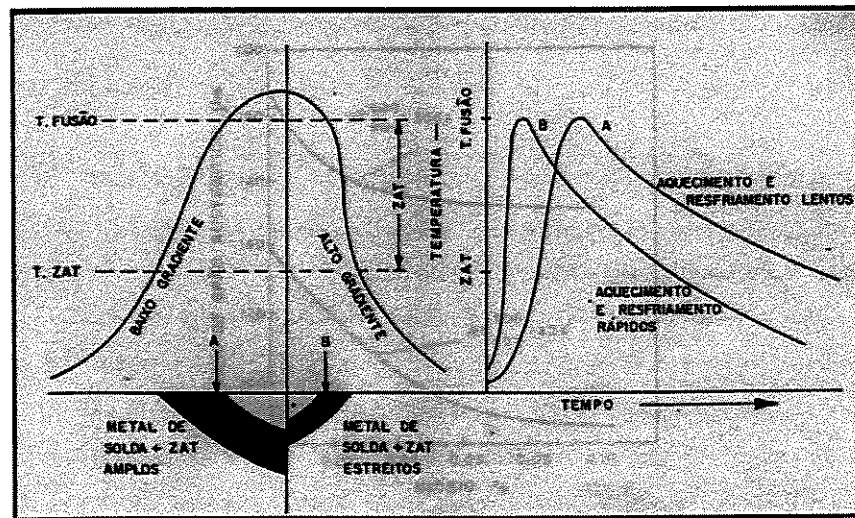


Figura 2.4 – Efeito dos parâmetros de soldagem sobre as dimensões da solda. Largura da ZAT e comportamento térmico. American Welding Society, (1979).

2.5 Influência do Ciclo Térmico no Comportamento Microestrutural da ZAT

Durante a soldagem, a zona fundida e as regiões adjacentes ao metal de solda, (ZAT), são submetidas a ciclos térmicos cujas temperaturas de pico decrescem à medida que se afasta do eixo central da solda. Nestas condições, pode-se esperar que hajam modificações estruturais em relação às peças originais ao longo da seção transversal na junta como é o caso de metais, com transformação de fase, em particular, os aços.

Conforme mostra a Figura 2.5, nota-se que a região vizinha ao metal de solda, durante o ciclo de aquecimento é totalmente austenitizada e a partir de certa distância a austenitização será apenas parcial e mais a frente nenhuma transformação microestrutural ocorre.

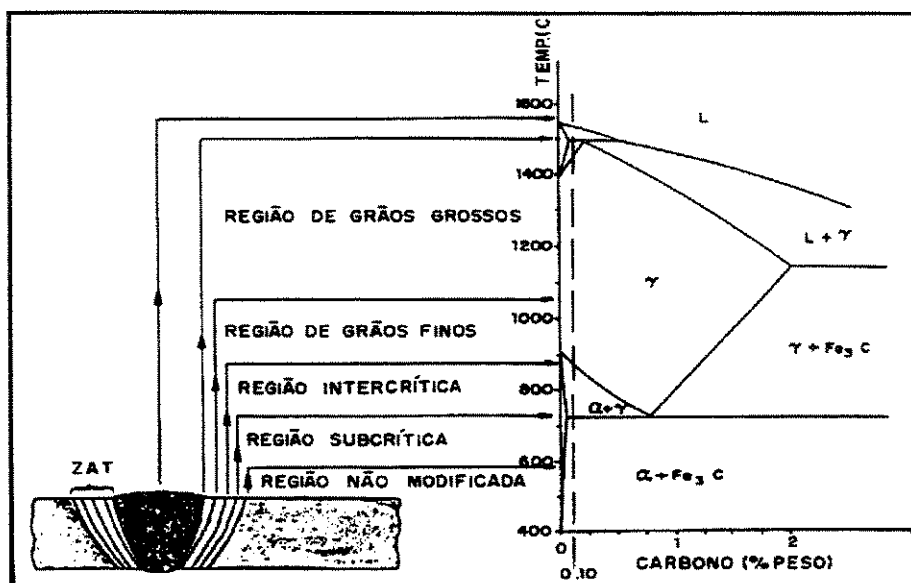


Figura 2.5 – Diagrama esquemático mostrando as várias regiões da ZAT.
FAIRCHILD, (1991).

Quando do resfriamento, as regiões que se encontravam austenitizadas transformam-se em diferentes microconstituintes conforme a taxa de resfriamento para cada uma destas regiões e o diagrama de transformação com resfriamento contínuo, CCT, do aço em questão. A composição química do aço, a sua homogeneidade e o tamanho de grãos austeníticos define o deslocamento destas curvas. Grãos grosseiros e a maior parte dos elementos de liga deslocam-nas para a direita favorecendo as transformações bainíticas e martensíticas de acordo com HONEYCOMBE (1982).

Pontos mais próximos do metal de solda sofrerão mais rápido resfriamento do que os mais distantes, possibilitando o aparecimento de microconstituintes martensíticos em proporção maior naquela região. Este comportamento é auxiliado pela maior temperabilidade apresentada por aquela região, visto que a mesma por se encontrar contígua ao metal de solda será submetida a altas temperaturas proporcionando o surgimento de uma granulação grosseira, favorecendo com isto uma maior temperabilidade do aço naquele local de acordo com HONEYCOMBE (1982) e EASTERLING (1983).

Para pontos mais distanciados do metal de solda a temperatura de pico alcançada decresce e o tempo para atingir esta temperatura se torna cada vez maior. Portanto, as taxas de

aquecimento e resfriamento decrescem à medida que esta distância do metal de solda aumenta. Devido ao menor aquecimento sofrido por pontos mais afastados do metal de solda, estes irão apresentar uma granulação menos grosseira tornando-se menos temperável, o que resulta em transformações ferríticas no resfriamento devido ao deslocamento das curvas de resfriamento contínuo para a direita do diagrama de acordo com MODENESI *eti alli* (1985).

2.6 Microestrutura da Zona Afetada Termicamente (ZAT)

A microestrutura da ZAT resulta das transformações na estrutura do metal base ocorrida devidos aos ciclos térmicos e deformações associada com a soldagem.

Pode-se considerar a ZAT dos aços com transformação de fase particularmente aços carbono, carbono-mangânês e microligados como sendo formada por diferentes regiões indicativas dos ciclos térmicos sofrido pelo material a certas distâncias do metal de solda, conforme mostrado na Figura 5. Estas regiões serão classificadas como região de grãos grosseiros; região de grãos finos; região intercrítica, região subcrítica e região não modificada segundo FAIRCHILD *eti alli* (1991).

A **região de grãos grosseiros** corresponde a porções de metal de base aquecidas acima de sua temperatura de crescimento de grão (que em geral situa-se em torno de 1200°C), tendo uma microestrutura caracterizada pelo seu tamanho de grão austenítico e sua estrutura secundária resultante da decomposição da austenita. O tamanho do grão austenítico é governado basicamente por dois fatores:

- 1) A temperatura de crescimento de grão do material.
- 2) O ciclo térmico de soldagem, particularmente a sua temperatura de pico e o seu tempo de permanência acima da temperatura de crescimento de grão.

Para uma dada condição de soldagem, o crescimento de grão nesta região pode ser diminuído, ao menos em parte, pela utilização de aços com maior temperatura de crescimento de grão. Este é o caso dos aços tratados ao alumínio, que apresentam precipitados de nitretos de alumínio, que permitem a obtenção de um material de granulação fina e que impedem o crescimento de grão até temperaturas da ordem de 1150°C. Acima desta temperatura os precipitados de nitretos de alumínio entram em solução e o crescimento de grão torna-se rápido, de modo que na linha de fusão, o tamanho de grãos não é muito diferente daquele dos

aços não tratados.

De acordo com MODENESI (1985), adições de nióbio, vanádio ou titânio também pode ajudar a minimizar o crescimento de grão na ZAT particularmente para a soldagem com baixa energia de conforme mostrado na Figura 2.6 para o caso do nióbio.

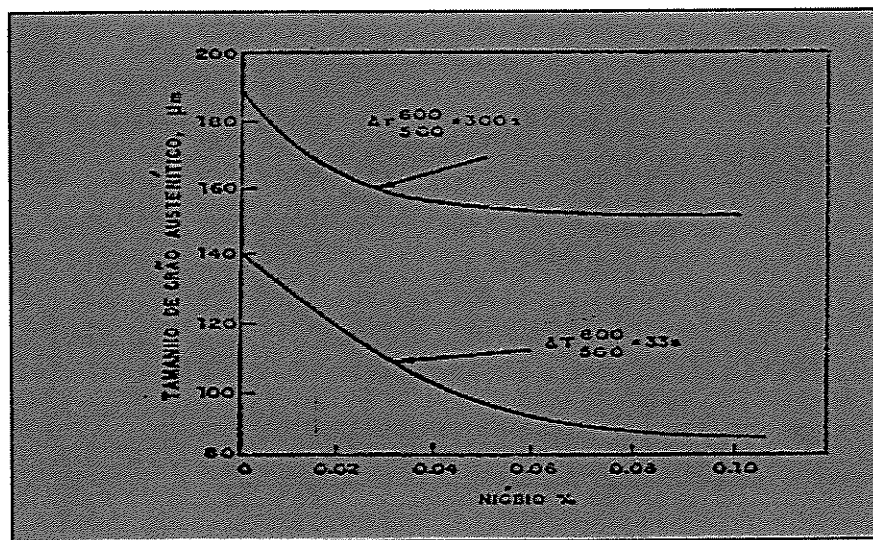


Figura 2.6 – Influência do teor de nióbio no tamanho de grão austenítico da ZAT.
MODENESI.(1985)

O tipo de microestrutura na região de grãos grosseiros de acordo com LANCASTER (1980), depende dos teores de carbono e de elementos de liga no aço, do tamanho do grão austenítico e velocidade de resfriamento nesta região.

Em aços de baixo carbono, primeiro forma-se ferrita proeutetóide nos contornos de grão da austenita anterior, no interior destes grãos, forma-se uma estrutura de ferrita-perlita ou ferrita-bainita. Com maiores velocidades de resfriamento e com maiores teores de carbono e de elementos de liga a quantidade de ferrita proeutetóide diminui ou desaparece e a austenita se transforma em uma mistura de bainitas superior e inferior e martensita.

Em casos extremos, segundo LANCASTER (1980) e MACHADO (1993) a estrutura torna-se completamente martensítica, sendo esta uma região de alta resistência à tração, baixa ductilidade e baixa tenacidade muito propensa a fratura frágil.

A **região de grãos finos** situa-se mais afastada da linha de fusão do que a anterior e a temperatura atinge valores entre 900 e 1100°C, mesmo ocorrendo austenitização completa, a temperatura e o tempo não serão suficientes para provocar crescimento de grão. Logo resultando num pequeno tamanho de grão final no resfriamento, formando-se uma microestrutura constituída de perlita fina ou bainita superior e ferrita com boas características de ductilidade, tenacidade e razoável limite de resistência isto dependendo, é claro, da taxa de resfriamento, devido à existência de carbonitretos que previnem ainda mais o crescimento dos grãos de acordo com EASTERLING (1983) e MACHADO (1993).

Na **região intercrítica**, o material sofre transformação parcial, isto é, durante a exposição à alta temperatura qual não é suficiente para a austenitização total, somente parte de sua estrutura é transformada em austenita que se decompõe em seguida no resfriamento. Portanto, em um aço com uma estrutura ferrita e perlita antes da soldagem, as regiões perlíticas e quantidade variável de ferrita se transformam em austenita no momento da soldagem, com um teor de carbono superior ao teor médio do aço e esta, em função da velocidade de resfriamento pode se transformar em bainita e martensita. Assim, na condição soldada esta região pode se constituir de zonas de alta dureza inclusas em outras mais macias como a ferrita não transformada. Segundo MODENESI *eti alli* (1985) em geral as propriedades mecânicas nesta região não variam de forma importante.

A **região subcrítica** é relativamente pequena e apresenta pequenas alterações microestruturais visíveis ao microscópio ótico, devido a baixa temperatura atingida nesta região não chegar ao valor daquela correspondente à transformação A1 no diagrama de equilíbrio Fe - C. Estas alterações são evidenciadas em aços laminados a quente ou normalizados, as quais serão basicamente uma pequena esferoidização da perlita e neste caso, as propriedades mecânicas nesta região praticamente não mudam. Em aços ARBL, as alterações microestruturais são mais intensas, ocorrendo um super-revenimento das regiões da ZAT aquecidas acima da temperatura original do tratamento. Nestas condições a região intercrítica é mais extensa e apresenta uma queda de dureza em relação ao metal de base de acordo com MARTINS (1990).

A **região não modificada** é aquela em que a temperatura de pico situa-se abaixo de 650°C e, portanto não sofrendo alterações microestruturais. Entretanto, a ação combinada do aquecimento e tensão residual pode causar um envelhecimento por deformação dinâmica.

Este fenômeno é associado à segregação de átomos de soluto intersticiais nas discordâncias, impedindo seu deslocamento e com isto fragilizando a estrutura de acordo com EASTERLING (1983).

Conforme descreveu MACHADO (1983), alterações na microestrutura acarretam diferentes propriedades mecânicas na ZAT. Com possível exceção da região de grãos finos, todas as outras degradam a tenacidade da junta soldada como um todo, especialmente a região de grãos grosseiros (ZATRGG).

Em solda multipasse a microestrutura da ZAT é modificada alterando suas propriedades com na zona fundida, e através do controle da temperatura de interpasso, é possível refinar a região de grãos grosseiros melhorando sua tenacidade de acordo com EASTERLING (1983).

2.7 Propriedades Mecânicas da Junta Soldada

As propriedades mecânicas definem o comportamento de um material quando sujeito a esforços de natureza mecânica e correspondem às propriedades que, para um material específico, determinam a sua capacidade de transmitir e resistir aos esforços que lhe são aplicados, sem rompimento ou sem deformações dentro de certos limites. Como a solda constitui um elo de continuidade metálica entre componentes de uma estrutura ou equipamento, suas propriedades devem ser compatíveis com as propriedades mecânicas do MB. Desta forma, de acordo com MACHADO (1993), pode-se estabelecer algumas relações entre as propriedades da junta soldada e os diversos métodos de ensaio.

As propriedades da junta soldada como um todo, podem também ser afetadas pela forma do perfil e a direção em que a solda é depositada relativamente à principal tensão aplicada. Para fazer uma solda de topo em chapa, o ângulo entre o reforço e a superfície da chapa é a medida da concentração de tensão junto ao contorno de fusão. Essa grande concentração de tensão abaixa a resistência à fadiga. Do mesmo modo, de acordo com LANCASTER (1980) a probabilidade de trinca devido a outros mecanismos de fragilização semelhante a fragilização pelo hidrogênio é aumentada com o ângulo de reforço do recobrimento das superfícies a serem reduzidas.

Conforme BLODGETT (1984), outro fator que afeta as propriedades finais da junta soldada e em especial a tenacidade são as tensões residuais ocasionadas pelas elevadas taxas de aquecimento que ocorrem durante a soldagem, provocando tensões compressivas pela restrição da expansão no aquecimento e trativas pela restrição da contração no resfriamento com relação ao metal que está sendo soldado.

Vários fatores influenciam o nível destas tensões residuais. LIU e BRACARENSE (1985) verificaram que quanto maior o coeficiente de expansão térmica maiores as tensões. O mesmo acontece quanto ao limite de escoamento do material. Para a condutividade térmica, o módulo de elasticidade comporta-se de forma contrária.

Quanto maior a restrição à deformação na junta, maior o nível de tensões residuais. As tensões residuais surgem também da mudança ocorrida na transformação $\delta \Rightarrow \alpha$, principalmente nas transformações martensíticas, quando a transformação ocorre abruptamente sem difusão (por cisalhamento).

Estas mudanças de volume segundo EASTERLING (1983), podem ser avaliadas por dilatométrica enquanto as tensões residuais podem ser avaliadas por técnicas de ultra-som e raios-X.

Em muitos casos o alívio de tensões se faz necessário podendo o mesmo ser realizado por tratamento térmico pós-soldagem. Esse procedimento não somente relaxará as tensões residuais mais provocará alterações metalúrgicas benéficas no conjunto soldado, desde que esse tratamento seja bem realizado elevando assim a tenacidade da ZAT.

Conforme EASTERLING (1983), diferentes materiais apresentam diferentes níveis de relaxação para uma mesma temperatura. Deve-se exercer um controle adequado de tempo e temperatura, principalmente para não provocar endurecimento por precipitação. De acordo com BLODGETT (1984), outro efeito provocado pelas deformações com o ciclo térmico é o envelhecimento por deformação, que ocorre na raiz da solda. Este fenômeno se dá pela segregação de átomos de solutos intersticiais nas discordâncias impedindo o seu deslocamento.

Além da composição química e da intensificação de restrições, a temperatura é um fator decisivo sobre os efeitos do envelhecimento, que para os aços ferríticos situa-se entre

200 a 300°C. Portanto, o material processado deve permanecer o menor tempo possível nessa faixa de temperatura. Isso pode ser conseguido evitando-se taxas de resfriamento muito lentas nessa faixa de temperatura o que pode ser controlado através da energia de soldagem e da temperatura de pré-aquecimento.

Resumindo, verifica-se que a tenacidade de uma junta soldada depende fundamentalmente do tipo, proporção e tamanho de grão das fases presentes após o resfriamento, que por sua vez, são controlados pelo ciclo térmico e ainda pelo nível de tensões residuais presentes na junta soldada.

2.7.1 Propriedades Mecânicas do Metal de Solda

Para aços Carbono e Carbono – Manganês, um dos fatores importantes que governam as propriedades mecânicas é o tamanho do grão ferrítico.

LANCASTER (1980) verificou que a resistência do metal de solda aumenta e a temperatura de transição frágil-dúctil diminui com a redução do tamanho de grão ferrítico. O tamanho do grão ferrítico é determinado pelo tamanho dos grãos da austenita primária, que é determinado em função do ciclo térmico. Assim, alta taxa de energia de soldagem, típica de processo como SAS e eletroescória, produz um MS de granulação relativamente grosseira, enquanto que a soldagem feita pelo processo SAER, SATG e SAMG é relativamente fina. O MS usualmente contém uma densidade de deslocamentos relativamente alta o que também contribui para aumentar a resistência no caso de aços carbono e C-Mn.

A tenacidade do MS quando medida, por exemplo, pelo teste de impacto depende, sobretudo, da composição dada, da microestrutura, tamanho de grãos e inclusões contidas. A ductilidade também é reduzida quando aumenta a quantidade de martensita na estrutura.

O efeito do aumento de carbono e de elementos de liga contidos no MS, em geral, aumenta a resistência e a dureza. O carbono, em particular, tem um forte efeito sobre essas propriedades. Entretanto, para a melhor combinação de tenacidade a fratura e resistência a trinca, é desejável manter o teor de carbono entre 0,05 e 0,125%. Para aços liga, em particular manter o carbono em torno de 0,06%C nos depósitos é benéfico para evitar excessivos valores de dureza.

Tratamento térmico pós-soldagem na da faixa sub-crítica tem o efeito de reduzir a resistência e a dureza do depósito de solda do aço liga, e (em espessuras em torno de 30mm) aumentar a ductilidade e tenacidade a fraturas da junta soldada como um todo. Como uma regra geral, os valores de CTOD e impacto Charpy para MS são aumentados pelo tratamento térmico pós-soldagem, mas existem alguns casos em que podem ser reduzidos.

2.7.2 Propriedades Mecânicas da Zona Afetada Termicamente

Conforme MODENESI *et alli* (1985), todas as regiões da zona afetada termicamente (ZAT) podem ter suas propriedades alteradas em relação ao metal de base devido ao ciclo térmico sofrido por cada uma delas. Entretanto, de uma maneira geral, a região que maior alteração sofre e, portanto, onde as propriedades mecânicas em especial a tenacidade podem ser mais prejudicadas, é a região de grãos grosseiros. Exceções podem ocorrer em aços sensíveis a fragilização por envelhecimento por deformação, onde a região subcrítica pode ser fragilizada, e aços ARBL, onde todas as regiões podem sofrer queda de dureza.

As grandes variações microestruturais ocorridas na ZAT devido aos diferentes ciclos térmicos sofridos por pontos muito próximos à linha de fusão trazem como consequência mudanças nas suas propriedades de região para região, dificultando as suas medidas em uma dada região e resultando em dispersão nos resultados do ensaio, particularmente o ensaio Charpy. As propriedades de maior interesse para a ZAT são, em geral, a sua tenacidade e a sua dureza.

A dureza da ZAT fornece uma medida da resistência mecânica do aço nesta região e, para determinado tipo de liga, dá a indicação do seu grau de fragilidade. Por exemplo, para aços carbono-manganês e certos aços baixa liga e alta resistência, uma dureza de 350 HV pode ser considerada excessiva e indicar sensibilidade à fissuração pelo hidrogênio. Entretanto, segundo LANCASTER (1980), outros tipos de aços podem apresentar uma tenacidade adequada a durezas mais elevadas.

A dureza depende da temperabilidade do aço e da taxa de resfriamento. A temperabilidade depende da composição química do aço, do seu tamanho de grão austenítico

e da homogeneidade de sua estrutura de acordo com LANCASTER (1980).

A granulometria tem uma influência marcante na temperabilidade do aço, tendo em vista o deslocamento das curvas CCT do aço para a direita com o aumento no tamanho do grão, possibilitando o aparecimento de estruturas endurecidas, aumentando a dureza e reduzindo a ductilidade conforme HONEYCOMBE (1982).

Com relação às taxas de resfriamento, quando muito elevadas, proporcionam microconstituintes de baixa temperatura de transformação e alta dureza e, portanto, de baixa tenacidade. Por outro lado, taxas muito lentas conduzem a formação de estruturas ferríticas grosseiras e frágeis, principalmente na região de grãos grosseiros próximos à linha de fusão. Esta fragilização torna-se mais acentuada em aços de alta resistência devido à sua maior temperabilidade de acordo com AKSELSSEN & SIMONSEN (1987).

Portanto, deve-se aplicar taxas ou tempos de resfriamento adequados ao tipo de aço que está sendo soldado de acordo com a sua curva CCT, para que se possa obter juntas soldadas com boa tenacidade e adequadas às suas aplicações.

Como anunciado anteriormente, na maioria dos casos a região de granulação grosseira é a que pode sofrer uma fragilização mais intensa durante a soldagem. Processos de baixa energia de soldagem, que causam velocidades de resfriamento relativamente altas, geram uma estrutura mais fina e, portanto, menor fragilidade em aços de baixa temperabilidade. Em aços mais temperáveis, a formação de martensita pode mascarar esta tendência. Nestas condições a estrutura será tanto mais frágil quanto maior for o teor de carbono, sendo a martensita maclada a mais frágil estrutura que pode ser formada na ZAT. Entretanto martensita auto-revenida é um produto tenaz, quando comparado, por exemplo, com a bainita superior. Assim, em certos aços de baixa liga e baixo carbono, altas velocidades de resfriamento podem gerar uma ZAT mais tenaz devido à formação deste microconstituente. Processos de alta energia de soldagem tendem a gerar uma ZAT excessivamente grosseira e, portanto de baixa tenacidade.

A adição de certos elementos de liga convencionais como manganês, cobre e níquel em aços carbono-manganês e aços de alta resistência e baixa liga, fornecem efeitos de endurecimento por solução sólida e refinamento da microestrutura. O manganês abaixa a

temperatura de transformação de austenita para ferrita reduzindo o tamanho de grão ferrítico. Portanto, o aumento do seu teor eleva a tenacidade da ZAT. Entretanto, este aumento deverá ser limitado para evitar segregação de solidificação e estrutura bandeada no aço laminado, pois isto poderá causar anisotropia nas propriedades mecânicas do aço em especial na tenacidade. Além disso, quando o aço é submetido a um ciclo térmico durante a operação de soldagem, a tenacidade da ZAT poderá sofrer degradação conforme GRONG & AKSELSSEN (1986).

Níquel e cobre igualmente o manganês, baixam a temperatura de transformação da austenita e, ao lado de um refinamento da estrutura pela transformação para produtos de baixa temperatura de transformação como ferrita acicular e martensita, inibem precipitação de carbonetos e nitretos de nióbio durante ou após a transformação. Portanto, devido seus efeitos no comportamento da transformação, adições adequadas destes elementos juntos ou combinados, parece ser essencial na obtenção de uma microestrutura desejada e melhoria tanto da tenacidade do metal de solda quanto da ZAT segundo ANDRADE (1985).

A ação dos elementos microligantes vanádio e nióbio na tenacidade da ZAT de aços carbono-manganês e altas resistência e baixa liga, está associada ao teor de carbono e comportamento de transformação do aço. O nióbio para baixo teor de carbono (0,05%) e resfriamento rápido eleva a tenacidade devido possivelmente a um aumento da temperabilidade do aço e formação de martensita auto-revenida. Para teor de carbono um pouco mais alto, a tenacidade da ZAT praticamente não será afetada com adição de nióbio. Com resfriamento lento, em ambos os casos a tenacidade será diminuída com relação a ZAT sem adição de nióbio devido ao efeito fragilizante da precipitação deste elemento de acordo com LANCASTER (1980). Com relação ao vanádio, resultados indicam que adições moderadas deste elemento no aço não causarão reduções significativas na tenacidade da ZAT sob condições normais de soldagem. Porém, junto com o nióbio causará efeito detrimental na tenacidade da ZAT mesmo em pequenas concentrações conforme GRONG & AKSELSSEN (1986).

Capítulo 3

3.1 Materiais e Equipamentos

3.1.1 Materiais

3.1.1.1 Metal de base

Como metal de base foram utilizados corpos de prova Tekken confeccionados a partir de chapa de aço ARBL na espessura de 16mm fabricado pela Companhia Siderúrgica Paulista – COSIPA, com a especificação comercial COS - AR 50. As aplicações deste material estão voltadas para as condições onde resistência mecânica, tenacidade e baixo peso são requisitos principais. Dentre essas, citam-se equipamentos agrícolas, vasos de pressão, plataformas marítimas, chassis, caçambas de caminhões, blindagem de veículos militares entre outras.

3.1.1.2 Consumível

Como consumível foi utilizado Arame Tubular do tipo AWS E71T-1 com 1,6mm de diâmetro utilizando-se com gás de proteção o gás CO₂.

3.1.1.3 Análise Química

A análise química tanto do metal de base quanto do metal de solda foi realizada

no Laboratório de Materiais da Gerencia de Pesquisa e Desenvolvimento de Produto – IME, da COSIPA. Para análise dos elementos químicos constituintes do aço, foi utilizada a técnica espectrometria do plasma no aparelho ICP OPTIMA 300DV, com exceção do C e S, que foram determinados através do aparelho LECO CS 444LS. Os valores obtidos em percentual de peso de cada elemento estão apresentados nas tabelas 3.1 e 3.3 e as propriedades mecânicas nas tabelas 3.2 e 3.4.

Tabela 3.1 – Composição química do metal de base

Elemento (%)	Aço COS - AR 50
C	0,153
Mn	1,105
P	0,023
S	0,011
Si	0,251
Al	0,042
Nb	≤ 0,005
V	≤ 0,005
Ti	≤ 0,005
Cu	0,009
Cr	0,015
Mo	≤ 0,005
B	0,0004
Ni	0,022
Ce	0,34

Tabela 3.2 - Propriedades mecânicas do metal de base.COSIPA (2003)

Prop. Mec. Aço	Limite de Escoamento Mpa (kgf/mm²)	Limite de Resistência Mpa (kgf/mm²)	Along. (%)
COS-AR 50	325 (33)	410 (50) a 630 (64)	22

Tabela 3.3 – Composição química do metal de adição. COSIPA (2003)

Arame E 71T-1	Composição (% em peso)				
	C	Mn	Si	S	P
	0,050	1,40	0,60	0,007	0,005

Tabela 3.4 – Propriedades mecânicas do metal de adição. ESAB, 2003

Pro. Mec. Arame	Limite de Escoamento (Mpa)	Limite de Resistência (Mpa)	% Along. (em 50 mm)	Charpy v (Joules) (-18°C)
E 71T-1	550	600	24	40

3.1.1.4 Termopar

O termopar utilizado para a medida dos ciclos térmicos na zona afetada termicamente (ZAT) é do tipo B, Pt – Rh (6%)/Pt – Rh (30%) com 0,5mm de diâmetro, cuja faixa de temperatura de utilização recomendada é de 800 °C a 1700°C, protegido com tubo capilar cerâmico, com margem de erro de $\pm 5\%$.

A conexão entre o termopar e o sistema de aquisição de dados foi feita através de conectores e cabos de compensação adequados.

3.2 Equipamentos

3.2.1 Fonte de energia

O equipamento de soldagem utilizado foi uma fonte de tensão constante, Tiristorizada e um Cabeçote Alimentador de Arame MEF 30R, para soldagem semi-automatizada ou mecanizada que possibilita a soldagem nas transferências Curto-Circuito, Globular e Spray (LAI 400), que opera com 400 Ampères a 60% do fator de trabalho, com controle contínuo de tensão, permite velocidade do arame de 1,5 a 22 m/min e diâmetro do arame de até 1,60mm. Apresenta também compensação de parâmetros de soldagem em até $\pm 10\%$ de variação na rede elétrica, proporcionando um arco de excelente característica e ótima estabilidade mesmo na utilização do gás de proteção CO₂.

3.2.2 Monitor de Aquisição de Dados

Para registro dos parâmetros de soldagem utilizou-se um equipamento STRUNK MESSAMATIK H5/2, fabricado pela STARRET, conectado ao equipamento de soldagem fornecendo assim, os valores da corrente, tensão, velocidade de soldagem e de alimentação do arame através de sensores ligados na fonte de soldagem, no alimentador de arame e no carrinho de avanço de soldagem.

3.2.3 Análise Microestrutural

A análise microestrutural foi realizada por meio de Microscopia ótica utilizando-se para isto um microscópio Ótico marca LEICA, modelo Leitz DM -RX.

3.2.4 Ensaio de Dureza

Os ensaios de dureza foram realizados pelo método Vickers, utilizando-se para

isto um Durômetro Universal marca Heckert, usando-se uma carga de 10 kg e um penetrador de diamante de base piramidal com ângulo de 136° entre as faces opostas, seguindo-se orientações da norma ASTM E 92-82.

3.2.5 Registro de Temperatura

Para medida dos ciclos térmicos e obtenção das curvas de temperatura versus tempo, as variações de temperatura sofridas pela região de grãos grosseiros da ZATRGG durante a soldagem, foram coletados pelo termopar na forma de milivoltagens e amplificadas até 5V. Estes valores amplificados passaram em seguida a um conversor analógico – digital com resolução de 12 bits e tempo de conversão de 10 milissegundos. Os valores coletados foram enviados a um micro Pentium 100 e através de programas específicos foram convertidos em milivolts e a seguir em temperatura por meio da equação de conversão do termopar inserida no programa, permitindo assim a obtenção dos dados para levantamento das curvas temperatura versus tempo. Além disso, um outro programa possibilitou a obtenção dos tempos e taxas de resfriamento entre 800 e 500°C ($\Delta t_{800-500}$, $R_{800-500}$). Assim como o tempo de permanência acima de 1000°C (Δt_{1000}) para cada condição de ensaio realizado. A figura 3.1 apresenta o esquema do sistema utilizado para medida dos ciclos térmicos.

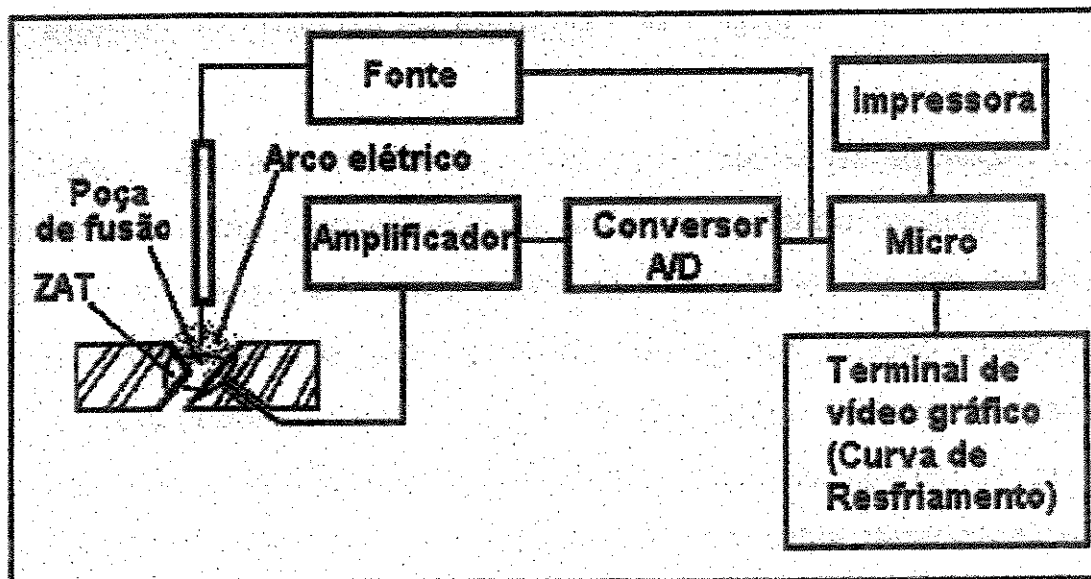


Figura 3.1 - Esquema do sistema utilizado para obtenção dos ciclos térmicos na ZAT.

3.2.6 Calibração do Termopar

Para a calibração dos termopares e do sistema de aquisição de dados, utilizou-se um sistema constituído por um forno esférico modelo SATURN da ISOTECH com capacidade para calibração simultânea de até oito termopares, com controle programável para temperaturas de estabilização variando de 100 a 1300°C, com precisão de $\pm 1/4^\circ\text{C}$ em 1000°C e tempo de estabilização de uma hora para uma precisão de $\pm 1/4^\circ\text{C}$ associado a um equipamento da FLUKE, constituído de um Scanner com capacidade para vinte termopares e de uma impressora programável que fornece a leitura dos termopares em microvolts, com precisão de 1°C. O equipamento utilizado para a calibração do termopar pertence ao Laboratório de Soldagem do Departamento de engenharia e Ciência de Materiais – DEMA da Universidade Federal de São Carlos – UFSCar. Os dados referentes à calibração do termopar estão apresentados na figura 3.2.

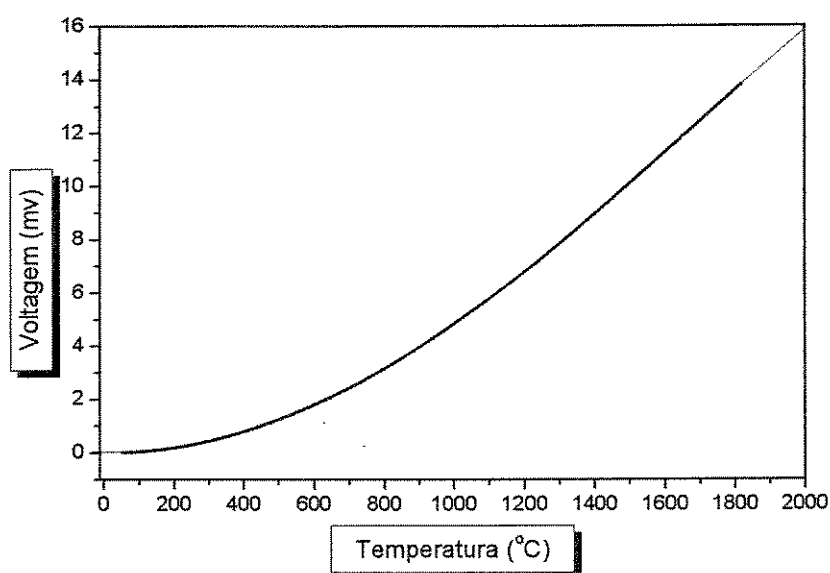


Figura 3.2 – Curva de calibração do termopar utilizado.

Capítulo 4

4.1 Procedimento Experimental

4.1.1 Procedimento de Soldagem

A escolha do processo de soldagem se voltou para o processo de Soldagem Arame tubular (SAT), devido as suas qualidades, isto é, permitir alta taxa de deposição, boa penetração, permitir soldagem em todas as posições, proporcionar depósitos de baixo hidrogênio, boa estabilidade do arco, proteção eficiente com baixas vazões de gás, mínimo índice de respingos, fácil remoção da escoria, ótimo acabamento do cordão, além de ser aplicável na soldagem de aços para construção de plataformas marítimas, navios, pontes, vasos de pressão, estruturas metálicas e caldeiraria em geral, entre os quais encontra-se o aço COS - AR 50 que será usado no presente trabalho. Além disso, a utilização do processo SAT é reforçada pela necessidade de substituição de processos manuais como soldagem ao arco elétrico com eletrodo revestido SAER por processos automáticos ou semi-automáticos, que se caracteriza como anteriormente citado, pela alta produtividade, versatilidade e qualidade resultante da junta soldada.

Utilizou-se corrente contínua e polaridade reversa. As energias de soldagem adotadas foram 2,5 e 3,0 kJ/mm, os quais representam valores nominais, isto é, para eficiência do arco igual a 1. Estes valores foram adotados porque estão entre aqueles especificados na literatura para a soldagem de chapa desta classe de aço, com espessura de 16mm e adotados pelas Indústrias.

Antes da execução dos ensaios, os corpos de prova foram submetidos a lixamento e limpeza com acetona para remoção de oxidação e oleosidade, com a finalidade de uniformizar a perda de calor superficial e melhorar a estabilidade do arco.

Para realização dos ensaios, se fez necessário a construção de um dispositivo para colocação dos corpos de prova a serem soldados, com o objetivo de não permitir desalinhamento do termopar inserido nos mesmos com relação ao metal de solda sendo depositado. Este dispositivo permitiu também o acesso à parte inferior do corpo de prova, com a finalidade de conectar o cabo de compensação ao termopar.

Os ensaios foram realizados sem pré-aquecimento e com pré-aquecimento de 75 °C e 100°C, para as três condições de soldagem e a temperatura dos corpos de prova foram medidas antes de cada ensaio, com ilustrado na figura 4.1, sendo que a temperatura ambiente medida no local foi fixada em torno 32°C, este valor foi adotado para o caso do corpo de prova sem pré-aquecimento.

Para realizar o pré-aquecimento foi utilizado um maçarico oxi-acetilênico e para medição da temperatura foi usado um sistema constituído de um termômetro digital e um termopar tipo K, com faixa de utilização de 0°C a 1250°C com limite de erro de $\pm 2,2^\circ\text{C}$.

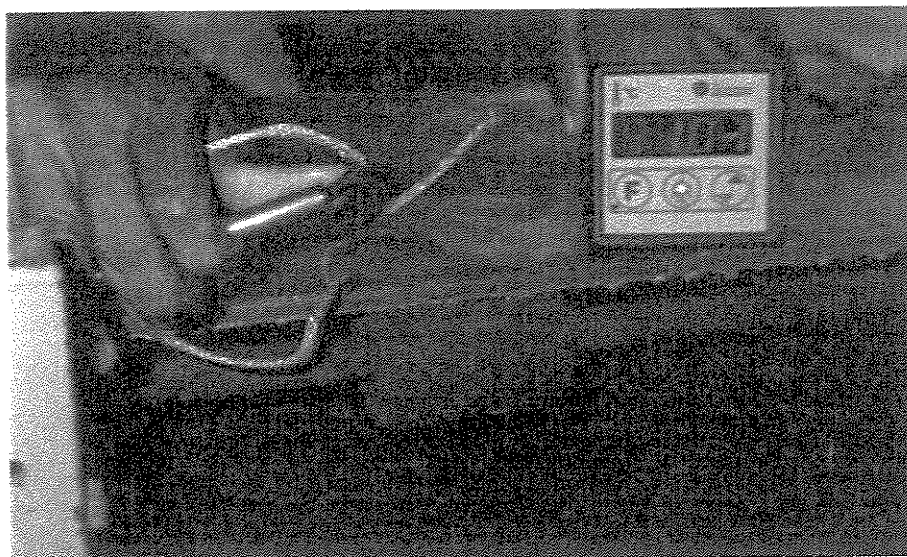


Figura 4.1 – Pré-aquecimento da junta para soldagem 100°C.

Para obtenção das energias de soldagem durante os ensaios, foram utilizados os valores médios das leituras da corrente e tensão de soldagem fornecidas pelo sistema de aquisição de dados e velocidades de soldagem obtidas através do dispositivo medidor de velocidade de avanço do carrinho usado para arraste da tocha.

O controlador de velocidade de alimentação do arame foi mantido em uma posição fixa, correspondendo a uma velocidade fixa para todos os ensaios, assim como um mesmo comprimento livre do arame (stick out) de 20 mm foi adotado, o que foi conseguido através de um gabarito.

4.1.2 Semi-automatização do Processo de Soldagem

A corrente, tensão e velocidade de alimentação do arame foram monitoradas pela própria fonte de energia e também pelo equipamento STRUNK MESSAMATIK H5/2, descrito no capítulo anterior, com a finalidade de dar maior confiabilidade na coleta dos parâmetros de soldagem. A velocidade de soldagem foi monitorada por um carro tipo tartaruga utilizado para soldagem oxicorte, onde através de um dispositivo, a tocha de alimentação do arame e do gás foi fixada, formando um ângulo de 90° com o corpo de prova, enquanto que este era mantido fixo em um gabarito, previamente confeccionado para tal finalidade. A tocha no momento da soldagem foi automaticamente arrastada na direção horizontal, pelo carrinho do equipamento de oxi-corte. Isto possibilitou a realização dos ensaios com automatização da velocidade de soldagem. Conforme figura 4.2.

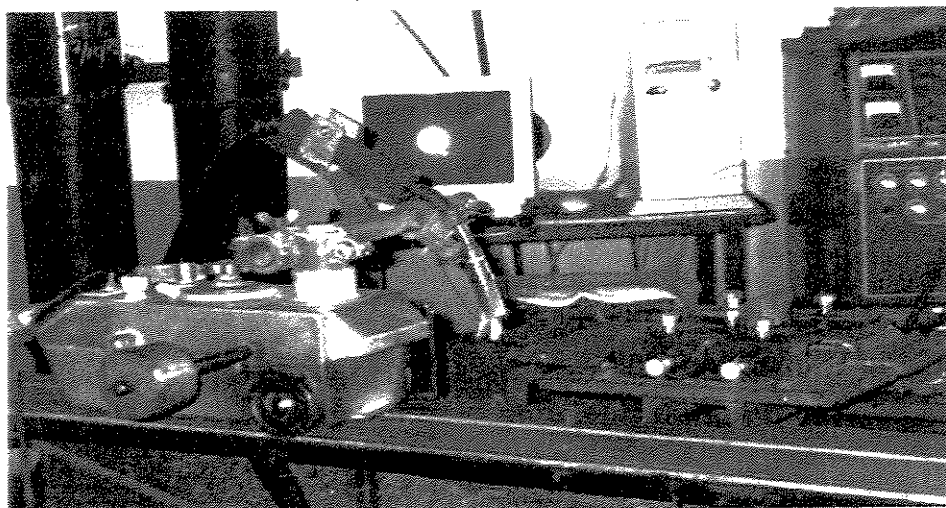


Figura 4.2 – Montagem para semi-automatização do processo de soldagem

A seleção dos parâmetros de soldagem foi direcionada conforme os seguintes aspectos:

- 1) Observação da faixa de variação dos parâmetros de soldagem especificados pelos fabricantes.
- 2) Aplicação da experiência prática na soldagem com o arame AWS – E71T-1
- 3) adequação dos parâmetros de soldagem às dimensões dos corpos de prova Tekken, ou seja, execução da soldagem sem provocar fusão da abertura da raiz do corpo de prova. A tabela 4.1 mostra os parâmetros de soldagem utilizados para realização dos ensaios.

Tabela 4.1 – Parâmetros de Soldagem utilizados nos ensaios.

H (kJ/mm)	E (mm)	T °C	Ensaio	Tensão V	Corrente I	Velocidade de soldagem mm/s	Velocidade do arame mm/s
2,5	16	32	Cp – 1	28 ± 10	305 ± 10	2,9±0.5	100±2
		75	Cp – 2				
		100	Cp – 3				
3,0		32	Cp – 4	28 ± 10	310 ± 10	3,3±0.5	100±2
		75	Cp – 5				
		100	Cp – 6				

O processo de soldagem foi semi-automatizado visando-se obter boa repetibilidade dos parâmetros de soldagem. Isto foi conseguido com a utilização de um suporte para a tocha de alimentação do arame tubular, o qual foi fixado ao dispositivo de alimentação de fluxo de arame de um equipamento de oxi-corte. Esta tocha no momento da soldagem foi automaticamente arrastada na direção horizontal, pelo carrinho do equipamento oxi-corte, enquanto corpos de prova para o ensaio permaneciam fixados nos dispositivos de fixação. Isto possibilitou a realização dos ensaios com automatização da velocidade de soldagem. Além disso, como o corpo de prova se manteve fixo e a tocha de alimentação do arame tubular permanecera se deslocava na direção horizontal fixa, o comprimento livre do arame (stick

out) não sofreu variação durante a operação de soldagem.

4.1.3 Ensaio Tekken

Foram confeccionados corpos de prova Tekken, com chanfro oblíquo, conforme apresentado na figura 2.1, com o objetivo de avaliar as propriedades da ZAT, microestrutura e a ocorrência de trincas a frio. Os corpos de prova foram cortados pelo processo de corte oxiacetileno e, em seguida chanfrados de acordo com as recomendações da norma JIS – Z3158, que estabelece uma precisão na abertura da raiz de $2 \pm 0,2\text{mm}$ e o ângulo de chanfro de 60° .

Na montagem dos corpos de prova e execução das soldas de restrição, foram utilizados gabaritos de fixação de modo a evitar que as distorções de soldagem alterassem as dimensões da abertura de raiz e do chanfro.

4.1.4 Medida dos ciclos térmicos “In Situ” na ZATRGG

Os ciclos térmicos foram medidos por método direto “In Situ” adotando-se a técnica do furo. O termopar protegido com o capilar cerâmico foi inserido em um furo usinado no lado oposto de cada corpo de prova ser soldado. O posicionamento exato deste no local de interesse (ZATRGG) foi estabelecido através da realização de testes prévios empregando-se os mesmos parâmetros de soldagem que posteriormente foram usados em soldas reais (nos ensaios).

Um teste prévio para cada condição de soldagem foi realizado. Os corpos de prova teste foram seccionados transversalmente à direção de soldagem, em (03) três posições diferentes, obtendo-se cinco amostras que foram utilizadas para determinação da máxima penetração do metal de solda. Esta determinação foi realizada através de lixamento e polimento das amostras e posterior ataque com nital a 2% que definiu com clareza a linha de fusão. A penetração foi medida utilizando-se um paquímetro digital com aproximação de $0,01\text{mm}$ e uma lupa com aumento de 10 vezes. Uma variação máxima de $0,02\text{mm}$ foi observada na penetração para as amostras, sendo esta levada em consideração na usinagem dos furos nos corpos de prova para inserção dos termopares.

O alinhamento do termopar com relação a linha central do metal de solda na direção longitudinal foi feita através de (02) duas marcações realizadas por puncionamento, sendo uma em cada extremidade do corpo de prova e situados no mesmo plano do furo que contem o termopar, as quais serviram de guia para a deposição do metal de solda.

Através das análises micrográficas realizadas em cada amostra, pôde-se verificar que os termopares foram posicionados corretamente na ZATRGG e próximo da linha de fusão, o que também pode ser observado na figura 4.3, que apresenta a macrografia da amostra com a extremidade do termopar (junta quente) fixa na ZATRGG e contígua à linha de fusão da solda.

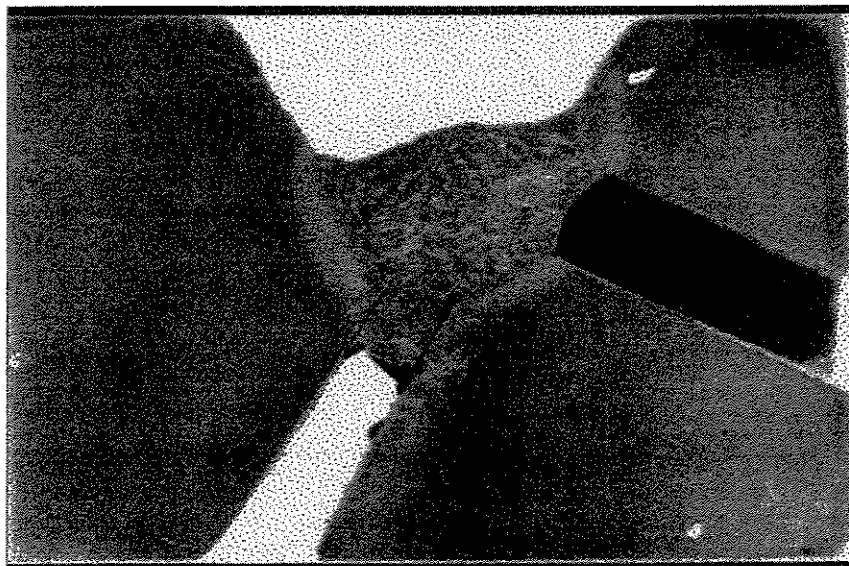


Figura 4.3 - Esquema indicando o posicionamento do termopar no local de interesse da ZAT.

Os termopares utilizados nos ensaios foram produzidos enrolando-se as extremidades dos fios e então soldando as mesmas, através de soldagem oxi-acetilênica, objetivando obter uma junta quente com glóbulo de solda de menor diâmetro possível (variando entre 0,7 1,0mm), com a finalidade de evitar um gradiente de temperatura através deste.

A fixação dos termopares nos corpos de prova foi realizada através de soldagem por ponto, utilizando-se um equipamento constituído por uma banco de capacitores. Para isto, conectou-se o equipamento na rede elétrica e após carregamento foi ligado o corpo de prova a um dos seus terminais e o termopar ao outro. O termopar com seu capilar cerâmico, foi

introduzido no furo e ao entrar em contato com o metal de base no fundo deste, foi aplicada a descarga elétrica realizando-se assim a soldagem. Para que esta solda fosse de boa qualidade foi necessário que tanto o termopar como o furo estivessem livres de oxidação e oleosidade além da necessária calibração cuidadosa da capacidade de descarga elétrica proporcionada pelo equipamento no momento da soldagem. Além disso, foi também necessário garantir que a extremidade do termopar que sobressai do capilar estivesse alinhada axialmente com este, evitando assim que a solda fosse realizada na parede lateral do furo, o que levaria o termopar a fornecer informações irreais durante o ensaio.

4.1.5 Ensaio de dureza

Medidas de dureza foram realizadas tanto no metal de base quanto na ZATRGG. O método adotado foi o Vickers por fornecer uma boa base para efeito de comparação, ser o mais largamente empregado no campo da soldagem, ser muito flexível em aplicação, e oferecer uma ampla faixa de cargas, além de não requerer mudanças de penetrador ou carga numa extensa faixa de dureza. Estes requisitos trarão claramente consistência para o teste, considerando a variação microestrutural da ZAT.

Para o metal de base 10 (dez) medidas de dureza foram tomadas aleatoriamente na superfície da amostra previamente preparada por lixamento e polimento.

Para a ZATRGG as medidas de dureza foram tomadas em secção transversal à direção de soldagem e nas mesmas amostras utilizadas para análise microestrutural.

A carga escolhida para determinação da dureza em ambos, metal de base e ZATRGG foi de 10,0 kg, devido este dar uma definição clara da impressão produzida pelo penetrador no material, além da localização desta impressão, com precisão dentro da ZATRGG para todas as condições de ensaio.

4.1.6 Análise microestrutural

Microscopia ótica foi empregada para identificar e classificar a microestrutura no metal base e ZATRGG.

As amostras correspondentes a ZATRGG, foram obtidas da secção transversal à direção da soldagem em corpos de prova que foram ensaiados para determinação de ciclos térmicos. O seccionamento dos mesmos foi realizado na região contígua ao furo de inserção do termopar.

A preparação das amostras foi realizada de maneira convencional por lixamento ate a lixa 2000 e polimento com pasta de diamante com granulometria de 0,5 mícron. No caso das amostras correspondentes a ZATRGG, o lixamento foi prolongado ate o instante que a parede do furo foi ultrapassada e metade deste tenha sido atingido. Isto foi realizado com o objetivo de se conseguir uma amostra que fosse representativa do ciclo térmico correspondente. As amostras preparadas foram atacadas com nital a 2,0%, as quais foram utilizadas para análise microestrutural ótica.

Para o caso das amostras correspondentes a ZATRGG, a análise microestrutural foi realizada tão próximo quanto possível da extremidade do termopar no fundo do furo, possibilitando com isto, uma análise microestrutural mais realística com relação ao ciclo térmico obtido.

Devido a não existência de um sistema de classificação padrão para os microconstituintes da ZATRGG, foi adotada para o presente trabalho uma terminologia internacionalmente aceita conforme PERDIGÃO (1999) e uma instrução para a classificação dos microconstituintes do MS de aços ferríticos, GUIDE TO THE LIGHT MICROSTRUCTURE EXAMINATION OF FERRITIC STEEL WELD METALS (1988), utilizando-se microscopia ótica e contagem direta de pontos, que foram elaboradas pela subcomissão IXJ do IIW.

Capítulo 5

5.1 Análise e Discussão dos Resultados

5.1.1 Medida dos ciclos térmicos

As medidas dos ciclos térmicos para cada condição estabelecida no procedimento experimental foram feitas na sua (ZATRGG). A tabela 5.1 apresenta os resultados obtidos para a taxa de resfriamento e o tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C ($R_{800-500}$; $\Delta t_{800-500}$), temperatura de pico (T_p), tempo de permanência acima de 1000 °C (Δt_{1000}), e extensão da ZAT (h). Para uma melhor visualização do fenômeno a figura 5.7 apresenta a variação dos tempos e taxas de resfriamento com a temperatura de pré-aquecimento.

Tabela 5.1 - Valores obtidos para taxa de resfriamento, tempo de resfriamento, temperatura de pico, tempo de permanência acima de 1000 °C e extensão da ZAT.

H (kJ/mm)	T (°C)	Ensaio Nº	$R_{800/500}$ °C/s	$\Delta t_{800/500}$ (s)	T_p (°C)	Δt_{1000} (s)	h (mm)
2,5	32	Cp-1	28,49	10,53	1349	2,26	3,72
	75	Cp-2	21,35	14,05	1350	2,50	3,74
	100	Cp-3	15,75	19,04	1410	4,26	3,85
3,0	32	Cp-4	22,12	13,56	1413	2,76	4,01
	75	Cp-5	18,38	16,32	1482	3,51	4,24
	100	Cp-6	13,03	23,01	1485	4,51	4,27

Os ciclos térmicos para cada condição estabelecida no procedimento experimental estão apresentados nas figuras 5.1 a 5.6, obtidos nas condições com energias de soldagem $H = 2,5 \text{ kJ/mm}$ e $H = 3,0 \text{ kJ/mm}$ (com e sem pré-aquecimento).

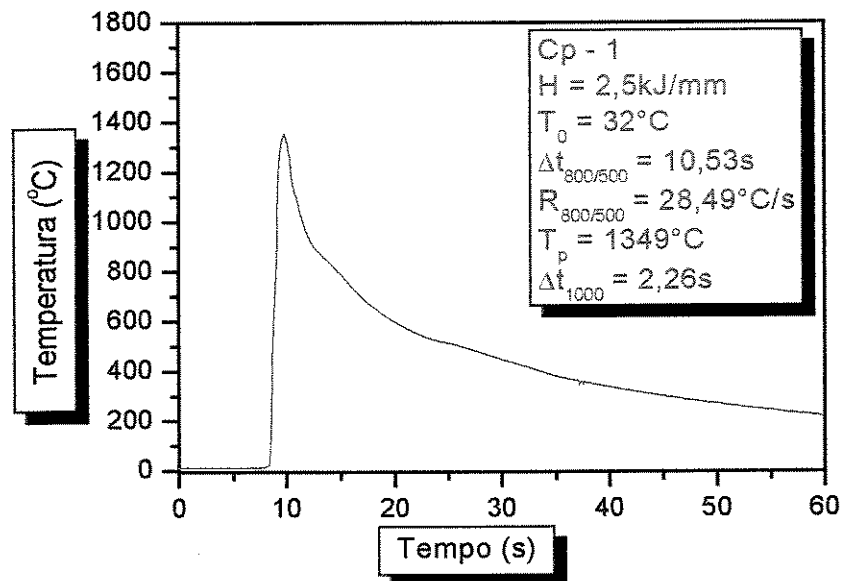


Figura 5.1 – Ciclo térmico medido na ZATRGG para ensaio realizado com $H = 2,5 \text{ kJ/mm}$, sem pré-aquecimento.

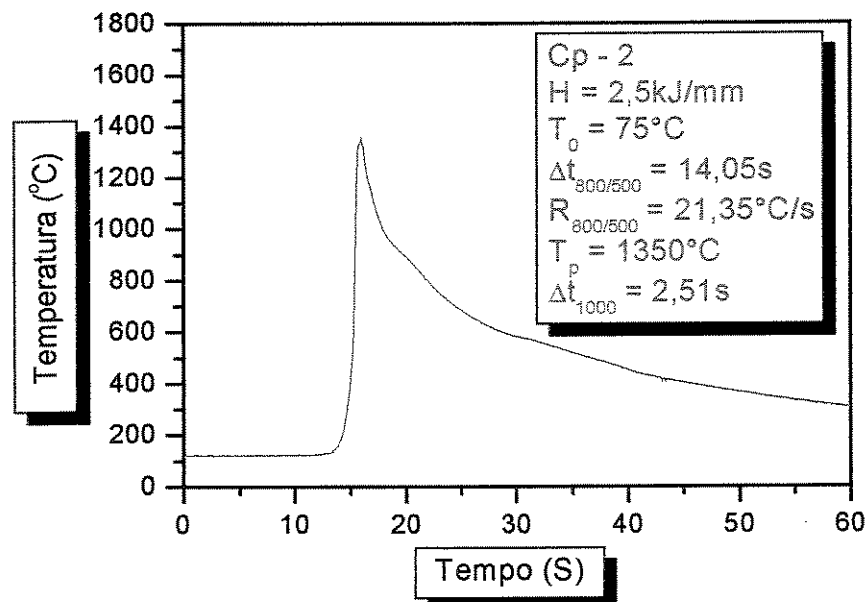


Figura 5.2 – Ciclo térmico medido na ZATRGG para ensaio realizado com $H = 2,5 \text{ kJ/mm}$, e temperatura de pré-aquecimento de 75°C .

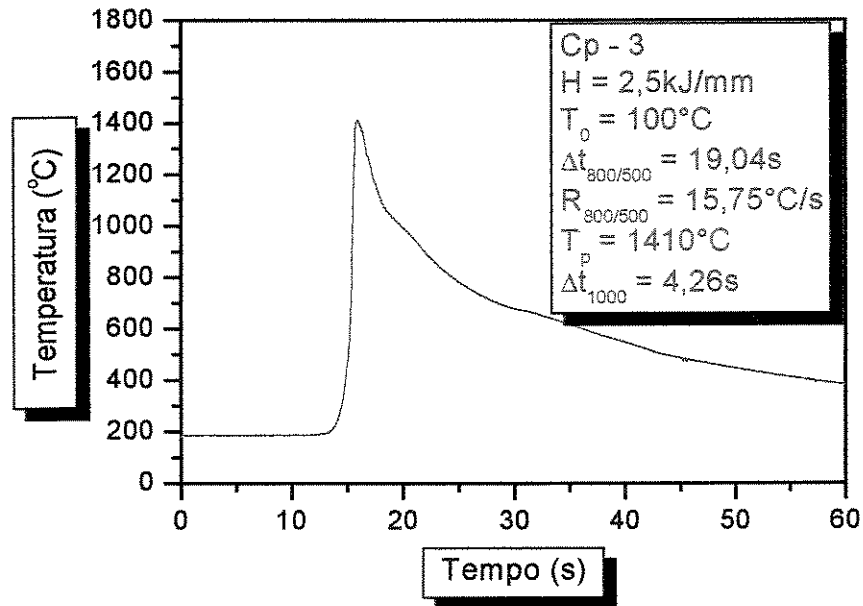


Figura 5.3 – Ciclo térmico medido na ZATRGG para ensaio realizado com $H = 2,5 \text{ kJ/mm}$ e temperatura de pré-aquecimento de 100°C .

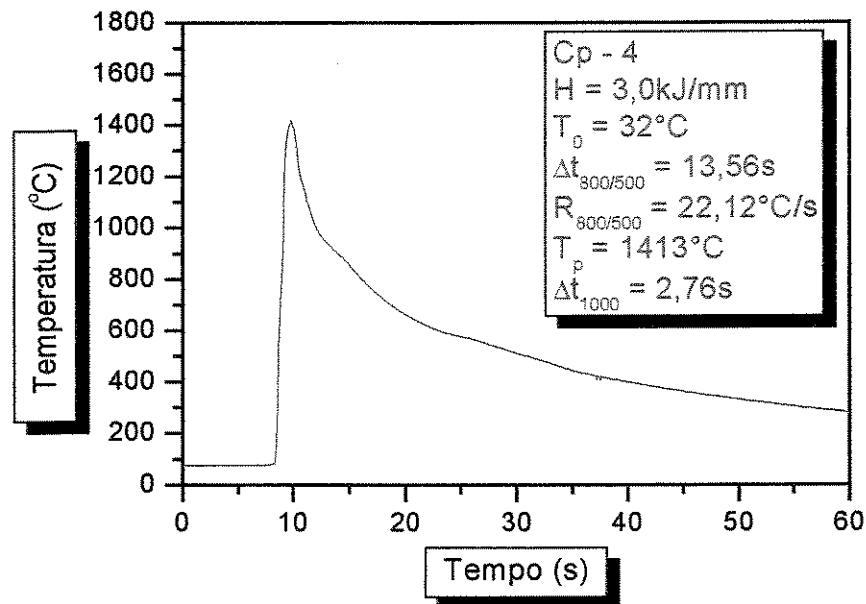


Figura 5.4 – Ciclo térmico medido na ZATRGG para ensaio realizado com $H = 3,0 \text{ kJ/mm}$, sem pré-aquecimento.

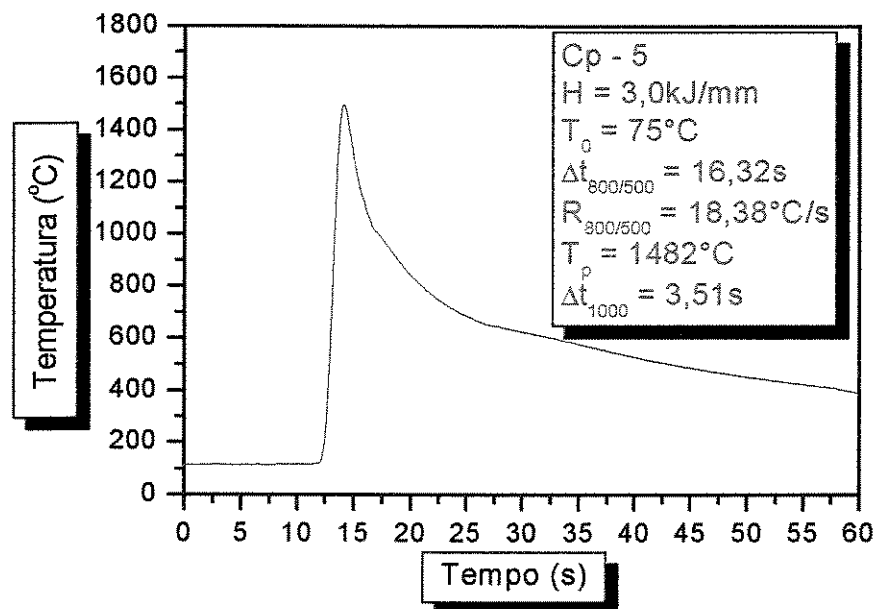


Figura 5.5 – Ciclo térmico medido na ZATRGG para ensaio realizado com $H = 3,0 \text{ kJ/mm}$, e temperatura de pré-aquecimento de 75°C .

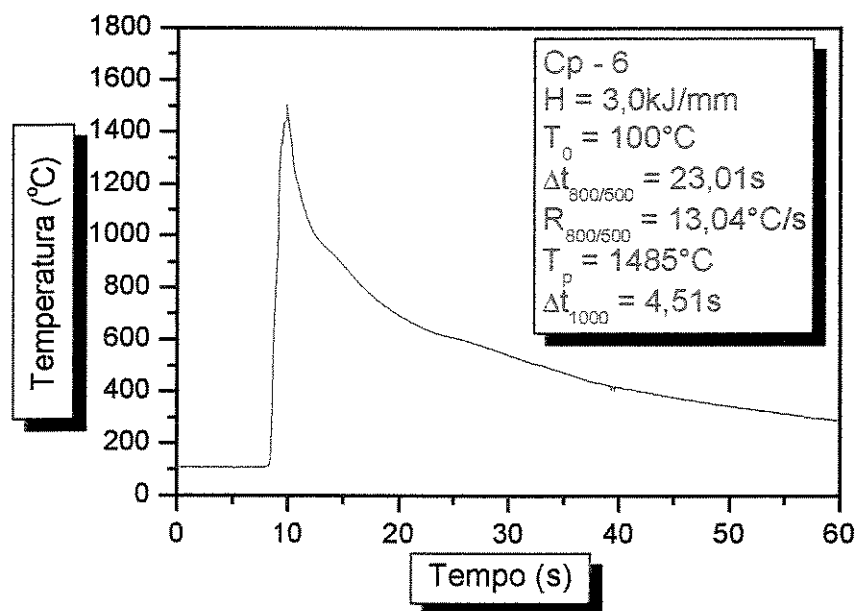


Figura 5.6 – Ciclo térmico medido na ZATRGG para ensaio realizado com $H = 3,0 \text{ kJ/mm}$ e temperatura de pré-aquecimento de 100°C .

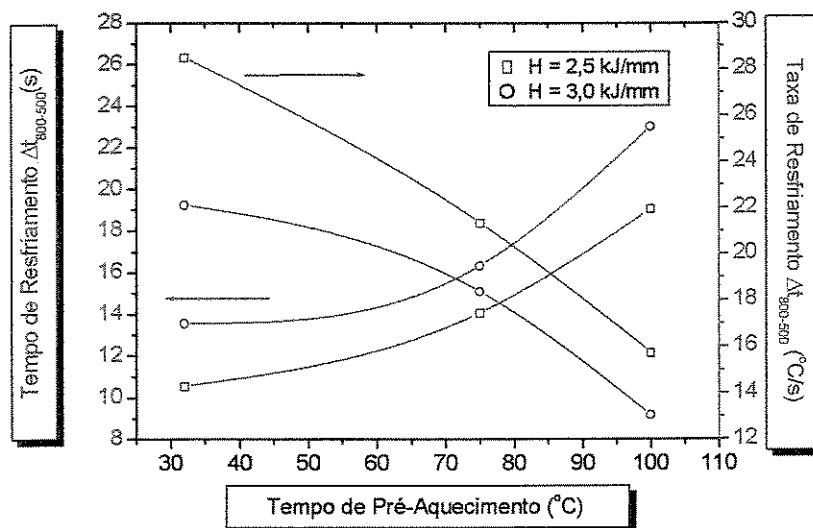


Figura 5.7 – Variação do tempo de resfriamento e da taxa de resfriamento com a temperatura de pré-aquecimento, para energia de soldagem de 2,5 e 3,0 kJ/mm.

5.1.2 Microestrutura

A análise microestrutural do metal de base mostrou que este apresenta poucas inclusões, sendo sua microestrutura composta predominantemente por perlita e ferrita como visto por microscopia ótica na Figura 5.8.

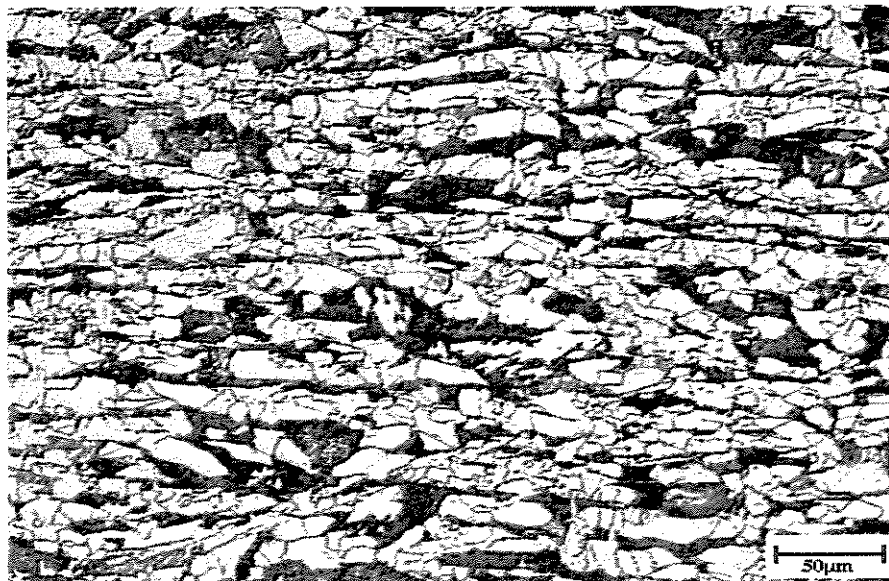


Figura 5.8 - Microestrutura do Metal de Base. Ataque Nital a 2%.

A análise microestrutural das amostras retiradas dos corpos de prova Tekken, foi realizada na ZATRGG tão próximo quanto possível das posições correspondentes às extremidades dos termopares soldados no fundo dos furos, onde a temperatura máxima atingiu valores entre 1349°C e 1485°C para que esta se tornasse a mais representativa possível dos ciclos térmicos obtidos.

A seguir, apresentam-se os resultados da análise qualitativa da microestrutura presente na junta soldada para cada condição de ensaio.

A condição Cp-1 com energia de soldagem de 2,5 kJ/mm à temperatura ambiente, apresenta uma microestrutura predominantemente ferrítica, onde estão presentes ferrita poligonal de contorno de grão, ferrita de segunda fase alinhada, podendo-se observar ainda algumas colônias de martensita, conforme figura 5.9, o que justifica os valores de dureza encontradas nesta região.



Figura 5.9 – Microestrutura da ZATRGG, obtida com energia de soldagem de 2,5 kJ/mm à temperatura ambiente. Ataque Nital 2%.

A condição Cp-2, soldada com energia de soldagem de 2,5kJ/mm e pré-aquecimento de 75°C constatou-se que nesta condição a microestrutura foi predominantemente martensita de baixo carbono com a presença de algumas colônias de ferrita primária, o que se confirma pelos resultados de dureza obtidos nesta região, conforme ilustra a figura 5.10.



Figura 5.10 – Microestrutura da ZATRGG obtida com, energia de soldagem de 2,5 kJ/mm à temperatura de 75°C. Ataque Nital 2%.

A condição Cp-3, na Figura 5.11, soldada com energia de 2,5 kJ/mm e pré - aquecimento de 100°C. apresenta uma microestrutura onde há predominância de ferrita de segunda fase alinhada, com a presença de ferrita poligonal intragranular e algumas colônias de martensita.



Figura 5.11 – Microestrutura da ZATRGG obtida com, energia de soldagem de 2,5 kJ/mm à temperatura de 100°C.

A condição Cp – 4, com energia de soldagem de 3,0 kJ/mm à temperatura ambiente, apresenta uma microestrutura bem variada, com presença marcante de ferrita de

segunda fase alinhada, ferrita poligonal de contorno de grão e ferrita de segunda fase não alinhada e apresenta ainda pequenas colônias de ferrita acicular, como mostra a figura 5.12.



Figura 5.12 – Microestrutura da ZATRGG obtida com, energia de soldagem de 3,0 kJ/mm à temperatura ambiente.

A condição Cp – 5, soldada com energia de 3,0 kJ/mm e pré-aquecimento de 75°C, mostra uma microestrutura variada, com a presença de algumas colônias de martensita, ferrita primária, ferrita de segunda fase não alinhada conforme apresenta a figura 5.13.



Figura 5.13 – Microestrutura da ZATRGG obtida com, energia de soldagem de 3,0 kJ/mm à temperatura de 75°C.

A condição Cp – 6, soldada com energia de soldagem de 3,0 kJ/mm com pré-aquecimento de 100°C, revela microestrutura tipicamente de ferrita de segunda fase alinhada, com presença de algumas colônias de ferrita poligonal e ferrita de segunda fase não alinhada, como mostra a figura 5.14.



Figura 5.14 – Microestrutura da ZATRGG obtida com, energia de soldagem de 3,0kJ/mm à temperatura de 100°C.

5.1.3 Dureza

A tabela 5.2 apresenta os valores de dureza medidos, tanto no metal de base quanto na Zona afetada termicamente (ZATRGG) e metal de solda para cada condição de ensaio realizado.

Tabela 5.2 – Resultados das medidas de dureza realizadas no metal de base, metal de solda e na ZATRGG.

Variáveis			Amostra	Dureza Vickers HV ₁₀			Tempo de Resfriamento
H (kJ/mm)	T (°C)	Taxa de Resf. °C/s	n°	ZATRGG $\frac{Max - Min}{Med}$	MB Med	MS $\frac{Max - Min}{Med}$	$\Delta t_{800/500(s)}$
2,5	32	28,49	Cp-1	$\frac{290 - 245}{267}$	250	$\frac{266 - 235}{251}$	10,53
	75	21,35	Cp-2	$\frac{268 - 242}{255}$		$\frac{260 - 232}{246}$	14,05
	100	15,75	Cp-3	$\frac{256 - 234}{245}$		$\frac{251 - 198}{225}$	19,04
3,0	32	22,12	Cp-4	$\frac{275 - 258}{266}$		$\frac{277 - 233}{255}$	13,56
	75	18,38	Cp-5	$\frac{260 - 248}{254}$		$\frac{232 - 197}{215}$	16,32
	100	13,03	Cp-6	$\frac{252 - 217}{234}$		$\frac{220 - 198}{209}$	23,01

A junta soldada com energia de soldagem de 2,5 kJ/mm e espessura de 16mm sem pré-aquecimento, apresentou na ZATRGG dureza mínima de 245 HV₁₀, máxima de 290 HV₁₀ e dureza média de 267 HV₁₀, compatível com a sua microestrutura enquanto nas mesmas condições, com pré-aquecimento de 75 °C e 100°C, os valores de dureza mínima foram 242 HV₁₀ e 234 HV₁₀, os valores de dureza máxima foram de 268 HV₁₀ e 256 HV₁₀ e os valores de dureza média de 255 HV₁₀ e 245 HV₁₀ respectivamente. Neste caso, observa-se uma redução dos valores de dureza com o aumento do pré-aquecimento, quando foi mantido constante o valor de energia de soldagem.

Nas juntas soldadas com energia de soldagem de 3,0 kJ/mm, sem pré-aquecimento a dureza mínima foi de 258 HV₁₀, a dureza máxima 275 HV₁₀, e a dureza média 266 HV₁₀. Enquanto que nas condições com pré-aquecimento de 75°C e 100°C, os valores de dureza mínimos, máximos e médios foram respectivamente: 248 HV₁₀, 277 HV₁₀, 260 HV₁₀, 252 HV₁₀, 254 HV₁₀ e 234 HV₁₀. O gráfico da figura 5.15, mostra a relação entre dureza máxima e condições de pré-aquecimento da junta soldada, na ZATRGG.

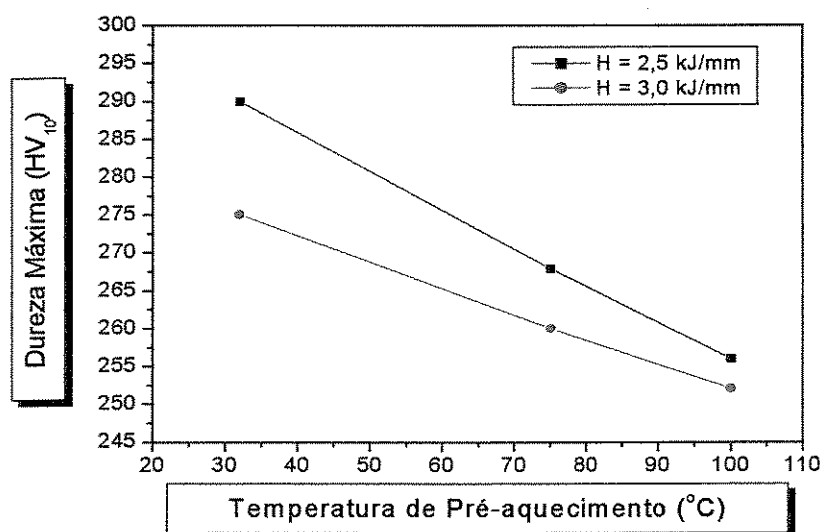


Figura 5.15 – Variação da dureza máxima com a temperatura de pré-aquecimento e condições de soldagem com energias de 2,5 e 3,0 kJ/mm.

Vários pesquisadores avaliaram a temperatura máxima na ZATRGG, pelo método “In Situ” em diferentes tipos de aço PHILLP (1983) mediu em aço C – Mn soldado pelo processo SAER, a temperatura de pico de 1300 °C a 0,38mm da linha de fusão, com energia de soldagem de 1,4 kJ/mm. ARAÚJO (1990) obteve em aços estruturais, soldados pelo processo SAS, com energias de soldagem na faixa de 3,5 a 8,3 kJ/mm, alcançando temperaturas de pico na faixa de 1022 a 1498°C, sendo esta ultima medida na linha de fusão. LEAL (1995), obteve em aço ARBL temperado e revenido, soldado pelo processo SAT temperaturas de pico na ordem de 1275 a 1176°C na ZATRGG com energia de soldagem de 1,5 e 2,0 kJ/mm. SOBRINHO (1999), mediu em aço ARBL, soldado pelo processo SAMG, temperaturas de pico na faixa de 1186 a 1485°C com energias de soldagem de 0,87 e 1,23kJ/mm na ZATRGG a 0,5mm.

Dos resultados das pesquisas supra citadas, verifica-se que as temperaturas máximas obtidas na ZATRGG no presente trabalho entre 1349 a 1485°C, enquadram-se na faixa de temperaturas correspondentes a ZATRGG, confirmando assim o correto posicionamento dos termopares nesta região, contíguo à linha de fusão, resultados observados pelas análises microestruturais. Entretanto, verificam-se diferenças entre os valores das temperaturas, em ambos os casos para os termopares situados a distâncias semelhantes da linha de fusão. Isto se deve aos diferentes processos de soldagem, às diferentes energias de soldagem e composições químicas dos aços estudados.

Foram observadas, pelas micrografias das amostras e pelos resultados obtidos nos ciclos térmicos, claras tendências para aumento da largura da ZAT ($\Delta t_{800/500}$) e do tempo de retenção acima de 1000°C (Δt_{1000}), com aumento da energia de soldagem e da temperatura de pré-aquecimento, como mostra a tabela 5.1. THAULOW *et alli* (1987), estudando a tenacidade da ZAT em aços microligados, observaram aumento no tempo de resfriamento ($\Delta t_{800/500}$) e na largura da ZAT, com o aumento da energia de soldagem.

LEAL (1995) observou aumento da largura da ZAT, do tempo de resfriamento e do tempo de retenção acima de 1000°C com o aumento da energia de soldagem e da temperatura de pré-aquecimento e SOBRINHO(1999), também observou tanto no aumento do tempo de resfriamento ($\Delta t_{800/500}$) quanto no tempo de retenção acima de 1000°C (Δt_{1000}), com o aumento da energia de soldagem e do pré-aquecimento.

Todos esses pesquisadores observaram pelo menos uma das tendências observadas no presente trabalho.

A ocorrência dos fenômenos anteriormente citados reside no fato de que, quanto maior for a energia de soldagem, maior será a extensão do MB afetado pelo calor e mais lento será o fluxo de calor através desta região, em virtude da redução no seu gradiente térmico, o que aumenta a largura da ZAT e o tempo de resfriamento, como ilustra o gráfico da figura 5.16. Se o metal de base se encontra pré-aquecido, o calor induzido neste durante a operação de soldagem, fluirá lentamente devido a redução causada pelo pré-aquecimento no gradiente térmico, aumentando assim o tempo de resfriamento ($\Delta t_{800/500}$) e a largura da ZAT, que crescem juntamente com o pré-aquecimento.

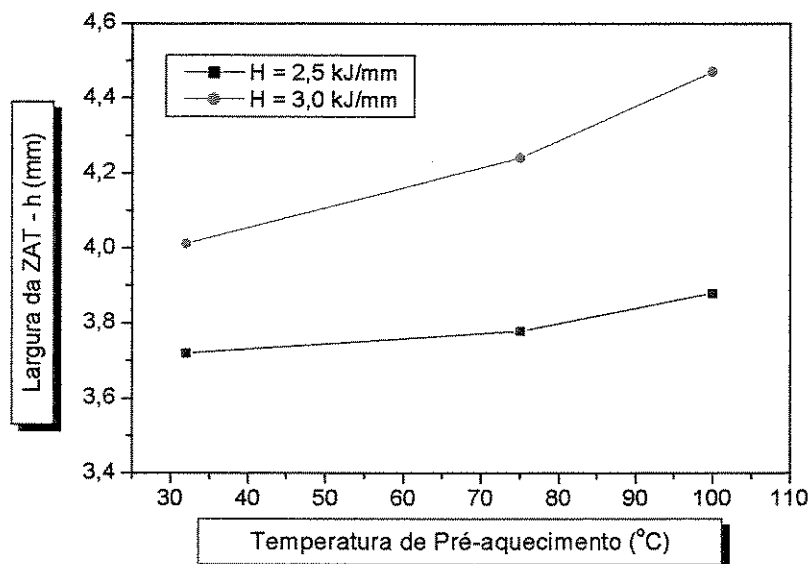


Figura 5.16 – Variação da largura da ZAT com a temperatura de pré-aquecimento e condições de soldagem com energias de 2,5 e 3,0 kJ/mm.

O tempo de retenção acima de 1000°C (Δt_{1000}), é o tempo total gasto para passar da temperatura de 1000°C até a temperatura de pico, no aquecimento, e desta à temperatura de 1000°C no resfriamento. Quanto maior for a energia de soldagem ou a temperatura de pré-aquecimento para uma dada condição de soldagem, menor será o gradiente térmico na região soldada e, por conseguinte, mais lento será o fluxo de calor, tendo como consequência um maior tempo de retenção acima de 1000°C, o que se traduz em um maior tamanho de grão.

A técnica adotada para medida dos ciclos térmicos na ZATRGG próxima da raiz do MS, (contorno da linha de fusão), aparentemente, não causou distúrbios excessivos no fluxo de calor devido a presença dos furos nas chapas. Isto foi confirmado através de micrografias das amostras ensaiadas, que revelaram uniformidade no perfil do MS e linha de fusão, como pode ser observado também na macrografia da figura 5.1. Caso houvesse ocorrido interferência do furo no fluxo de calor, teria havido deslocamento localizado da linha de fusão em direção à extremidade do furo, o que não foi observado na microscopia ótica. Assim adotou-se o procedimento de usinagem para execução do furo perpendicular à face de chanfro da amostra Tekken, de modo que o termopar ficasse preso no fundo do mesmo, na posição normal a linha de fusão. O pequeno diâmetro de 2,75mm, adotado para estes furos, segue procedimento semelhante ao da literatura.

Comparando-se os valores de dureza obtidos na ZATRGG com aqueles obtidos no MB, verifica-se que existe uma diferença não muito acentuada entre os mesmos para as condições de soldagem com energia de 2,5kJ/mm e pré-aquecimento de 75°C e 3,0 kJ/mm com pré-aquecimento de 75°C, conseguindo-se com isto, um objetivo sempre desejável em uma junta soldada, que é o de apresentar propriedades mecânicas similares às do metal de base. Além disto, esta proximidade nos valores de dureza dá a indicação de microestruturas compatíveis, reforçando o que havia sido constatado pela análise microestrutural. Portanto, diferentes energias de soldagem associadas a diferentes temperaturas de pré-aquecimento, podem levar a ciclos térmicos similares, que resultam em microestruturas, morfologia da ZAT e durezas com valores aproximados. Assim fica evidenciado a generalidade que permite o estudo da medida de ciclos térmicos, pois através da inter-relação do tempo de resfriamento ($\Delta t_{800/500}$), por exemplo, com a microestrutura, este conhecimento poderá ser aplicado aos mais variados casos de projeto, que por fatores dimensionais e geométricos exijam a utilização de diferentes energias de soldagem .

5.2 Trincas a Frio

Na procura de determinar as condições ótimas de utilização do aço em estudo, com relação à soldagem, uma questão de grande interesse foi o risco da ocorrência de trinca a frio na junta soldada. Como informamos nos capítulos 1 e 2, entre esses fatores essenciais que as causam, estão a presença de hidrogênio que se difunde do MS para a ZAT, a existência de tensões de origem interna e ou externa aplicada à junta soldada, a temperatura e presença de microconstituintes susceptíveis ao trincamento, este provavelmente sob a ação dos três primeiros fatores.

A trinca a frio pode ocorrer tanto no MS quanto na ZAT região de grãos grosseiros, portanto, a análise visou observar a ocorrência de trinca nestas regiões. Após análise cuidadosa, observou-se que, na soldagem através do processo SAT, com os parâmetros utilizados neste trabalho, não foram apresentados sinais de tais trincas em nenhuma das condições apresentadas na tabela 5.1, confirmando o que já era esperado em função das características do processo acima citado e do resultado do carbono equivalente do aço e do arame.

Capítulo 6

6.1 Conclusões e Recomendações para Trabalhos Futuros

6.1.1 Conclusões

As principais conclusões obtidas neste trabalho foram:

O método “In Situ” associado ao sistema de aquisição de dados utilizado no presente trabalho mostrou-se eficaz e adequado para medida dos ciclos térmicos na ZATRGG, permitindo a medida da temperatura máxima assim como a de ($\Delta t_{800/500}$) e (Δt_{1000}).

O aumento da largura da ZAT, ($\Delta t_{800/500}$) e (Δt_{1000}) com a elevação da energia de soldagem e temperatura de pré-aquecimento, foi comprovado no presente caso.

O comportamento observado na microestrutura e dureza da ZATRGG está diretamente relacionado com as variações ocorridas na energia de soldagem, temperatura de pré-aquecimento e conseqüentemente nos tempos de resfriamento de ($\Delta t_{800/500}$) e permanência acima de 1000°C (Δt_{1000}).

O processo SAT e os parâmetros utilizados mostraram-se adequados e viáveis para soldagem do aço COS – AR 50, tendo-se em vista a não ocorrência de trincas a frio nas condições dos ensaios realizados.

6.1.2 Recomendações

No desenvolvimento deste trabalho alguns aspectos não foram devidamente abordados com maiores detalhes devido algumas limitações de infra-estrutura de laboratórios.

Portanto sugere-se como objeto de estudo para trabalhos posteriores as seguintes alternativas:

Estudo das temperaturas de transformação microestrutural na ZAT através de inflexões nas curvas de temperatura X tempo no resfriamento, obtidas pelo método “In Situ”.

Desenvolvimento de um sistema de aquisição de dados para soldagem, que permita capturar além dos parâmetros de soldagem (tensão, corrente, velocidades) os parâmetros relacionados as equações de fluxo de calor a as propriedades físicas do aço em estudo.

Desenvolvimento de um modelo matemático para determinar as tensões impostas a junta soldada para o teste Tekken e o efeito da intensidade de restrição no trincamento, através da aplicação da técnica de extensometria.

Estudo do efeito da difusividade do hidrogênio na ZAT de juntas soldadas dos aços COS – AR 50.

Referências Bibliográficas

AKSELSSEN, O. M. & SIMONSEN, T. Techniques to examining transformation behavior in weld metal and HAZ, a state of art review, welding in the World 25 (1/2); 26 – 34, 1987.

AKRITOV, A. S. Effect of the welding thermal cycle and heat treatment on the structure and properties of the heat affected zone metal of welded joints in 0962SBF Quenched and tempered ferritic-pearlite steel. Welding International 5(4), 1991.

ALCÂNTARA N.G. de. Métodos de avaliação da soldabilidade de aços de alta resistência. In: Congresso Latino Americano de Soldadura, VII Congresso Venezuelano de Soldadura, Caracas – Venezuela 1987, Anais.

ALCÂNTARA N.G. de. Tecnologia de Soldagem. Universidade Federal de São Carlos, DEMA, São Carlos – SP, 1991, 192 p.

ALCÂNTARA N.G. de. Trincas a frio causadas pelo hidrogênio – Problemas e Soluções. In: Simpósio de Tecnologia de soldagem da Região Sul, 1, Porto alegre – RS, 22-26, Set. 1986, p. 31-50, Anais.

ALCÂNTARA, N.G. de. Weld metal hydrogen cold cracking. Cranfield Institute of Technology – School of Industrial Science, 322 p., Cranfield, April 1982 (Ph. D. Thesis).

American Welding Society. Welding Handbook. 7. ed., Miami, USA, v. 4 1984.

American Welding Society: Banco de dados. Disponível em: <<http://www.aws.org/w/s/research/>>. Acesso em 08 de agosto de 2003.

ANDRADE, A. M. V. A study of the coarse grained heat affected zones in ferritic steels. Cranfield Institute of Technology, School of Industrial Science, 319 p., Cranfield, Feb. 1985, (Ph. D. Thesis).

ARAUJO, C.L.D. A study of coarse grain heat affected zone of accelerated cooled structural steels. Cranfield Institute of Technology, School of Industrial Science, 260 p., Cranfield, November, 1990 (Ph. D. Thesis).

BARLOW, J. A. Measurement and analysis of thermal cycles in submerged arc welding. The welding Institute Research Bulletin: 5 – 8, January 1982.

BARLOW, J. A. & PERCIVAL, D. F. An initial study of thermal cycle prediction in submerged-arc welds. The Welding Institute Research Report 218/1983, 20 p., June 1983.

BLODGETT, W. Calculating cooling rates by computer programming. Welding Journal 19: 19 – 34, March 1984.

CAMPOS, W. R. C.; MARQUES, P. V.; MARTINS, G. Ciclos térmicos de soldagem. In: XVII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, Anais Recife, ABS: 497 – 513, Setembro, 1991.

CONNOR, L.P. Welding Technology. Welding handbook. V.1. 8ed. P.66-87. 1987.

COSIPA: banco de dados. Disponível em: <<http://www.cosipa.com.br/Secao/0,1576,17-764,00.html>>. Acesso em 24 de junho de 2003.

ESAB: Banco de dados. Disponível em: <http://esab.com.br/literatura_op.html>. Acesso em 25 de maio de 2003.

ESAB. Catálogo Arames tubulares – proteção gasosa 2003.

COWARD, D & APPS, R. L. Measurement of thermal cycles in the weld heat affected zone of mild steel. The College of Aeronautics, Institute of Technology, Cranfield, September 1967.

EASTERLING, K. Introduction to the physical metallurgy of welding. Butterworths & Co. Ltd., London, 1983, 231 p.

FAIRCHILD, D. P.; BANGARU, N. V.; KOO, J. Y.; HARRISON, P.L. & OZEKIN, A. A study concerning intercritical HAZ microstructure and toughness in HSLA steel. Welding Journal, Dec., p. 321s – 329s, 1991.

FARRAR, R. & HARRISON, P.L. Acicular Ferrite in Carbon-Manganese Weld Metals: an Overview Journal of Material Science, 22(4): 3812-3820, 1987

GONÇALVES, G.M.B. Estudo comparativo da ZAT de aço ARBL soldado pelo processo a arco submerso com e sem adição de pó de ferro. EESC. São Carlos – SP, 1991, 101p. (Dissertação de Mestrado).

GRANJON, H. & GAILLARD, R. Possibilités offertes par l'analyse thermique "in situ" pour des transformations de l'acier au cours du soudage. Revue de Metalurgie 64(4) 335 – 349, 1967.

GRANJON, H. "Problèmes Métallurgiques Associés au Soudage des Aciers". Soudage et Techniques Connexes: 5-15, Janvier-Février, 1975.

GRONG, & MATLOCK, D. K. Micro structural development in mild and low-alloy steel weld metals. International Metals Reviews 31(1); 27-48, 1986.

GRONG, O. & AKSELSEN, O. M. HAZ toughness of micro alloyed steels for offshore. Metal Construction, Sep, 557 – 562, 1986.

GUIDE TO THE LIGHT MICROSTRUCTURE EXAMINATION OF FERRITIC STEEL WELD METALS. IIW DOC .Nº IX-1533-88, IXJ-123-87 Revision 2, June 1988.

HEALY, J. & BILLINGHAM, J. Increased use of high strength steels in offshore engineering. *Welding & Metal Fabrication*, Juç. 265 – 272, 1993.

HONEYCOMBE, R. W. K. steels microstructure and properties. 2 ed., London, Eduard Arnol (Publishers) Ltd, 1982, 348 p.

Introductive Welding Metallurgy. American Welding Society, Miami – USA, 1979, 152 p.

KOHNO, R. & JONES, S. B. An initial study of arc energy and thermal cycles in the submerged-arc welding of steel. The Welding Institute Research Report 81/1978/PE, December 1978.

LANCASTER, J. F. Metallurgy of Welding. 3 ed., London, George Allen & Unwin Ltd., 1980, 254 p.

LEAL, V.S. Ciclos térmicos na zona afetada termicamente de um aço de alta resistência soldado pelo processo SAT. UFSCar – DEMA, São Carlos – SP. 1995. 109p.

LINNERT, G. E. Welding Metallurgy; Carbon and alloy steels. V. 1, Fundamentals, Published by American welding Society, New York, 1967, 474 p.

LIU, S. & BRACARENSE, A. Q. Desenvolvimento da soldagem de aços de alta resistência e baixa liga. *Soldagem & Materiais*, Arquivo Técnico 2(2), 6(2), Abr/Jun. 1994.

MACHADO, I.G. Curso de Soldagem, universidade federal do rio Grande do Sul, PPGEMM, Porto Alegre – RS, 134p. 1993.

MACIEL, M. T.; ALCÁNTARA, N. G.; KIMINAMI, S. C. Relação entre a taxa de resfriamento e a microestrutura resultante em juntas soldadas. UFSCar-DEMa, S. Carlos – SP.

MACIEL, THEOPHILO M. Ciclos térmicos em metais de solda de aços de alta resistência. Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia, Universidade Federal de São Carlos - SP, 1994, 189 p. (Tese de Doutorado).

MARTINS, S. H & ALCANTARA, N.G. DE – Influência do nível de tensão sobre as trincas induzidas pelo hidrogênio em metais de solda. *Soldagem & Materiais*, 1(2): 38 – 44, Abr/junh, 1989.

MARTINS, S. H. Estudo das trincas induzidas pelo hidrogênio através do ensaio de restrição controlada. Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia, Universidade Federal de São Carlos – SP, 1990, 88 p. (Dissertação de Mestrado).

MODENESI, P. J. & ARAÚJO, C. L. Medida e análise de ciclos térmicos utilizando um equipamento baseado em microprocessador. In: XVII Encontro Nacional de Tecnologia da soldagem, I Anais, ABS: 177 – 192, Setembro, 1991.

MODENESI, P. J. MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. dos. Curso de metalurgia de soldagem. Universidade Federal de Minas Gerais, DEM, Belo Horizonte – MG, 1985, 388 p.

MULLER, L. R. & ALCÂNTARA, N. G. de. Obtenção e caracterização das curvas de resfriamento direto em metais de solda. In: Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem, XII, Campos do Jordão, 5 – 8 Out. 1986, Anais.

MYHR, O. R. & GRONG, O. Dimensionless Maps for Heat Flow Analysis in Fusion Welding. *Acta Metal*, 38, 449-460, 1990.

PERDIGÃO, S.C. Instruções para Classificação dos Constituintes Microestruturais do Metal de Solda dos Aços Ferríticos, Utilizando Microscopia Ótica. In: Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem, XII. Campos do Jordão, 1986, p212-228, Anais.

PHILLIP, R. H. “In situ” determination of transformation temperature in the weld heat-affected-zone. *Welding journal* 62(1): 12-18, 1983.

PHILLIP, R. H. Improved techniques for determining transformation temperatures during simulated welding conditions, *Welding Journal*, Nov., 547 – 552, 1968, Ref. [8].

REBELLO, J.M.A. Soldagem II. Instituto Brasileiro de Qualidade Nuclear. 1985, 270 p.

REIS SOBRINHO, J.F. dos. Estudo dos ciclos térmicos na zona afetada termicamente da junta soldada de aços de alta resistência. UFSCar – DEMA, São Carlos –SP. 1999. 98p.

ROSENTHAL, D. The Theory o Moving Sources of Heat and Its Application to Metal Treatments. Transactions of the A.S.M.E., 849 – 866, Nov. 1946.

SUSUKI, H. & TERASAKI, T. Estimating Critical Stress and Preheat Temperature to Avoid Cold Cracking in Implant and JIS-Y Testy. IIW IX-1417-86, May 1986, 14p.

TECCO, D. G. Thermal cycle and HAZ characteristics of single pass welds in HSLA steels. Cranfield Institute of Technology, School of Industrial Science. 162 p., Cranfield, December 1985 (Ph. D. Thesis).

THAULOW, C.; PAAUW, A.; GUTTORMSEN, K. The heat affected zone toughness of low carbon micro alloyed steel. Welding Journal 66(9); 266s – 279s, September 1987.