

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

ESCOLA DE ENGENHARIA

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA

CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MINAS

AVALIAÇÃO DA SIMULAÇÃO DE CICLOS
TÉRMICOS DE SOLDAGEM EM EQUIPAMENTO
DE AQUECIMENTO INDUTIVO

WAGNER REIS DA COSTA CAMPOS

MARÇO/1991

AVALIAÇÃO DA SIMULAÇÃO DE CICLOS TÉRMICOS DE SOLDAGEM EM
EQUIPAMENTO DE AQUECIMENTO INDUTIVO

Wagner Reis da Costa Campos

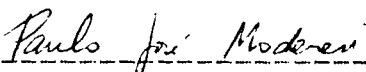
Dissertação submetida à Comissão Examinadora designada pelo Colegiado do Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica.

Aprovada em 08 de março de 1991

Por:



Prof. Paulo Villani Marques, M.Sc. (UFMG)
Orientador



Prof. Paulo José Modenesi, M.Sc., Ph.D. (UFMG)

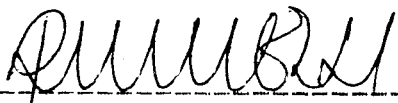


Prof. Vicente Tadeu Lopes Bueno, M.Sc. (UFMG)



Eng. Geraldo de Paula Martins, M.Sc. (CDTN/CNEN)

Aprovado pelo Colegiado do CPGEM.



Prof. Renato Minelli Figueira
Coordenador do CPGEM/UFMG

AGRADECIMENTOS

- Ao orientador Paulo Villani Marques, pelas sugestões e dedicada orientação.
- Ao engenheiro Geraldo de Paula Martins pelo incentivo e valiosas sugestões.
- Aos integrantes do Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear - CDTN da Comissão Nacional de Energia Nuclear - CNEN, em especial aos colegas do Departamento de Tecnologia de Materiais pelo incentivo e inestimável colaboração, em especial aos colegas, Paulo de Tarso, Geraldo Scoralick, Eduardo Gomes, Liessi Luis dos Santos, Selma Correia, Mirian Sepúlveda, Orlando Mallaco, Antônio Santiago, José Gomes, e a todos os omitidos, que sem dúvida foram muitos, mas que certamente pelo apoio e colaboração tornaram possível a realização deste trabalho.
- A Comissão Nacional de Energia Nuclear - CNEN, pelo apoio econômico e permissão para a realização deste trabalho.
- A colega Márcia V.L.S. Fagundes e Rogério D. Silva pelo árduo trabalho de datilografia.

*A meus pais e
à Janete.*

A meus pais e
à Janete.

RESUMO

Este trabalho procura avaliar a simulação de ciclos térmicos de soldagem em equipamento indutivo, enfocando principalmente a produção de amostras simuladas com dimensões vantajosas e homogeneidade microestrutural e mecânica ao longo de seu comprimento e espessura, que representem uma região definida da zona afetada pelo calor de uma junta soldada.

O equipamento foi desenvolvido a partir da adaptação de uma fonte de energia de alta potência (50 kW) e média frequência (4,8 kHz).

A homogeneidade das amostras simuladas foi verificada a partir de medidas de dureza Vickers com carga de 5 kgf e por análise metalográfica ao longo de todo o comprimento e espessura da mesma.

A simulação de ciclos térmicos de soldagem foi verificada por comparações dos resultados de ensaios mecânicos e metalográficos de amostras simuladas e de amostras da zona afetada pelo calor das juntas soldadas.

Avaliou-se ainda a viabilidade do uso deste equipamento na simulação de ciclos simples de soldagem, exigidos pela Norma alemã KTA-1.406 utilizada na qualificação de aços estruturais utilizados em vasos de pressão e contenção de reatores nucleares.

ABSTRACT

The simulation of welding thermal cycles using inductive equipment has been studied. Simulated samples with mechanical and microstructural homogeneity, representative of a well defined Heat Affected Zone HAZ welded joint were produced.

This equipment was developed by the adaptation of high power (50 kW) and medium frequency (4,8 kHz) energy supply.

Metallographic analysis and hardness (Vickers HV-5) measurements along of the whole samples in order to verify their homogeneity has been performed.

The results of mechanical and metallographic tests of simulated samples and other one extracted from the HAZ were compared.

The utilization of this equipment to simulate simple welding thermal cycles according to the standard specification KTA-1.406 applied on structural steel used in nuclear reactors vessel qualification has been considered.

SUMARIO

	Página
I - INTRODUÇÃO	01
II - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	03
1. Introdução	03
2. Transformação no Estado Sólido em Aços-Carbono e Microligados	03
3. O Ciclo Térmico de Soldagem	06
3.1 Previsão do Ciclo Térmico de Soldagem na Zona Afetada pelo Calor	10
3.2 Equação da Temperatura de Pico	13
3.3 Equação do Tempo de Resfriamento	14
4. Regiões de uma Junta Soldada por Fusão	17
4.1 A Zona Fundida	18
4.2 A zona Afetada pelo Calor	22
5. Microestrutura de uma Solda por Fusão	24
5.1 Microestrutura da Zona Fundida	24
5.2 Microestrutura da Zona Afetada pelo Calor	28
5.3 Perda das Propriedades Mecânicas da Zona Afetada pelo Calor	30
6. Dificuldade para o Estudo das Diferentes Regiões da Zona Afetada pelo Calor	31
7. A Simulação de Ciclos Térmicos de Soldagem ...	33
7.1 Método Convencional	33
7.2 Método Proposto	34
8. A Norma KTA-1.406	35
8.1 Generalidades	35
8.2 A Amostra	36
8.3 O Ciclo de Simulação	36
III - OBJETIVO	38

	Página
IV - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	39
1. A Adaptação do Forno de Indução	39
2. Material	42
3. Equipamentos	42
4. Metodologia	43
V - RESULTADOS	52
1. Características dos Cordões de Solda	52
2. Características das Amostras Simuladas	55
3. Homogeneidade das Amostras Simuladas	57
4. Comparação entre os Cordões de Solda e as Amostras Simuladas	62
5. Característica da Junta Soldada com Chamfro em 1/2 "V"	63
6. Comparação por Resistência ao Impacto	65
7. Comparação com a Norma KTA-1.406	66
VI - DISCUSSÕES	67
VII- CONCLUSÕES	70
ANEXO I	72
ANEXO II	80
ANEXO III	90
BIBLIOGRAFIA	97

I - INTRODUÇÃO

A zona afetada pelo calor de soldas de aços-carbono e microligados apresenta problemas de perda de propriedades mecânicas, devidos principalmente ao crescimento excessivo de grãos e à microestrutura formada em função do ciclo térmico de soldagem sofrido por esta região. As principais alterações das propriedades mecânicas são: perda da tenacidade, queda da resistência mecânica, trincas geradas a quente, a frio ou ao reaquecimento, etc.

A avaliação das propriedades mecânicas das diversas regiões da zona afetada pelo calor apresenta diversas dificuldades, principalmente quando nesta avaliação é necessária alguma análise de uma região específica, por exemplo: A avaliação da tenacidade por meio do ensaio de impacto Charpy com entalhe em "V", apresenta o problema de não garantir que o entalhe se localize em uma única região e que a fratura se propague somente nesta região microestrutural de interesse. Por meio do ensaio COD (Crack Opening Displacement) tem-se a dificuldade da localização do entalhe para a abertura da pré-trinca de fadiga e a garantia que esta se propague na mesma região microestrutural de interesse.

Estas dificuldades podem ser minimizadas pelo uso de técnicas especiais de tratamento térmico que simulam o ciclo térmico de soldagem, de tal modo que as peças apresentem dimensões suficientes para a retirada de corpos-de-prova para a realização de ensaios mecânicos e metalográficos, e apresentem uma única microestrutura representativa daquela região da solda que se deseja analisar.

As microestruturas encontradas na zona afetada pelo calor dependem principalmente da composição química do material a ser soldado, da quantidade, tamanho e distribuição das

inclusões, do tamanho de grão austenítico e do ciclo térmico de soldagem, particularmente da temperatura máxima alcançada pelas diversas regiões e do tempo de resfriamento entre as temperaturas de 800 e 500°C, para os aços-carbono e microligados, onde ocorrem as principais transformações metalúrgicas.

II - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

1. Introdução

A operação de soldagem representa uma forte agressão ao material, e com isto pode gerar alterações das propriedades físicas e metalúrgicas, que podem comprometer a sua aplicação prática. Em juntas soldadas por fusão, a zona fundida e a zona afetada pelo calor podem apresentar características muito diferentes do metal base, como limites de resistência e escoamento, dureza, ductilidade, resistência à fadiga, resistência à ruptura por fluência e a diferentes formas de corrosão, além de diversos tipos de descontinuidades geométricas.

Nesta revisão, pretende-se apresentar os aspectos mais importantes de uma junta soldada por fusão de um aço-carbono e microligado, e também os motivos pelos quais se teve o interesse de desenvolver um simulador indutivo de ciclos térmicos de soldagem.

2. Transformações Microestruturais em Aços-Carbono e Microligados

As transformações no estado sólido têm uma importância fundamental nos aços, já que elas promovem uma diferenciação das propriedades mecânicas devido ao tratamento termomecânico a que é submetido um material de uma dada composição.

Em ligas Fe-C, somente três fases podem estar presentes no estado sólido em condições de equilíbrio, que são a austenita, a ferrita e a cementita. O intervalo de temperaturas dentro do qual a austenita se forma no aquecimento é também o intervalo em que ela desaparece durante o resfriamento. Este intervalo

de temperaturas é chamado de faixa de temperaturas de transformação. As transformações que ocorrem no aquecimento não ocorrem nas mesmas temperaturas durante o resfriamento, exceto para taxas de variação de temperaturas infinitamente baixas. As temperaturas nas quais ocorrem as transformações são dependentes dos teores de liga de cada material. As mudanças de fase que ocorrem nas transformações envolvem absorção de calor no aquecimento e liberação de calor no resfriamento, além de serem acompanhadas por alterações de volume, isto porque as estruturas não possuem fatores de empacotamento atômico idêntico [1 e 2].

Num aço que esteja entre a temperatura crítica superior (A_{C3}) e a temperatura "Solidus", estrutura austenítica, ocorre um aumento da movimentação térmica dos átomos, que pode produzir um aumento do tamanho de grão. Este aumento do tamanho de grão é proporcional à temperatura e ao tempo em que o aço permanece nesta faixa de temperaturas.

Durante o resfriamento de um aço, como ocorre após a soldagem, a taxa de resfriamento é que vai determinar a estrutura final. Pode-se observar que para muito baixas taxas de resfriamento, a austenita permanece na vizinhança da faixa de temperatura de equilíbrio por um tempo suficiente para que haja nucleação da ferrita nos contornos de grão da austenita. A austenita remanescente pode se transformar em perlita, cuja quantidade vai depender do teor do carbono. Com taxas um pouco mais rápidas, o tempo de permanência próximo a temperatura de equilíbrio é reduzido; com isto a ferrita tende a crescer em forma de placas ou agulhas, a partir da ferrita de contorno de grão, enquanto a austenita remanescente pode se transformar em perlita ou ferrita acicular como resultado do sobre-resfriamento produzido no interior dos grãos primários da austenita. Com taxas ainda mais rápidas de resfriamento, a austenita se transforma em uma estrutura intermediária, formada por placas de ferrita, com carbonetos ou partículas de

martensita-austenita alinhadas, com conseqüente endurecimento do aço. E finalmente quando a taxa de resfriamento é muito alta, o aço não se transforma durante o resfriamento, até que seja atingida a temperatura de início de formação da martensita (M_s) e toda a austenita se transforma em martensita com uma estrutura ainda mais endurecida [3, 4 e 5].

Os fatores marcantes na decomposição da austenita são: a composição química do aço, o tamanho do grão austenítico, a heterogeneidade tanto química como física da austenita, o estado de deformações, devido aos tratamentos termomecânicos, e o ciclo térmico sofrido pelo aço, em particular a velocidade de resfriamento.

As transformações que ocorrem nos aços durante o resfriamento podem ser compreendidas mais facilmente se é dada uma idéia da tendência que o aço tem de se transformar durante os vários estágios deste resfriamento. Muitas informações sobre estas tendências do aço têm sido obtidas pelo estudo das transformações isotérmicas.

Após a soldagem, ocorre um resfriamento contínuo da junta durante o qual o aço passa um tempo definido em cada faixa de temperaturas, sendo este tempo inversamente proporcional à taxa de resfriamento. Com taxas de resfriamento muito lentas a austenita é mantida por bastante tempo na faixa de temperaturas de transformação até aproximar-se do equilíbrio. Para rápidas taxas de resfriamento, este tempo é reduzido de maneira que nem a ferrita ou a perlita possam se formar, até que uma zona de temperatura do diagrama isotérmico seja alcançada, onde as taxas de reação são mais rápidas. Com taxas de resfriamento intermediárias, a situação eventualmente se encontra onde ocorrem pequenos tempos para a reação perlítica ser completada, e mais ou menos austenita persiste abaixo da temperatura inicial de formação de martensita, onde se

iniciará a transformação com o conseqüente endurecimento [1, 3, 4, 5 e 6].

3. O Ciclo Térmico de Soldagem

Um ciclo térmico de soldagem representa a variação de temperatura, ao longo do tempo, para um ponto em uma junta soldada. Geralmente os ciclos térmicos de soldagem representam um tratamento térmico com tempos muito pequenos se comparados com os tratamentos térmicos convencionais, tendo também diferentes temperaturas máximas entre um ponto e outro da junta e também curtos tempos de permanência à temperatura máxima, da ordem de segundos.

As principais características de um ciclo térmico de soldagem são os seguintes: temperatura máxima, velocidades de aquecimento e resfriamento e também o tempo de permanência do material à temperaturas elevadas. Estas características dependem das condições de soldagem, das propriedades térmicas do metal, da forma e espessura da peça, tipo de junta, das condições de resfriamento e da temperatura inicial da peça (temperatura de pré-aquecimento). Os ciclos térmicos de soldagem se diferenciam bastante conforme o processo de soldagem. Para exemplificar esta variação, a Tabela II.1 apresenta um exemplo das características térmicas dos ciclos térmicos de soldagem de um mesmo material para vários processos de soldagem, todos referentes a pontos que atingiram a temperatura máxima de 1.300°C [7].

Os aspectos mais importantes a serem observados nos ciclos térmicos de soldagem são [8, 9 e 10]:

- a distribuição da temperatura máxima, ou de pico, alcançada por cada ponto ao longo da zona afetada pelo calor;

- o tempo em que cada ponto permanece à temperaturas elevadas e
- a taxa de resfriamento do metal de solda e da zona afetada pelo calor, principalmente a taxa de resfriamento entre as temperaturas de 800 e 500°C, onde se acredita que ocorram as transformações estruturais mais importantes.

Tabela II.1 - Exemplos de dados de ciclos térmicos de soldagem para vários processos [7].

PROCESSO	CONDIÇÕES DE SOLDAGEM	VELOCIDADE INSTANTÂNEA DE RESFRIAMENTO (°C/s)	TEMPO DE PERMANÊNCIA A TEMPERATURAS SUPERIORES A 1.000°C (s)
Eletro-escória	e=100 mm I=450 A V=34 - 40 V v=1,17cm/min	0,4	175,0
Arco Submerso	e=12 mm I=730 A V=46 V v=6,7cm/min	4,3	14,0
MAG	e=6,3 mm I= 165 A V=34 V v=20 cm/min	20,0	8,0
Feixe de elétrons	e=10 mm I=250 mA V=30 kV v=40 cm/min	40,0	1,5

e = espessura da chapa

I = corrente de soldagem

V = voltagem de soldagem

v = velocidade de soldagem

A Figura II.1 mostra a configuração do campo de temperaturas, em torno de um arco formado por linhas isotérmicas fechadas em forma de ovoides concêntricos.

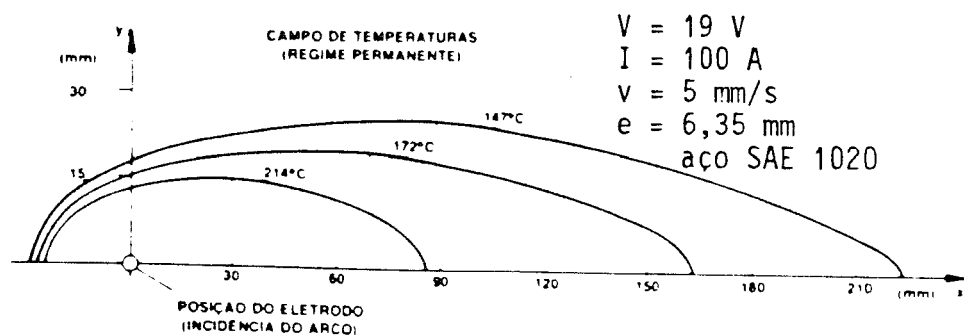


Figura II.1 - Campo de temperaturas no entorno do arco, na forma de ovoides concêntricos [7]

Estes aspectos podem ser considerados como uma descrição típica de um ciclo térmico em que um material está sujeito durante uma operação de soldagem à arco, que nos aços carbono e microligados causam transformações de fase na zona afetada pelo calor.

Como a taxa de resfriamento não é constante ao longo do resfriamento, mas diminui com o tempo, o tempo de resfriamento entre 800 e 500°C é utilizado como um parâmetro característico para um procedimento de soldagem, ou mais propriamente o tempo de resfriamento (Δt_{500}^{800} ou Δt_5^8) para um dado local da zona afetada pelo calor [11].

Como o tempo de resfriamento entre as temperaturas de 800 e 500°C é independente da distância do ponto de interesse à poça de fusão, então, para uma dada espessura de chapa, cada valor

de Δt_{500}^{800} corresponde a uma energia específica de soldagem. Assim, um certo ciclo térmico de soldagem pode ser convenientemente descrito em termos de [12, 13 e 14]:

- a) Temperatura de pico (T_p) - é a temperatura máxima alcançada em um dado ponto na junta soldada. A temperatura de pico indica a possibilidade de ocorrência de uma transformação microestrutural neste ponto. Esta temperatura depende das condições de soldagem, temperatura inicial da peça e da distância do ponto considerado à fonte de calor, que normalmente é tomada em relação à linha de fusão do cordão de solda, que representa um valor de temperatura conhecido, que, é a temperatura de fusão do metal base.
- b) Velocidade de resfriamento ou tempo de resfriamento (Δt) - este parâmetro é muito importante na determinação da microestrutura formada na zona afetada pelo calor de materiais que possam sofrer transformação de fase durante o resfriamento, como, por exemplo, os aços estruturais de um modo geral. Como já mencionado anteriormente, é adotado o tempo de resfriamento entre as temperaturas de 800 e 500°C para representar a velocidade de resfriamento, apesar de se encontrar também a adoção de tempos de resfriamento entre as temperaturas de 800 a 300°C ou entre as temperaturas de 700 e 300°C.
- c) Tempo de permanência ou de encharque (T_e) - o tempo de permanência acima de uma dada temperatura pode ser de interesse em materiais onde a dissolução de precipitados e o crescimento de grão podem ocorrer.

3.1 Previsão do Ciclo Térmico de Soldagem na Zona Afetada pelo Calor

A previsão e interpretação das transformações metalúrgicas que ocorrem em um ponto no metal sólido, próximo a linha de fusão de uma solda, requer algum conhecimento da temperatura máxima ou de pico alcançada por este ponto, e da taxa de resfriamento alcançada em uma dada faixa de temperaturas a que este ponto está sujeito [10].

Diversos tratamentos analíticos e experimentais foram desenvolvidos para estimar a temperatura de pico e as velocidades ou tempos de resfriamento em determinadas faixas de temperatura e para vários processos de soldagem. Um trabalho clássico nesta área, considerado básico por todos os estudiosos do assunto, foi desenvolvido por Rosenthal [15], ele parte da equação diferencial que governa a distribuição de temperaturas em um sólido, admitindo que as constantes físicas não variam com a temperatura, que o material é homogêneo e que o corpo não gere e nem perca calor [9].

Adams, e outros [16, 17], consideraram que para controlar as alterações metalúrgicas em uma solda, as condições térmicas no metal depositado e na zona afetada pelo calor devem ser bem estabelecidas. As equações propostas consideram a distribuição de temperatura máxima na zona afetada pelo calor, as taxas de resfriamento e de solidificação da junta. As formulações propostas são úteis para determinar as temperaturas máximas e o tamanho da zona afetada pelo calor.

Blodgett [18] usou a técnica da integração numérica para desenvolver uma curva adimensional na qual as taxas de resfriamento pudessem ser rapidamente calculadas para uma chapa de aço soldada. Este método permite calcular a velocidade de resfriamento nas temperaturas de 700 ou 540°C. Estas informações podem ser usadas para estabelecer a

temperatura efetiva de pré-aquecimento.

Perdigão [8] sugeriu uma equação polinomial, a partir de um programa baseado no método de elementos finitos aplicado à distribuição das temperaturas em juntas de topo soldadas, desenvolvido para o aço doce, que com pequenos ajustes podem ser aplicados a aços carbono-manganês contendo elementos de micro-adição. A equação é utilizada para o levantamento do tempo de resfriamento entre as temperaturas de 800 e 500°C em juntas de topo soldadas sem pré-aquecimento e para chapas de 25 mm de espessura.

Foi desenvolvido pelo IRSID [19], na França, um nomograma baseado em modelos analíticos e complementado experimentalmente, que permite o cálculo do tempo de resfriamento entre as temperaturas de 800 e 500°C e entre 700 e 300°C.

Pelo método de Inagaki [12], utiliza-se uma equação, baseada em extensas pesquisas sobre a influência de diferentes variáveis de diversos processos de soldagem a arco elétrico, para o cálculo do tempo de resfriamento entre as temperaturas de 800 e 500°C e 800 e 300°C.

Ivens e van den Bergh [11] consideraram que, desde que a taxa de resfriamento não é constante mas decresce com o tempo, então, o tempo de resfriamento entre as temperaturas de 800 e 500°C deve ser usado como um parâmetro de acesso para determinar as características de um procedimento de soldagem. Sugerindo, assim, duas equações para o levantamento deste parâmetro, uma para chapas grossas (fluxo tri-dimensional de calor) e outra para chapas finas (fluxo bi-dimensional de calor). Eles sugeriram também uma simplificação das equações, onde as propriedades físicas do material são levadas em conta.

As equações e ábacos propostos para o levantamento dos ciclos

térmicos de soldagem levam em consideração vários fatores como variáveis para os cálculos, como por exemplo:

- temperatura inicial da chapa ou temperatura de pré-aquecimento;
- temperatura de fusão do material, especificamente a temperatura "Liquidus" do material;
- densidade do material;
- calor específico volumétrico;
- condutividade térmica;
- tipo de junta;
- rendimento térmico do processo ou da soldagem especificamente;
- o processo de soldagem;
- a energia de soldagem;
- a espessura da chapa;
- a faixa de temperaturas em que se deseja o resfriamento;
- as temperaturas críticas para a determinação das taxas de resfriamento;
- a distância do ponto de interesse à linha de fusão e
- diversas constantes empíricas.

3.2 - Equação da Temperatura de Pico

Para este trabalho adotou-se a equação da distribuição da temperatura de pico no metal base, adjacente a linha de fusão, em uma solda de passe único [16, 17]. Com esta equação é possível calcular a que distância da linha de fusão se encontra qualquer ponto da zona afetada pelo calor que se deseja analisar.

$$\frac{1}{T_p - T_o} = \frac{4,13 \cdot \rho \cdot c \cdot e \cdot d}{EL} + \frac{1}{T_f - T_o} \quad (1)$$

onde:

T_p - temperatura máxima ou de pico [$^{\circ}\text{C}$] da peça, a uma distância d [mm] do contorno da linha de fusão em direção ao metal base.

T_f - temperatura de fusão ou de "Líquidus" do material [$^{\circ}\text{C}$]=1.510 [10].

T_o - Temperatura inicial uniforme ou de pré-aquecimento da peça [$^{\circ}\text{C}$].

ρ - densidade do material [g/mm^3].

c - calor específico do metal sólido [$\text{J}/\text{g}^{\circ}\text{C}$].

ρc - Calor específico volumétrico [$\text{J}/\text{mm}^3^{\circ}\text{C}$].

e - espessura da peça [mm].

d - distância da linha de fusão ao ponto onde se deseja calcular a temperatura máxima alcançada [mm].

EL - energia líquida de soldagem [J/mm].

$$E_L = \eta \cdot \frac{E \cdot I}{v} \quad (2)$$

onde:

η - rendimento do processo

E - tensão de soldagem [V]

I - corrente de soldagem [A]

v - velocidade de soldagem [mm/s]

4.13 - fator de ajuste

3.3 Equação do Tempo de Resfriamento

O procedimento geral para o cálculo da taxa de resfriamento da zona afetada pelo calor é determinado para o instante em que o metal base passa por uma temperatura de interesse durante o seu resfriamento. Para temperaturas bem abaixo da temperatura de fusão, a taxa de resfriamento no metal fundido e solidificado e na zona afetada pelo calor é substancialmente independente da posição. Rigorosamente falando, a taxa de resfriamento tem um máximo no centro da solda; porém, a taxa de resfriamento em um ponto próximo ao contorno da linha de fusão é somente poucos por cento menor, sendo assim, pode-se considerar que a taxa de resfriamento próximo ao centro da solda é a mesma. [10]

Para se determinar a equação da taxa de resfriamento de uma solda, deve-se levar em conta o tipo de fluxo de calor que ocorre na chapa, se é de forma bi-dimensional ou tri-dimensional. Para isto deve-se determinar a espessura crítica de transição da chapa (e') [11] entre chapa grossa e chapa fina; entre um intervalo de temperaturas T_1 e T_2 .

$$e' = \sqrt{\frac{EL}{2\rho c} \left(\frac{1}{T_2 - T_0} + \frac{1}{T_1 - T_0} \right)} \quad (3)$$

Se a espessura da chapa (e) for maior que a espessura de transição (e'), a chapa pode ser considerada grossa e o fluxo de calor é tri-dimensional. Se a espessura da chapa for menor que a espessura de transição, será considerada como chapa fina e o fluxo de calor é bi-dimensional.

No cálculo da taxa de resfriamento para o fluxo de calor tri-dimensional tem-se a seguinte equação [10]:

$$R = \frac{2 \pi k (T_c - T_0)^2}{EL} \quad (4)$$

Para o caso do fluxo de calor bi-dimensional, a equação será a seguinte [10]:

$$R = 2 \pi k \rho c \left(\frac{e}{EL} \right)^2 (T_c - T_0)^3 \quad (5)$$

Para este trabalho adotou-se o tempo de resfriamento entre 800 e 500°C para a determinar do tempo de resfriamento da solda, por entender que é a faixa de temperaturas onde ocorrem as principais transformações nos aços carbono e microligados. Então, as equações das taxas de resfriamento foram integradas de forma a ficarem limitadas às temperaturas T_1 e T_2 como forma geral.

Para o fluxo tri-dimensional:

$$R = \frac{dT}{dt} \quad \text{taxa de variação da temperatura em relação ao tempo.}$$

$$\frac{dT}{dt} = \frac{2 \pi k (T_c - T_0)^3}{EL}$$

$$dt = \frac{EL}{2 \pi k} \times \frac{dt}{(T_c - T_o)^2}$$

integrando a equação acima para uma variação de T_c entre T_1 e T_2 tem-se:

$$\Delta t_{T_2}^{T_1} = \frac{EL}{2 \pi k} \left(\frac{1}{T_2 - T_o} - \frac{1}{T_1 - T_o} \right) \quad (6)$$

Para o fluxo bi-dimensional

$$\frac{dT}{dt} = 2 \pi k \rho c \left(\frac{e}{EL} \right)^2 (T_c - T_o)^2$$

$$dt = \frac{1}{2 \pi k \rho c} \left(\frac{EL}{e} \right)^2 \times \frac{dt}{(T_c - T_o)^2}$$

integrado da mesma forma, tem-se

$$\Delta t_{T_2}^{T_1} = \frac{1}{4 \pi k \rho c} \left(\frac{EL}{e} \right)^2 \left[\left(\frac{1}{T_2 - T_o} \right)^2 - \left(\frac{1}{T_1 - T_o} \right)^2 \right] \quad (7)$$

onde, para todas as equações acima:

e' - espessura de transição da chapa [mm], entre chapa grossa e chapa fina.

e - espessura da chapa [mm].

EL - energia líquida de soldagem [J/mm].

T_1 - temperatura crítica superior da faixa de interesse [$^{\circ}C$] (*).

T_2 - temperatura crítica inferior da faixa de interesse [$^{\circ}C$] (**).

T_c - temperatura crítica de interesse [$^{\circ}\text{C}$].

T_0 - temperatura inicial ou de pré-aquecimento da peça [$^{\circ}\text{C}$].

k - condutividade térmica do material [$\text{J}/\text{mm s } ^{\circ}\text{C}$] = 0,028 [10].

ρc - calor específico volumétrico [$\text{J}/\text{mm}^3 ^{\circ}\text{C}$] = 0,0044 [10].

R - taxa de resfriamento da solda [$^{\circ}\text{C}/\text{s}$].

dT - diferencial da temperatura.

dt - diferencial do tempo.

$\Delta t_{T_2}^{T_1}$ - tempo de resfriamento entre as temperaturas T_1 e T_2 [s].

(*) - Adotou-se o valor de 800°C .

(**) - Adotou-se o valor de 500°C .

4. Regiões de uma Junta Soldada por Fusão

O processo de soldagem por fusão é aquele que se utiliza de uma fonte calorífica de energia para produzir uma fusão localizada das peças a serem unidas. A união destas peças se dá pela diluição do metal fundido das duas peças e a posterior solidificação, provocando assim a união metálica. Neste processo pode-se ainda utilizar metal de adição para compor a junta durante a fusão.

A soldagem de uma junta pelo processo de fusão, por envolver pequena quantidade de material fundido e pequenos tempos de processo, pode ser considerada como um processo metalúrgico em escala microscópica, se comparado com outros processos que

envolvam a fusão de metais.

Em uma junta soldada por fusão, a região onde ocorre a fusão, chamada de zona fundida (ZF), e as suas regiões adjacentes, chamadas de zona afetada pelo calor (ZAC), são submetidas a ciclos térmicos, cujas temperaturas de pico variam desde a temperatura ambiente até a valores de ordem da temperatura de ebulição do material. As alterações de temperatura ao longo da junta soldada causam, além da fusão e da solidificação do cordão de solda, variações dimensionais e alterações microestruturais localizadas, que por sua vez provocam variações nas propriedades do material, que podem resultar em efeitos indesejáveis à sua utilização.

4.1 A Zona Fundida

Nos processos de soldagem por fusão a zona fundida, responsável pela ligação das peças, é formada basicamente por contribuições do metal base e do metal de adição, que são misturados, no estado líquido, na poça de fusão. Durante a soldagem, o metal líquido molha perfeitamente os grãos do metal base, não fundidos, com os quais está em contato, e estes são aquecidos até a temperaturas muito próximas do seu ponto de fusão. A partir daí inicia-se a solidificação, que tem a sua velocidade dependente da velocidade de soldagem e pode variar entre cerca de 10^2 e 10^3 milímetros por minuto [20]. Os grãos da zona fundida se formam pelo prolongamento dos grãos do metal base, adjacente ao metal fundido, na forma de grãos colunares; este desenvolvimento é caracterizado pelo crescimento competitivo até o final da solidificação.

Se considerar que não existe uma diferença sensível de composição entre o metal base e a poça de fusão, o que não é estritamente correto uma vez que o metal de adição pode diferir consideravelmente em composição do metal base,

propõe-se que a zona fundida pode ser formada pelas seguintes regiões [21]:

- Região misturada - compreende a maioria do cordão de solda e tem uma composição resultante da mistura do metal base e do metal de adição fundidos na poça de fusão.
- Região não misturada - é a região do metal base fundido, pertencente a camada laminar adjacente ao metal base que não chegou a se misturar com o metal de adição.
- Região parcialmente fundida - compreende a região envolvendo o cordão de solda onde as temperaturas de pico atingiram valores entre o "Líquidus" e o "Sólidus" efetivo do metal base. Esta região corresponde à transição entre a zona afetada pelo calor e a zona fundida.

O modo de solidificação da poça de fusão controla o tamanho e a forma dos grãos solidificados e a natureza e extensão da segregação no cordão de solda. Então pode-se esperar uma certa relação entre o modo de solidificação e as propriedades do cordão de solda. Dentre os problemas mais importantes encontrados na zona fundida podem-se citar os seguintes [22, 23, 24]:

- alterações nas propriedades mecânicas devido ao padrão de segregação, tanto em escala macroscópica como microscópica, devido ao aumento do teor de soluto e impurezas no centro do cordão. Isto pode estar relacionado com a precipitação e formação de filmes de inclusões não metálicas nos contornos de grão, ou mudanças na microestrutura em relação ao resto do cordão.
- a formação de um plano de fragilização no centro do cordão, devido a forma de solidificação, onde duas frentes de solidificação vindas de lados opostos se encontram. Este

efeito é mais pronunciado em cordões largos, onde foram utilizados processos de soldagem com alta energia e alta taxa de deposição.

- o aparecimento de fissuras ou trincas quando o material não é capaz de absorver as deformações, isto é, quando as tensões de tração atingem o limite de resistência do material e causam sua ruptura. Estas tensões de tração são causadas pelas tensões e contrações térmicas localizadas, pela variação de volume nas transformações de fase, por restrições das peças com o restante da estrutura, etc.
- apesar de menos comum, a fissuração pelo hidrogênio pode atingir a zona fundida. Ela se inicia quando o material está entre as temperaturas de + 200°C a - 100°C. Sua formação se inicia após um período de incubação que pode durar desde alguns minutos até a várias horas. Considera-se que cerca de 48 horas após a soldagem a fissuração por hidrogênio já se completou e que seu crescimento é lento e descontínuo. É mais comum em processos de soldagem que empregam baixa energia.
- a fissuração no reaquecimento, mais comum em soldas de aço com parede de grande espessura, ocorre durante o tratamento térmico de alívio de tensões, utilizados para reduzir o alto nível de tensões residuais neste tipo de solda, evitando distorções e corrosão sob tensão e reduzindo o risco de fratura frágil. Pode ocorrer também em componentes que trabalham a temperaturas elevadas. Este tipo de fissuração aparece com mais frequência na zona afetada pelo calor.

Os principais problemas encontrados na zona fundida de peças de aço soldadas podem ser solucionados atuando diretamente na poça de fusão, fazendo um controle da composição do material de adição e no grau de restrição da junta, como por exemplo [22 e 24]:

- fazer um bom controle da limpeza da junta para evitar acúmulo de impurezas na poça de fusão, como camadas de óxidos e materiais ricos em enxofre e carbono.
- reduzir o teor de hidrogênio com uma boa secagem, reduzindo o teor de umidade, dos eletrodos e fluxos de soldagem.
- fazer uma escolha adequada do material de adição, de forma a reduzir o oxigênio da poça de fusão, utilizando desoxidantes como o silício e o manganês, reduzindo assim a evolução do monóxido de carbono e a oxidação de elementos de liga, que podem causar porosidades e inclusões.
- evitar o uso de processos com altas energias de soldagem, alta diluição e cordões largos com altas taxas de deposição, por favorecer maior nível de segregação da junta.
- evitar abertura de raiz muito grande, alinhamento inadequado da junta, controlar o ângulo da junção de reforço com a superfície, evitar descontinuidades como trincas, mordeduras e falta de penetração, fazendo uma seleção correta da junta e dos chanfros.
- realizar tratamentos térmicos subcríticos pós-soldagem, quando as dimensões da peça assim permitirem e se os tratamentos não causarem fissuração por reaquecimento, para reduzir o nível de tensões residuais.
- deve-se prever também a perda da resistência mecânica da junta, fazendo o cálculo dimensional correto para a região da solda.

4.2 A Zona Afetada pelo Calor

A zona afetada pelo calor de uma junta soldada por fusão é aquela região do metal base submetida ao aquecimento a temperaturas desde a temperaturas imediatamente abaixo da temperatura de fusão até a temperatura ambiente, ou inicial da peça. A resposta do material a esta variação térmica pode provocar mudanças microestruturais localizadas dentro de certas faixas de temperaturas, podendo assim alterar as propriedades mecânicas do material. Estas alterações estão basicamente relacionadas com as características dos ciclos térmicos de soldagem (variáveis do processo) e às características do metal base [22].

Em ligas de aços transformáveis, onde estão incluídos os aços-carbono e microligados, a zona afetada pelo calor é caracterizada pelas seguintes regiões [1,25]:

- Região parcialmente fundida - localizada entre a região não fundida do metal base e o metal de solda totalmente fundido.
- Região transformada - é a região do metal base adjacente a linha de fusão onde as transformações metalúrgicas foram claras. Inclui as regiões do metal base onde a temperatura foi superior à temperatura de transformação.
- Região parcialmente transformada - corresponde àquelas regiões do metal base aquecidas à temperaturas inferiores a temperatura de transformação, onde o aço sofre modestas alterações na microestrutura.

A formação da zona afetada pelo calor está condicionada basicamente aos aspectos característicos dos ciclos térmicos sofridos pelo metal base durante a soldagem e às características metalúrgicas do mesmo, que, devido às transformações metalúrgicas e do desenvolvimento de um

complexo estado de tensões e deformações, podem resultar em características não desejáveis no metal base. Os problemas de perda das propriedades mecânicas na zona afetada pelo calor são, de uma forma geral, os seguintes [22, 23, e 24]:

- perda da tenacidade na região de crescimento de grão em liga, de estrutura cúbica de corpo centrado.
- devido às variações volumétricas, por transformações metalúrgicas ou dilatação e contração térmica durante a soldagem as peças podem sofrer tensões residuais e distorções que podem afetar o desempenho em serviço, bem como suas dimensões e forma.
- as tensões residuais podem, ainda, ultrapassar o limite de resistência do material, e, com isto, além de deformações e corrosão sob tensão, gerar trincas por difusão de hidrogênio e envelhecimento por deformação.
- a fissuração por reaquecimento, mais comum em chapas de aço de grande espessura, podem ocorrer durante os tratamentos térmicos pós-soldagem ou em equipamentos que trabalhem à temperaturas elevadas, podendo aparecer trincas na região de crescimento de grão. Os fatores que contribuem para este tipo de fissuração são: a composição da liga sensível, microestrutura da zona afetada pelo calor sensível, tensões residuais elevadas e com certo grau de triaxialidade e a temperatura atingida pela peça após a soldagem.

Os problemas encontrados na zona afetada pelo calor são de solução mais difícil do que os encontrados na zona fundida, pois não se pode atuar na composição do metal base como na poça de fusão. Algumas das soluções para esses problemas são as seguintes [22, 24 e 26]:

- em casos onde é possível, utilizar um metal base com uma

melhor composição química, como por exemplo utilização de um material com menor teor de carbono ou carbono equivalente, reduzindo a temperabilidade e endurecimento da microestrutura; materiais ligados com alumínio entre 0,01 e 0,02%, titânio ou vanádio inferior a 0,1%, e ainda molibdênio, níquel ou cromo, que podem causar uma redução na granulação e assim melhorar a tenacidade.

- em casos onde não é possível a utilização de outro metal base, deve-se fazer um controle dos parâmetros de soldagem, controlando o ciclo térmico de soldagem, principalmente o tempo de resfriamento, e, se necessário, usar pré-aquecimento.
- em alguns casos, quando possível, deve-se tratar termicamente a junta para reduzir o nível de tensões residuais e de dureza, caso este tratamento não provoque fissuração por reaquecimento.
- Pode-se ainda, para se definir quais as soluções que devem ser tomadas para melhorar as propriedades da zona afetada pelo calor, utilizar de testes indiretos de soldabilidade do metal base; entre eles estão os de simulação de ciclos térmicos de soldagem.

5. Microestrutura de uma Solda por Fusão

5.1 Microestrutura da Zona Fundida

Durante o aquecimento na soldagem de aços-carbono e microligados, a zona fundida torna-se austenítica e, no resfriamento se decompõe resultando em diferentes produtos que aparecem em diferentes proporções, tanto em função do estado inicial da austenita, como das condições de resfriamento e das solicitações mecânicas resultantes da solda. As fases

resultantes da decomposição da austenita são basicamente: ferrita, cementita e martensita. Como resultado da ação dos diferentes mecanismos de transformação, estas fases podem aparecer segundo uma série de morfologia que podem ser classificadas como [27, 28 e 29]:

- Ferrita de contorno de grão - os cristais de ferrita nucleiam e crescem nos contornos de grão da austenita, a altas temperaturas (800 - 850°C), e são os primeiros constituintes a serem formados. A ferrita de contorno de grão tem uma granulação relativamente grande, apresentando baixa resistência à clivagem. Entre seus grãos, há uma certa quantidade de constituintes ricos em carbono e impurezas que podem se agrupar, por segregação, durante a transformação de fase, causando uma redução na resistência à fratura. Por isto a ferrita de contorno de grão é considerada como um constituinte indesejado na microestrutura de uma junta soldada.

- Placas laterais de ferrita - elas tem a forma de placas ou agulhas, que se nucleiam à partir dos contornos de grãos austeníticos e crescem através de planos bem definidos dentro da matriz. Podem também se iniciar a partir de grãos de ferrita de contorno de grão já existentes. Devido ao menor teor de carbono da ferrita em relação à austenita, entre as placas de ferrita e a austenita há um enriquecimento de carbono que dá origem a regiões de perlita e outros constituintes ricos em carbono. As placas laterais de ferrita apresentam grãos relativamente grosseiros, apresentando uma pequena diferença de orientação cristalina entre si. São considerados como constituintes frágeis e por isto indesejáveis na estrutura de uma junta soldada.

- Ferrita poligonal e acicular - se o tamanho do grão austenítico for suficientemente grande em relação aos grãos ferríticos, que crescem à partir do seu contorno, e, havendo

sítios para a nucleação intergranular, podem se formar grãos de ferrita poligonal ou acicular. A ferrita poligonal é menos frequente, pois as baixas temperaturas favorecem mais a formação da ferrita acicular. A ferrita acicular se caracteriza pelo fino tamanho de grão, alta densidade de deslocamentos e pelo contorno de grão de alto ângulo, proporcionando um excelente balanço entre a resistência à tração e ao impacto, não sendo assim considerado um constituinte indesejado.

- Perlita - a perlita é um constituinte formado por um agregado de ferrita com carbonetos eutetóide. Ela é encontrada em pequena quantidade, geralmente próxima às bandas de ferrita de contorno de grão e às placas laterais de ferrita. As suas propriedades mecânicas dependem muito do espaçamento interlamelar e da largura das lamelas, quanto mais finas as estruturas mais tenazes elas são, e, neste caso, não são considerados como constituintes indesejáveis em uma junta soldada.
- Constituintes intermediários - bainita - os constituintes intermediários são vários, mas a formação mais comum encontrada é a de bainita superior. A bainita superior se forma à temperatura mais baixa que a ferrita acicular, ocorrendo principalmente em soldas com alta velocidade de resfriamento, teor de oxigênio muito baixo ou teor de liga elevado. Ela se apresenta como uma série de lâminas de ferrita, formadas à partir dos contornos de grão austeníticos, sendo rica em carbono entre as lâminas. Por apresentar baixa tenacidade são constituintes indesejáveis em uma junta soldada.

A bainita inferior é menos comum e aparece entre as placas laterais de ferrita.

- Martensita - a martensita resulta de uma transformação de

fase que ocorre sem difusão, onde a fase inicial e o produto tem uma relação cristalográfica definida. Ela é formada por regiões que, devido a alta velocidade de resfriamento contém uma certa quantidade de austenita retida, e pode ser tanto do tipo lamelas ou ripas como do tipo placas ou agulhas.

Em aços que contém maior teor de carbono ou elementos de liga, e sujeitos a maiores velocidades de resfriamento, a formação de ferrita pode ser parcialmente ou totalmente suprimida, causando assim a formação da martensita. Ela é uma estrutura normalmente frágil e dura, por isto indesejável em uma junta soldada.

Em aços com baixo carbono ($\sim 0,1\%$) e microligados, o início da formação da martensita ocorre a temperaturas mais elevadas, superiores a 300°C , formando assim uma martensita auto-revenida, semelhante à bainita inferior, e é considerada como tendo boa resistência à fratura frágil, sendo assim menos prejudicial a junta soldada.

- Precipitados - diferentes carbonetos e nitretos podem se precipitar na zona fundida dependendo da composição e da velocidade de resfriamento. Eles podem ocorrer em escala sub-microscópica, causando endurecimento e perda de tenacidade. Se formam preferencialmente em imperfeições, tais como inclusões, contornos de grão, contornos de células, planos de deslizamento e deslocamentos. As mudanças importantes nas propriedades mecânicas são as ocasionadas pelo endurecimento por precipitação, que ocorre antes que os efeitos microestruturais sejam visíveis ao microscópio ótico. São considerados como constituintes indesejáveis em uma junta soldada.

5.2 Microestrutura da Zona Afetada pelo Calor

A microestrutura da zona afetada pelo calor, resulta das transformações do metal base, devido ao ciclo térmico e às deformações associadas à soldagem. Os aços-carbono e microligados são os materiais mais utilizados em estruturas soldadas, e eles estão englobados entre as ligas transformáveis, em que o processo e o procedimento de soldagem influenciam, de forma marcante, as propriedades mecânicas da junta. Pode-se então considerar que a zona afetada pelo calor destes aços é formada pelas regiões descritas abaixo [25, 26, 30 e 31].

- Região de granulação grosseira - ou região de crescimento de grão, corresponde a porção do metal base aquecida acima da região de crescimento de grão. A microestrutura é caracterizada pelo seu tamanho de grão austenítico e sua estrutura secundária resultante da decomposição da austenita.

As taxas de resfriamento relativamente altas são evidenciadas pela estrutura típica de Widmanstätten encontradas na vizinhança da zona fundida.

O tamanho do grão austenítico depende basicamente de dois fatores:

- a) da temperatura de crescimento do grão do material.
- b) do ciclo térmico de soldagem, particularmente da sua temperatura de pico e de sua permanência acima da temperatura de crescimento de grão.

Para um dado aço, quanto maior for a energia de soldagem mais grosseira será a granulação desta região e maior será a sua largura.

- Região de normalização - situada um pouco mais afastada da linha de fusão do que a região de granulação grosseira, ela é caracterizada por uma microestrutura similar a dos aços normalizados; não é considerada como uma região problemática para a maioria dos aços, exceto para os aços temperados e revenidos, que podem apresentar uma perda da resistência mecânica devido ao efeito da normalização.

- Região intercrítica - esta região também é chamada de região de transformação parcial. Durante a exposição a altas temperaturas, parte da microestrutura do aço é transformada em austenita, no aquecimento, que em seguida se decompõe durante o resfriamento. Em aços com microestrutura inicial composta de ferrita e perlita, a perlita e parte da ferrita se transformam em austenita com maior teor de carbono e, de acordo com a velocidade de resfriamento podem se transformar em martensita e bainita. Assim, dependendo das condições de soldagem pode-se ter regiões de alta dureza dentro de outras regiões macias.

- Região sub-crítica - também chamada de região de esferoidização, é uma região que apresenta pequenas alterações visíveis em microscópio ótico, em aços laminados à quente e normalizados. Nesta região, as transformações se resumem basicamente a uma pequena esferoidização da perlita. Em aços temperados e revenidos essas alterações são mais intensas, ocorrendo um super-revenimento das regiões aquecidas acima da temperatura original do tratamento. Nestas condições, a região é mais extensa e apresenta uma queda de dureza em relação ao metal base.

Posterior a esta região, não são observadas mudanças estruturais evidentes, embora o fenômeno da precipitação possa estar presente em aços sujeitos ao envelhecimento por precipitação.

Em soldas com vários passes, a estrutura da zona afetada pelo calor é mais complexa, devido ao efeito de um passe sobre o outro, de modo que a zona afetada pelo calor de um passe penetre sobre as regiões afetadas pelos passes anteriores.

5.3 Perda das Propriedades Mecânicas da Zona Afetada pelo Calor

Dentre os problemas de perda das propriedades mecânicas encontradas na zona afetada pelo calor destaca-se o problema da perda da tenacidade, que poderá induzir a junta a uma fratura frágil. A fratura frágil pode iniciar de vários tipos de defeitos que possam inicialmente existir ou que foram desenvolvidas em serviço. O risco de uma fratura se propagar, por exemplo a partir de trincas induzidas por hidrogênio, trincas de reaquecimento, trincas de fadiga, ou por falta de fusão na raiz ou na parede lateral de um cordão de solda, seria determinado pelas propriedades microestruturais localizadas em torno da aresta destes defeitos. A aresta destes defeitos podem estar localizadas em qualquer parte da zona afetada pelo calor: na totalmente transformada, na intercrítica ou na subcrítica, que a sua propagação dependerá do tamanho, da forma e da localização do defeito. Não há necessidade do defeito estar localizado na zona afetada pelo calor para que se torne necessário o controle das propriedades mecânicas da mesma. Por exemplo, trincas transversais ao metal de solda podem ter suas arestas posicionadas adjacentes à linha de fusão, e mesmo assim a microestrutura da zona afetada pelo calor é que governará o risco da iniciação de uma fratura frágil na junta soldada [26].

Uma avaliação da tenacidade da zona afetada pelo calor de uma solda se torna complicada pelo fato desta região ser formada por uma mistura de estruturas metalúrgicas com propriedades mecânicas diferentes, em uma faixa muito estreita do material.

A variação da tenacidade através da zona afetada pelo calor de uma solda pode ser estudada testando as microestruturas correspondentes às várias temperaturas de pico ao longo desta região. Porém, por causa das dificuldades encontradas no isolamento e testes destas microestruturas, é que se iniciaram os estudos para se obter uma reprodução precisa das mesmas, que fornecesse corpos-de-prova com dimensões adequadas à realização de testes para a avaliação da tenacidade [32].

6. Dificuldades para o Estudo das Diferentes Regiões da Zona Afetada pelo Calor

A zona afetada pelo calor dos aços-carbono e microligados geralmente apresenta problemas de perda das propriedades mecânicas, devidos principalmente ao crescimento excessivo de grão formado em função do ciclo térmico sofrido durante a soldagem. A análise destas propriedades muitas vezes se torna impraticável devido às pequenas dimensões das regiões a serem analisadas e ao formato do cordão de solda.

O principal método utilizado para a avaliação da tenacidade é o ensaio de impacto Charpy com entalhe em "V". Porém, no uso deste ensaio, defronta-se com o problema da localização precisa da ponta do entalhe do corpo-de-prova na região de interesse, devido tanto à pequena largura da região a ser entalhada como também ao perfil do cordão de solda, que não permite que a fratura se propague em somente uma região microestrutural da zona afetada pelo calor. Nesta condição, a avaliação da tenacidade de uma região específica da zona afetada pelo calor pode ser influenciada ou pela microestrutura do próprio metal base que tenha sofrido uma influência térmica diferente da anterior, ou pela microestrutura do metal de solda, gerando assim um mascaramento dos resultados obtidos nos testes [8, 33 e 34].

Devido a estes problemas, a retirada de corpos-de-prova a partir de soldas reais torna-se de pouco valor na avaliação das propriedades mecânicas de uma ou outra região da zona afetada pelo calor. Como a avaliação destas propriedades é necessária, deve-se recorrer a outros métodos de análise, como os métodos indiretos de testes que possam fornecer algumas informações úteis na análise das propriedades mecânicas da zona afetada pelo calor. Dentre os diversos métodos indiretos de testes, destaca-se técnicas especiais de tratamentos térmicos, em amostras do metal base, de forma a obter um volume de material com a microestrutura a mais próxima da microestrutura da região de interesse da zona afetada pelo calor. Este volume de material tratado termicamente deve ser tal que possibilite a confecção de corpos-de-prova para a realização de ensaios mecânicos, como tração e impacto, e que sua microestrutura seja bem homogênea ao longo de todas as seções dos corpos-de-prova [33].

Estes tratamentos térmicos especiais consistem de um aquecimento muito rápido, um tempo de permanência a uma temperatura máxima definida e um resfriamento controlado [35]. Este rápido aquecimento é alcançado com o uso de equipamentos de alta potência. Assim os fenômenos térmicos ocorrentes na zona afetada pelo calor inclusive o impacto da temperatura em razão do efeito do revenimento em soldagens de passes múltiplos, são imitados por si só, ou seja, sem considerar as tensões que ocorrem durante o processo de resfriamento da junta soldada. A taxa de resfriamento da amostra é alcançada por esfriamento natural em algum meio correspondente, como banhos de óleo, sal, água ou ar, ou por esfriamento controlado, que pode ser feito por jatos de gás ou líquidos conjuntamente com a injeção de calor na amostra de forma a conseguir um balanço que controle a taxa de resfriamento da amostra. Esta técnica é chamada de simulação de ciclos térmicos de soldagem.

7. A simulação de Ciclos Térmicos de Soldagem

Como mencionado anteriormente, devido à pequena largura da zona afetada pelo calor e o formato irregular do cordão de solda, a avaliação das propriedades mecânicas de uma região específica da zona afetada pelo calor é de pouco valor prático. Deve-se então, recorrer ao uso de testes indiretos de soldabilidade que possam fornecer informações suplementares ao estudo da junta soldada. Entre estes testes indiretos, incluem exames metalográficos, testes de dureza, testes de soldabilidade, determinação das transformações, e tratamentos térmicos que simulem a soldagem [33], ou o ciclo térmico de soldagem sofrido por uma região de interesse da zona afetada pelo calor.

A simulação de ciclos térmicos de soldagem é um tratamento térmico especial, realizado em uma amostra do material a ser soldado, com a finalidade de se obter um volume apreciável de material que ao menos tenha uma microestrutura que se aproxime da microestrutura de interesse da zona afetada pelo calor de uma solda.

7.1 Método Convencional

O método de simulação de ciclos térmicos mais utilizado atualmente em todo o mundo é o método Gleeble [33]. O Gleeble é um método de simulação que utiliza a resistência elétrica para gerar o aquecimento da peça a ser simulada. Ele foi desenvolvido a partir de um dispositivo original construído no Rensselaer Polytechnic Institute e primeiramente descrito por Nippes e Savage em 1.949 [36]. É basicamente um aparelho com controle de aquecimento por resistência elétrica, com um aquecimento muito rápido.

No Gleeble, a amostra a ser tratada termicamente é fixada

entre duas garras de cobre, refrigeradas à água, que servem tanto como um meio de introduzir a corrente elétrica através da amostra, quanto para auxiliar na rápida extração de calor quando a corrente elétrica for interrompida. Quando um ciclo térmico, previamente determinado, é iniciado, um termopar fixado no centro da amostra permite um controle eletrônico da temperatura. Ele compara a temperatura da amostra com a temperatura instantânea desejada, e aumenta, diminui ou interrompe a corrente de aquecimento; o resfriamento também pode ser auxiliado por jatos de gás sobre a mesma. Sob a condição usual, é obtida uma microestrutura uniformemente tratada na amostra dentro de uma região de cerca de 1/10 de polegada [33] (2,54 mm) para cada lado da localização central onde o termopar estiver instalado.

Apesar do método Gleeble ser muito utilizado, é necessário ter de se utilizar de corpos-de-prova soldados para estabelecer a soldabilidade de um material, ele tem provado ser de inestimável ajuda para o entendimento das características de soldagem.

7.2 Método Proposto

Apesar de o método Gleeble ser de alta confiabilidade e largamente utilizado em todo o mundo, ele fornece uma amostra que não tem uma microestrutura homogênea ao longo de seu comprimento, mas em cerca de apenas 5 (cinco) mm na região central, onde fica localizado o termopar de controle da temperatura. A proposta é a simulação de uma amostra que tenha uma microestrutura o mais homogênea possível ao longo de todo o seu comprimento, que se permita com isto a realização de testes mecânicos; onde a homogeneidade da microestrutura ao longo do comprimento pode ser de caráter importante nos resultados, como nos ensaios de tração e dobramento.

Para a simulação de ciclos térmicos de soldagem ao longo de todo o comprimento da amostra, propõe-se o uso de um equipamento de indução eletromagnética, utilizando uma fonte de energia de alta potência e média frequência adaptada a uma bobina de indução, onde o aquecimento seja rápido e uniforme ao longo da espessura da amostra, e o comprimento da bobina é que vai determinar a uniformidade do aquecimento ao longo do comprimento da mesma. Para o resfriamento propõe-se a utilização de banhos de imersão, sem efetuar nenhum controle durante o resfriamento; pode ser levantada uma grande variação de parâmetros, que resulte em uma boa resposta aos tempos de resfriamento entre faixas definidas de temperatura. Estes parâmetros são basicamente os seguintes:

- tipo de refrigerante
- volume de refrigerante
- temperatura do refrigerante
- grau de agitação do refrigerante

8. A Norma KTA-1.406

A norma alemã KTA-1.406 [35] trata da qualificação de aços estruturais utilizados na fabricação de vasos de pressão e contenção de reatores nucleares. Em seu item 3.2.4, são requeridos testes de simulação de soldagem para estes aços.

8.1 Generalidades

Os testes de simulação de soldagem visam imitar de modo conservativo os fenômenos e as condições estruturais características da zona afetada pelo calor, de uma junta soldada em maior volume, levando em consideração os parâmetros de soldagem e o tratamento térmico de alívio de tensões, considerando inclusive o impacto da temperatura em razão do efeito do revenimento por passes múltiplos.

8.2 A Amostra

As dimensões das amostras para a simulação devem ser escolhidas de forma a ser possível a retirada de corpos-de-prova para ensaio de tração (cilíndricos com diâmetro maior ou igual a 8 mm e comprimento útil igual a cinco vezes o diâmetro), e retirada de corpos-de-prova para ensaios de impacto de barra entalhada, Charpy com entalhe em "V". A forma das amostras para a simulação deve ser tal que para os testes mecânicos todo o corpo-de-prova tenha atingido as temperaturas e os tempos previstos na simulação. É recomendado o uso de uma amostra cilíndrica com $20 \pm 0,05$ mm de diâmetro e 180 mm de comprimento.

8.3 O Ciclo de Simulação

Para um ciclo de simulação simples, isto é, uma simulação que represente um cordão de solda em um único passe, as condições de soldagem devem ser as seguintes:

Tempo de aquecimento	:	35 ± 10 s
Temperatura de pico	:	$1.330 \pm 20^{\circ}\text{C}$
Tempo de permanência na temperatura de pico	:	5 ± 1 s
Tempos de resfriamento	:	$\Delta t_{500}^{800} = 10 \pm 2$ s

$$\Delta t_{900}^{800} = 35 \pm 10 \text{ s}$$

O aquecimento deve ser feito por aparelhos que operem por métodos indutivos ou condutivos, desde que a potência do aparelho utilizado e as dimensões da amostra sejam compatíveis de forma que o volume simulado seja suficiente para a retirada dos corpos-de-prova para os ensaios mecânicos.

O resfriamento deve ser atingido de forma natural em um meio

correspondente ou por esfriamento controlado, sendo as medidas de temperaturas e tempos de resfriamento feitos com registrador X-T, por meio de termopares fixados no centro da amostra.

A norma não leva em consideração as condições de soldagem para a definição do ciclo térmico de simulação.

III - OBJETIVO

O objetivo deste trabalho foi avaliar a simulação de ciclos térmicos de soldagem em um equipamento de aquecimento pelo método indutivo, a partir da fonte de energia de um forno de indução eletromagnética.

O equipamento deve ser capaz de simular ciclos térmicos de soldagem em amostras de grandes dimensões, que possam permitir a realização de ensaios mecânicos do tipo tração e dobramento. Estas amostras devem apresentar homogeneidade mecânica e microestrutural ao longo de seu comprimento e de sua espessura.

A simulação de ciclos térmicos de soldagem devem atender as disposições da norma alemã KTA-1.406, item 3.2.4, e reproduzir regiões da zona afetada pelo calor de uma solda real.

IV - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

1. A Adaptação do Forno de Indução

O simulador indutivo de ciclos térmicos de soldagem foi desenvolvido à partir da utilização de uma bobina externa à fonte de energia de um forno de indução eletromagnética. As dimensões desta bobina deveriam ser tais que fosse possível alcançar um aquecimento rápido e homogêneo ao longo do comprimento de uma amostra, dentro das especificações da norma KTA-1406.

Devido a grande quantidade de calor gerado a bobina de indução deve ser refrigerada, sendo por isto feita de tubo de cobre e refrigerada com água.

Partindo de um tubo de 16 mm de diâmetro externo e 1,0 mm de parede, foram confeccionadas algumas bobinas com diâmetro interno de 100 mm, para se verificar a velocidade e a homogeneidade do aquecimento ao longo de uma amostra colocada em seu interior. Para esta verificação foram utilizados termopares fixados a 10 mm de sua extremidade e no centro de seu comprimento.

- Primeiramente foi confeccionada uma bobina com o comprimento da amostra recomendado pela norma, 180 mm, e com 4 espiras. Para esta bobina verificou-se que a velocidade de aquecimento não foi suficientemente alta para atingir o tempo de aquecimento requerido pela norma.
- Partiu-se então para uma bobina com um menor espaçamento entre as espiras, chegando-se a uma bobina de mesmo comprimento e com 6 espiras. Para este caso a velocidade de aquecimento no centro da amostra aumentou substancialmente,

atingindo assim o tempo de aquecimento requerido. Mas, na verificação da homogeneidade do aquecimento ao longo do comprimento da amostra, notou-se que a velocidade de aquecimento nas suas extremidades era de aproximadamente a metade da alcançada no centro.

- Foi confeccionada então uma bobina com uma vez e meia o comprimento da amostra e o mesmo espaçamento entre as espiras, 270 mm de comprimento e 9 espiras. Nesta condição a velocidade de aquecimento no centro da amostra reduziu um pouco, mas ainda foi suficiente para atender a norma, mas nas suas extremidades a velocidade de aquecimento ainda foi um pouco menor.

- Então foi feita uma bobina com aproximadamente o dobro do comprimento da amostra, chegando-se a uma bobina com 370 mm de comprimento e 12 espiras. Assim foi obtida a homogeneidade de aquecimento da amostra, porém a velocidade do aquecimento não foi suficiente. Como não havia meios de se aumentar a potência fornecida à amostra, a opção foi reduzir as perdas de calor sofridas durante o aquecimento. Foi feito então um revestimento com um isolante térmico entre a bobina e a amostra, o que provocou um aumento substancial da velocidade de aquecimento, satisfazendo assim as exigências da norma. Este revestimento térmico foi feito com uma manta de lã de rocha, com 100 mm de diâmetro externo, 50 mm de diâmetro interno, 25 mm de espessura e ao longo de todo o comprimento da bobina.

Um outro fator, também importante para garantir a homogeneidade do aquecimento, é a localização da amostra no interior da bobina, que deve ser a mais central possível. Para isto foi contruído um dispositivo de fixação e posicionamento da amostra. Este dispositivo tem as finalidades de fixá-la, centralizá-la na bobina, conduzir o termopar de medida de temperatura, além de colocá-la rapidamente no banho de resfriamento.

A Figura IV.1 mostra a bobina utilizada no simulador indutivo, feita em tubo de cobre para a sua refrigeração; as placas laterais são também feitas de cobre e utilizadas para se fazer a ligação elétrica da bobina à fonte de energia.

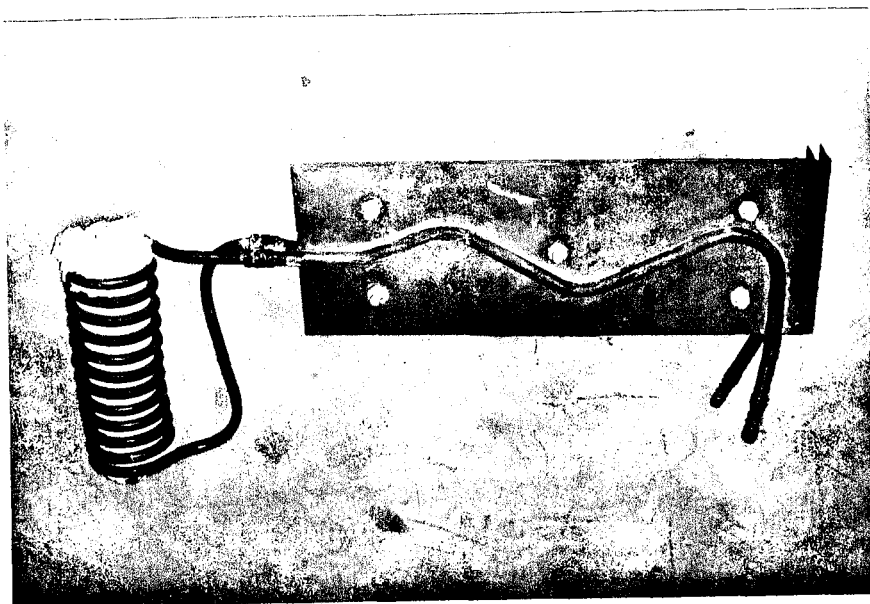


Figura IV.1 - A bobina de indução com a manta de lã de rocha e as placas de ligação à fonte de energia.

O resfriamento da amostra foi feito em banho de imersão em um fluido refrigerante. Este banho foi realizado em um recipiente montado sobre os pés do dispositivo de fixação e posicionamento da amostra. Assim, a amostra, foi fixada por uma haste, e podia ser colocada no banho de refrigeração ficando totalmente submersa e sem tocar o fundo do recipiente.

O registro da temperatura da amostra, na simulação, foi feito por meio de um termopar fixado na sua região central, o qual foi ligado a um registrador X-t por meio de um cabo de compensação que passa pelo centro da haste de fixação da amostra, que é um tubo de parede fina. A utilização de apenas

um termopar fixado no centro da amostra, para as medidas de temperatura foi considerado suficiente, pois os resultados obtidos no estudo anterior indicaram, que para uma bobina com duas vezes o comprimento da amostra a homogeneidade do aquecimento estaria garantida.

2. Material

Utilizou-se como metal base, para a soldagem e simulação, um aço microligado do tipo WStE 370-N, normalizado, fabricado pela USIMINAS, cuja composição química é dada na Tabela IV.2, e tendo a espessura de 39,5 mm.

Tabela IV.1 - Composição química do aço WStE 370-N

Composição Química (% de Pêso)									
C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	Ni	Cr	N
0,19	1,60	0,37	0,012	0,007	0,019	0,043	0,04	0,17	0,006

Foi utilizado, em todos os cordões de solda o processo de soldagem ao arco submerso, utilizando um arame de 4 mm de diâmetro e um fluxo aglomerado básico, ligado ao manganês, ambos de fabricação nacional, classificados como AWS F6A2 EL-12.

3. Equipamentos

Para a confecção dos cordões de solda foi utilizado um equipamento convencional de soldagem ao arco submerso, com capacidade de fornecer até 1.000 ampères em corrente contínua, composto de fonte Bambozzi modelo TRR-2.350 cabeçote modelo SAG-1.302M.

Os ciclos térmicos de soldagem foram simulados utilizando-se uma fonte de energia de um forno de indução eletromagnética adaptada conforme descrito anteriormente. Ela é uma fonte de alta-potência (50 kW) e de média frequência (4,8 kHz) EMA - Elektro-Maschinen K. - G. Schultze M. Co tipo M.F. AS. 50.

Para os ensaios metalográficos e mecânicos foram utilizados equipamentos e técnicas convencionais.

Para a medição dos ciclos térmicos simulados foram utilizados termopares acoplados a um registrador potenciométrico convencional do tipo X-t. Para temperatura de até 1.275°C utilizou-se termopares de Cromel-Alumel com diâmetro de fio de 0,1 mm, para temperaturas superiores utilizou-se Platina - Platina/13% Rhódio com diâmetro de fio de 0,35 mm.

4. Metodologia

a) Cordão sobre chapa

Foram depositados quatro cordões de solda (C-1 a C-4), do tipo cordão sobre chapa, pelo processo de soldagem ao arco submerso, em chapas com dimensões de 300 x 250 x 39,5 mm, com diferentes parâmetros de soldagem e realizados sem pré-aquecimento à temperatura inicial (T_0) de 25°C. A partir destes cordões de solda foram levantadas algumas características para que fosse possível compará-los com as amostras que simularem pontos das zonas afetadas pelo calor destes cordões.

As características levantadas foram:

- . energia líquida de soldagem (EL), pela equação 2, de acordo com a definição usual, adotando o valor de 0,85 [11] como o rendimento térmico do processo de soldagem utilizado;

- . espessura de transição (e'), pela equação 3, para definir a equação a ser utilizada no cálculo do tempo de resfriamento Δt_{500}^{800} ;
- . tempo de resfriamento Δt_{500}^{800} , pela equação 6 ou 7 de acordo com a definição do tipo de fluxo de calor, pela espessura de transição;
- . perfil de dureza, da zona afetada pelo calor, a partir da linha de fusão em direção ao metal base, dureza Vickers com carga de 5 kgf (HV-5), conforme Figura 1 do anexo III;
- . perfil metalográfico, da zona afetada pelo calor, a partir da zona fundida em direção ao metal base, utilizando técnica convencional de metalografia com ataque de nital 2% e aumento de 200 X, feito na mesma região onde foi levantado o perfil de dureza.

b) Simulação térmica

Para se fazer a comparação, foram realizadas simulações térmicas em 20 amostras, sendo que 14 delas (S.1 a S.14) representaram pontos das zonas afetadas pelo calor desses cordões de solda, onde houve crescimento e refino de grão, isto é, com temperaturas de pico superiores a 1.200°C (S.1 a S.9) e entre 800 e 1.000°C (S.10 a S.14) respectivamente. Foram utilizadas amostras com seção circular com 20 mm de diâmetro (S.1 a S.3) e com seção quadrada de 17 mm (S.4 a S.14), ambas com comprimento de 180 mm. As outras 6 amostras não representaram o ciclo térmico típico de uma operação de soldagem. Todas as amostras foram retiradas da mesma chapa utilizada para a realização dos cordões de solda e no sentido transversal a eles.

A Figura IV.2 mostra uma amostra de seção quadrada utilizada na simulação dos ciclos térmicos. A Figura IV.3 mostra os

detalhes da amostra, indicando as furações para o posicionamento do termopar e a sua fixação no dispositivo posicionador de amostra, que podem ser estendidos para as amostras de seção circular.

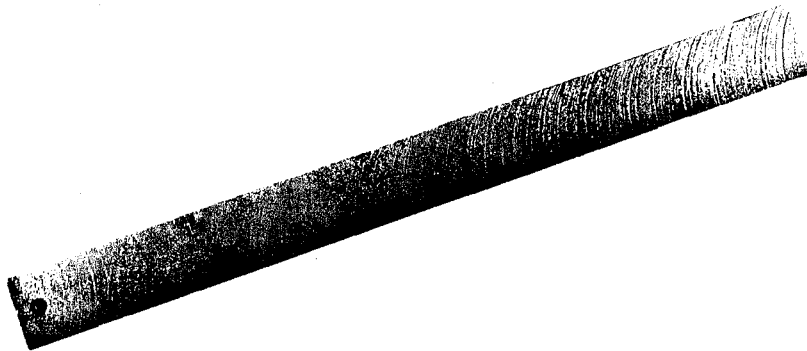


Figura IV.2 - A amostra de seção quadrada utilizada na simulação.

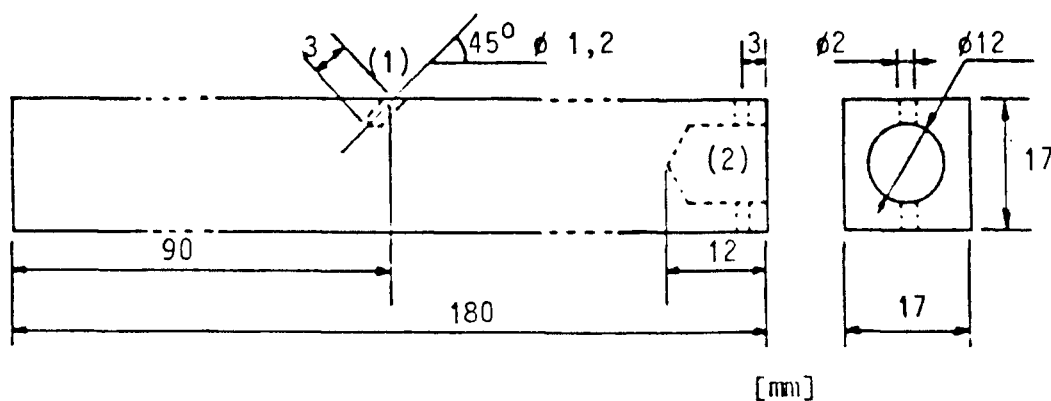


Figura IV. 3 - Detalhes da amostra utilizada na simulação
 1. ponto de fixação do termopar
 2. ponto de fixação da amostra no dispositivo fixador de amostra

Destas amostras simuladas e de seus ciclos térmicos foram levantadas as seguintes características para a comparação:

- . temperatura de pico (T_p);
- . tempo de resfriamento entre 800 e 500°C (Δt_{500}^{800});
- . dureza média no centro da amostra, dureza Vickers com carga de 5 kgf (média de 5 medidas), conforme Figura IV.4a;
- . metalografia no centro da amostra, utilizando técnica convencional de metalografia, ataque com nital 2% e aumento de 200 X, conforme Figura IV.4b.

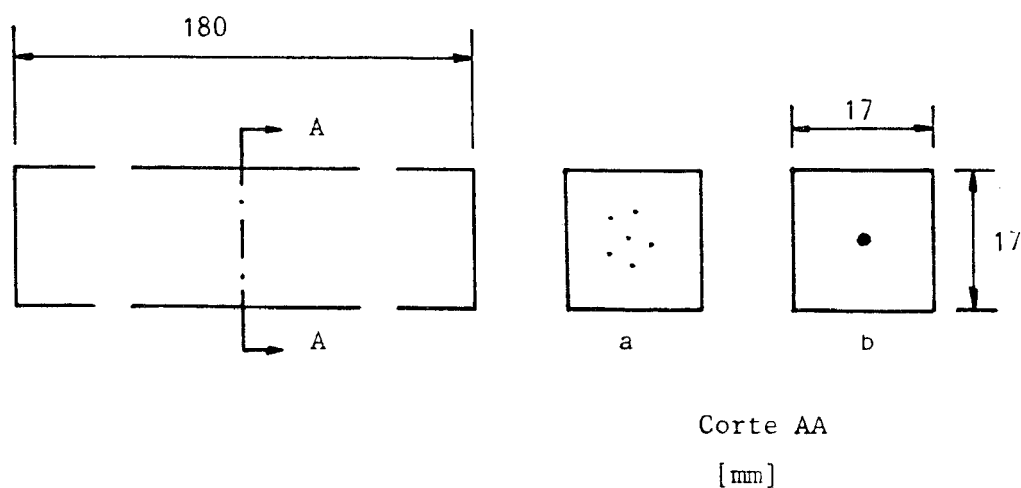


Figura IV.4 - Mostra um corte transversal ao comprimento de uma amostra simulada, onde foram realizadas as medidas de dureza (a) e a metalografia (b).

c) Homogeneidade das amostras simuladas

Com o intuito de se verificar a homogeneidade das amostras simuladas, foram levantados os perfis de dureza Vickers, com carga de 5 kgf, ao longo do comprimento e da espessura, Figura IV.5a, e as metalografias nas extremidades, centro e lateral, Figura IV.5b, de duas amostras simuladas que representaram crescimento e refino de grão.

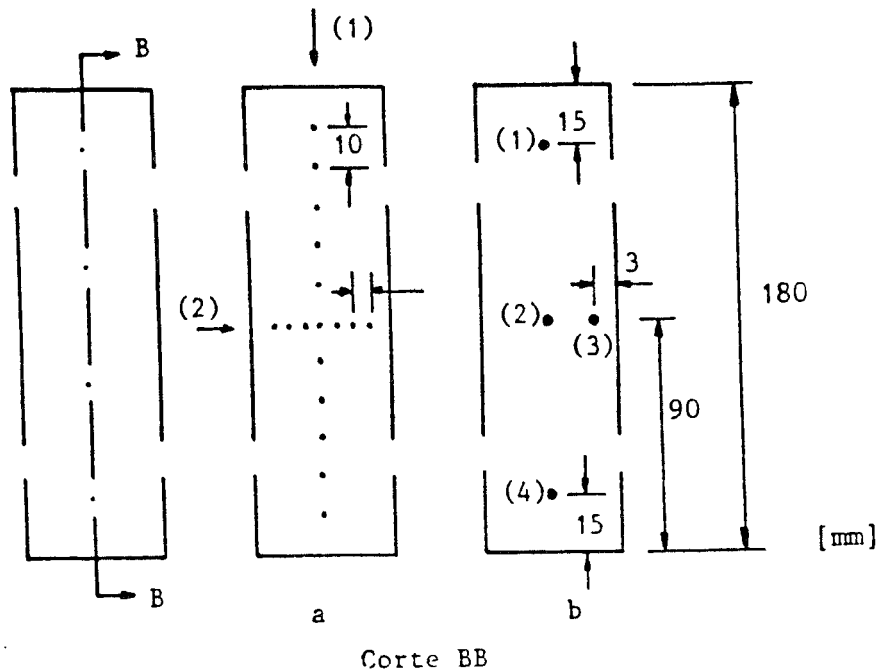


Figura IV.5 - Mostra um corte longitudinal ao comprimento de uma amostra simulada, onde foram levantados os perfis de dureza ao longo do comprimento (a.1) e da espessura (a.2), e as metalografias nas extremidades (b.1 e b.4), no centro (b.2) e na lateral (b.3).

d) Comparação - cordão sobre chapa X amostra simulada

A partir dos dados obtidos das zonas afetadas pelo calor dos cordões de solda e das amostras simuladas, foram feitas as seguintes comparações para se verificar a validade da simulação:

- . tempos de resfriamento $\Delta t_{\frac{800}{500}}$, dos cordões de solda, calculados pela equação 6 e das amostras simuladas a partir dos registros das simulações, tendo sido admitida uma variação de até 20% sobre o valor calculado;

- distância da linha de fusão, feita da seguinte maneira:
- 1 - com o valor da temperatura de pico (T_p) de cada amostra simulada e o valor da energia líquida de soldagem (EL) do cordão de solda correspondente, em termos de Δt_{500}^{800} , foi calculada, pela equação 1, a distância da linha de fusão que cada amostra estaria representando em termos térmicos (dcal);
 - 2 - com o valor da dureza média obtida de cada amostra simulada, e o perfil de dureza do cordão de solda correspondente, em termos de Δt_{500}^{800} , foi levantada a distância da linha de fusão que cada amostra estaria representando em termos de dureza (dhv);
 - 3 - com a metalografia das amostras simuladas, fez-se uma comparação com os perfis metalográficos dos cordões de solda correspondentes, em termos de Δt_{500}^{800} , e foi levantada a distância da linha de fusão que cada amostra encontraria uma microestrutura semelhante (dmet).

e) Junta soldada com chanfro em $1/2$ "V"

Foi soldada uma junta, em um único passe, pelo processo de soldagem ao arco submerso, com um chanfro em $1/2$ "V", conforme a Figura IV.6, de forma a se obter uma linha de fusão reta e perpendicular à superfície da chapa. Visou-se nesta junta a retirada de corpos-de-prova para a realização de ensaios de impacto Charpy com entalhe em "V" (Charpy-V), onde o fundo do entalhe ficasse localizado na zona afetada pelo calor e paralelo a linha de fusão. Assim seria possível comparar a resistência ao impacto de uma região definida da zona afetada pelo calor com o valor encontrado em uma amostra que simulasse termicamente esta região.

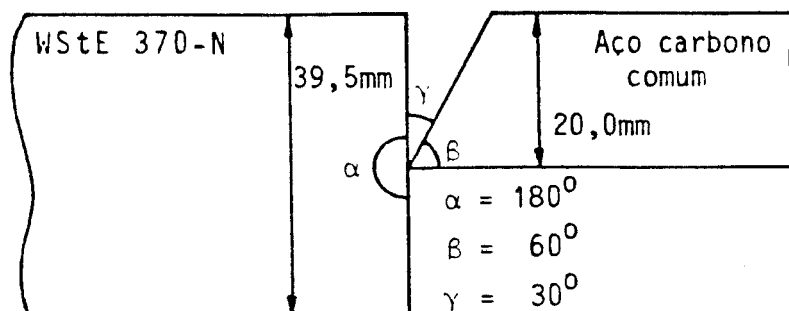


Figura IV.6 - Formato da junta com chanfro em 1/2 "V" para a retirada de corpos-de-prova para a realização de ensaios de impacto Charpy-V.

Da zona afetada pelo calor desta junta soldada foram levantadas as seguintes características:

- . energia líquida de soldagem (EL). Por se tratar de uma junta preparada em condições especiais, a energia líquida foi calculada utilizando a seguinte técnica:
 1. com os parâmetros de soldagem foi calculada a energia medida de soldagem (E_M). $E_M = \frac{V \cdot I}{v}$;
 2. considerando como sendo uma junta em X, para o primeiro passe, e utilizando o ábaco do IRSID, Figura IV.7, e com os valores de α e β da Figura IV.6, encontrou-se o valor da energia corrigida de soldagem (E_c);
 3. o valor de E_c foi multiplicado pelo rendimento do processo, 0,85, e encontrou-se o valor da energia líquida de soldagem (EL)

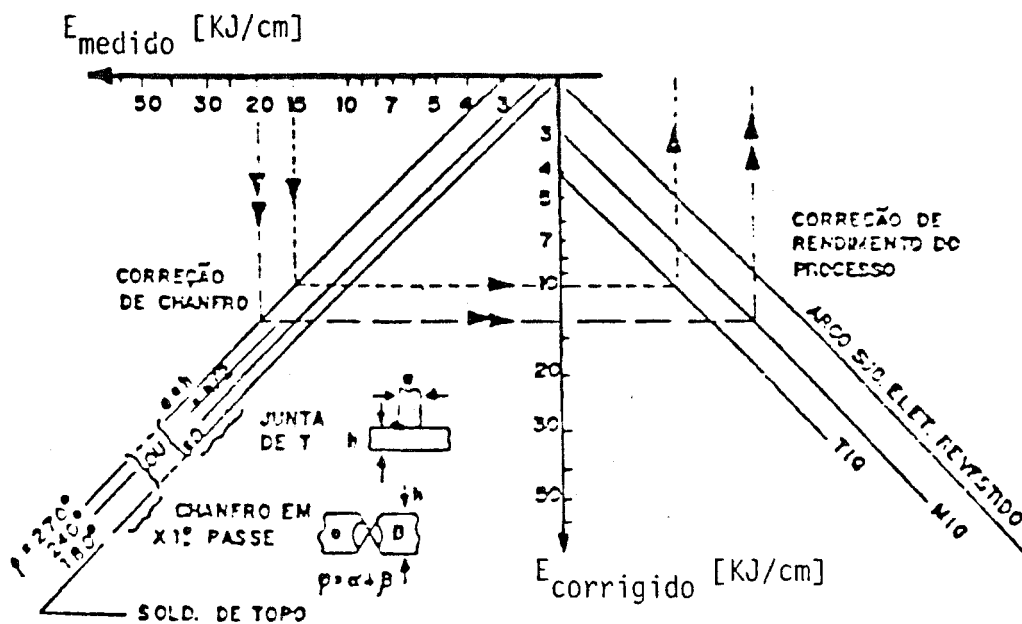


Figura IV.7 - Abaco do IRSID - parte onde é feita a conversão de energia medida para energia corrigida.

- a espessura de transição (e') e o tempo de resfriamento ($\Delta t_{\frac{800}{500}}$) foram calculados conforme descrito para o cordão sobre chapa, item IV.4a;
- resistência ao impacto. Foram retirados 13 corpos-de-prova (J.1 a J.13), com dimensões de 10 x 2,6 x 55 mm, com entalhe entre 0,30 e 0,35 mm da linha de fusão. Estes corpos-de-prova, Charpy-V, foram ensaiados a temperaturas de 0°C,
- dureza da zona afetada pelo calor entre 0,30 e 0,35 mm da linha de fusão, conforme Figura 2 do anexo III. Foram feitas durezas Vickers com carga de 5 kgf;

. temperatura de pico (T_p), pela equação 1, a 0,30 mm ($T_{p0,30}$) e a 0,35 mm ($T_{p0,35}$) da linha de fusão.

Os corpos-de-prova, para ensaio Charpy-V, retirados desta junta soldada tiveram ainda a finalidade de mostrar a dificuldade de se realizar ensaios de impacto na zona afetada pelo calor de uma junta soldada.

f) Resistência ao impacto de amostras simuladas

Foram escolhidas duas amostras que simulassem a região da zona afetada pelo calor entre 0,30 e 0,35 mm da linha de fusão da junta soldada com chanfro em $1/2$ "V", em termos de T_p , Δt_{500}^{800} e HV-5. De cada uma delas foram retirados 4 corpos-de-prova para a realização de ensaios Charpy-V, com as mesmas dimensões dos retirados da junta soldada e também ensaiados à 0°C. Os resultados encontrados foram comparados com os obtidos a partir da junta soldada.

g) Simulação de acordo com a norma KTA-1.406

As amostras de S.1 a S.3 foram usinadas com as dimensões exigidas pela norma KTA-1.406, e tiveram os seus ciclos térmicos simulados rigorosamente dentro das exigências da norma.

V - RESULTADOS

1. Características dos Cordões de Solda

Os parâmetros de soldagem dos cordões de solda (C.1 a C.4) estão apresentados na Tabela 1 do anexo I, e as Figuras de 1 a 4 do anexo II mostram as macrografias destes cordões de solda. Os valores das energias líquida de soldagem (EL), espessuras de transição (e') e tempo de resfriamento Δt_{500}^{800} estão mostrados na Tabela V.1. Como os valores de e' são menores que a espessura da chapa soldada, foi utilizada a equação 6 para o cálculo de Δt_{500}^{800} .

Tabela V.1 - Valores da energia líquida de soldagem (EL), espessura de transição (e') e do tempo de resfriamento Δt_{500}^{800} para os cordões de solda de C.1 a C.4.

Cordão de Solda	EL (J/mm)	e' (mm)	Δt_{500}^{800} (s)
C.1	1.933	27,3	9,0
C.2	2.134	28,7	9,9
C.3	2.635	31,9	12,2
C.4	3.051	34,3	14,1

Os perfis de dureza das zonas afetadas pelo calor, conforme desenho da Figura 1 do anexo III, estão mostrados na Figura V.1, e a Tabela 2 do anexo I mostra os valores de dureza medidos e as distâncias do ponto de medida à linha de fusão.

Dureza na ZAC

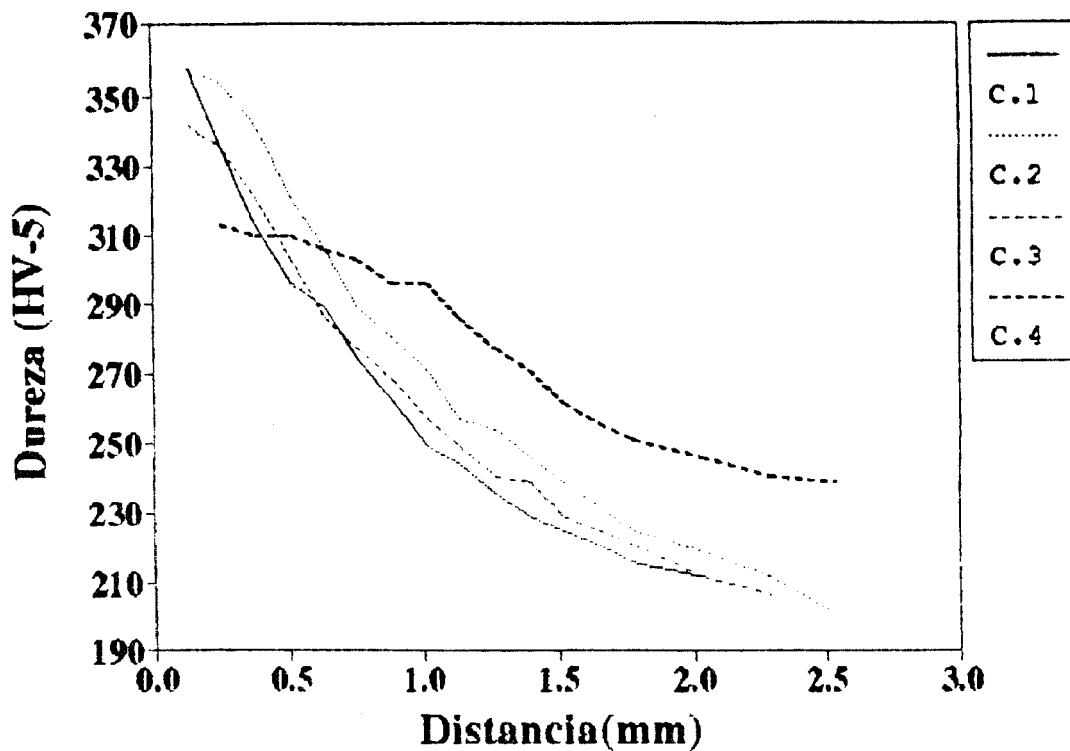


Figura V.1 - Gráfico do perfil de dureza (HV-5) da zona afetada pelo calor dos cordões de solda (C.1 a C.4). Dureza Vickers com carga de 5 kgf por distância em milímetro.

Os perfis metalográficos das zonas afetadas pelo calor, dos 4 cordões sobre chapa, apresentaram uma forma semelhante ao do cordão C.1 apresentado na Figura V.2.

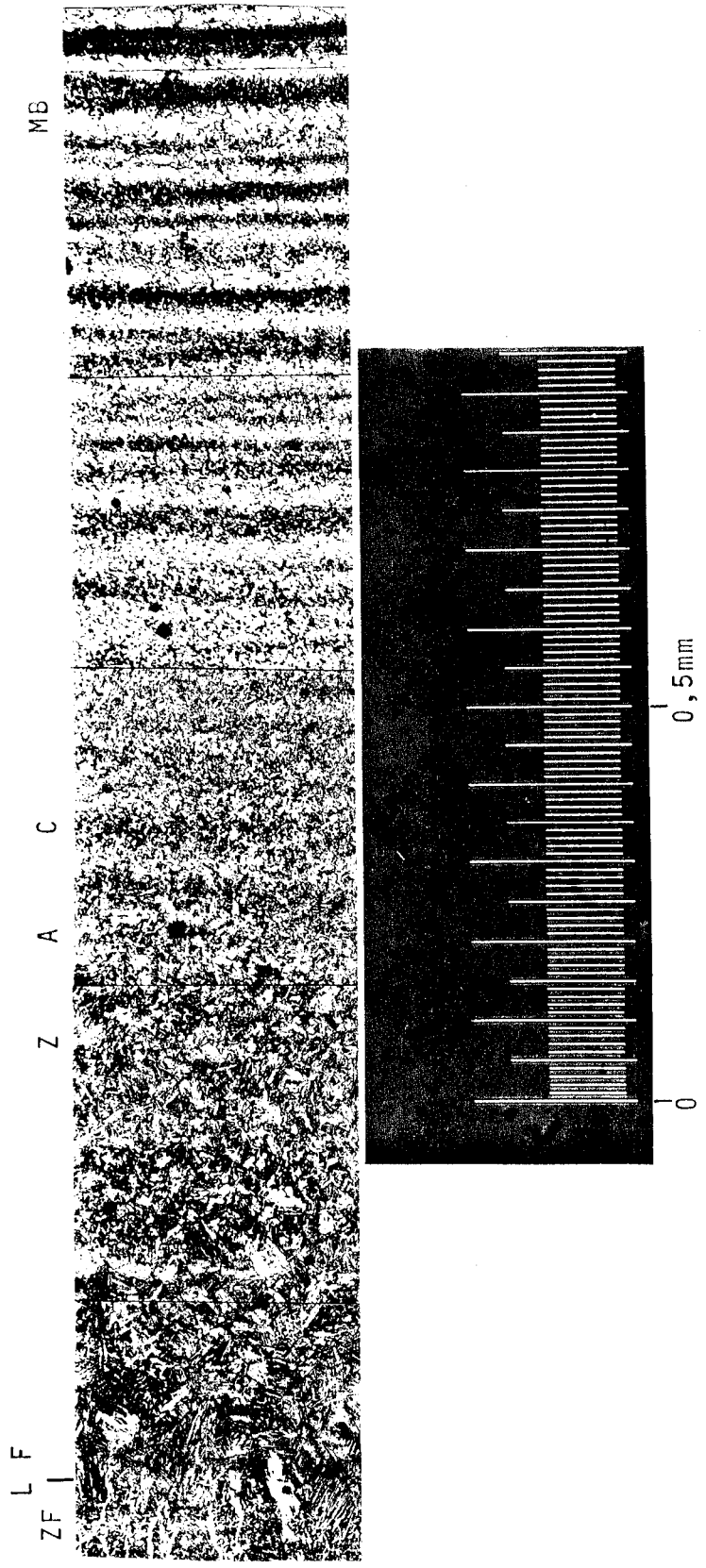


Figura V.2 - Perfil metalográfico da zona afetada pelo calor do cordão C.1. Aumento de 100X e ataque com Nital 2%.

2. Características das Amostras Simuladas

Os gráficos das Figuras 3 a 6 do anexo III mostram os ciclos de resfriamento das 14 amostras simuladas (S.1 a S.14) que foram aproveitadas neste trabalho. Dos ciclos térmicos de simulação foram retirados os valores da temperatura de pico (T_p) e o tempo de resfriamento entre 800 e 500°C (Δt_{500}^{800}), e de cada amostra simulada foi levantada a dureza média (HV-5), estes valores estão mostrados na Tabela V.2.

Tabela V.2 - Valores da Temperatura de pico (T_p), tempo de resfriamento (Δt_{500}^{800}) e a dureza média (HV-5) como seu desvio padrão.

Amostra Simulada	T_p (°C)	Δt_{500}^{800} (s)	Dureza HV-5	
			Média	Desvio Padrão
S. 1	1.330	11,0	320	10,1
S. 2	1.320	11,5	326	10,6
S. 3	1.315	10,3	349	10,9
S. 4	1.295	10,0	349	8,1
S. 5	1.275	11,0	319	11,1
S. 6	1.270	9,0	342	5,9
S. 7	1.265	9,5	321	3,0
S. 8	1.245	9,3	317	8,3
S. 9	1.245	9,5	341	4,5
S.10	990	14,0	270	5,9
S.11	940	10,8	254	3,6
S.12	940	14,8	249	4,1
S.13	935	10,0	256	8,4
S.14	870	13,0	246	1,7

Para o estudo da microestrutura de cada amostra simulada, foi feita a metalografia do metal base como fornecido, Figura V.3, e das amostras simuladas, Figuras de 5 a 18 do anexo II. Nas Figuras V.4 e V.5 pode-se observar uma amostra onde a simulação provocou crescimento e outra provocou refino de grão, as amostras mostradas são S.9 e S.13 respectivamente, e a metalografia conforme a Figura IV.4.a.

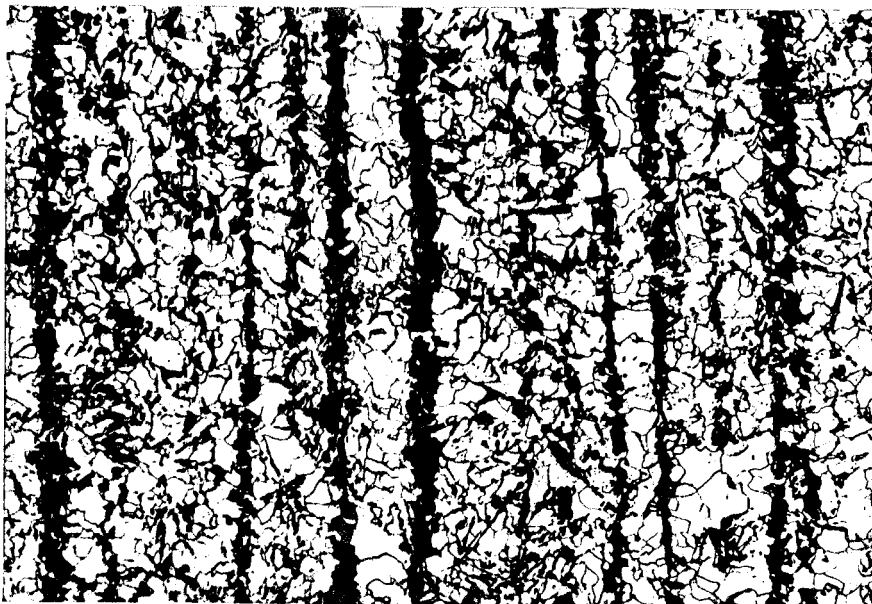


Figura V.3 - Metalografia do metal base, transversal ao sentido de laminação, ataque com Nital 2% e aumento de 200X. Mostra uma estrutura alinhada constituída de ferrita e perlita.

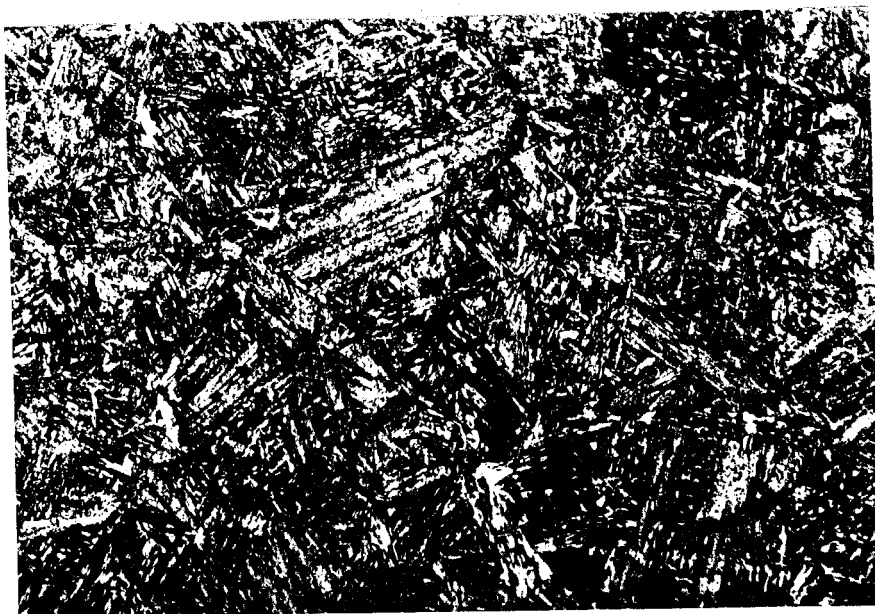


Figura V.4 - Metalografia da amostra S.9, onde a simulação provocou um crescimento de grão, ataque com Nital 2% e aumento de 200 X.

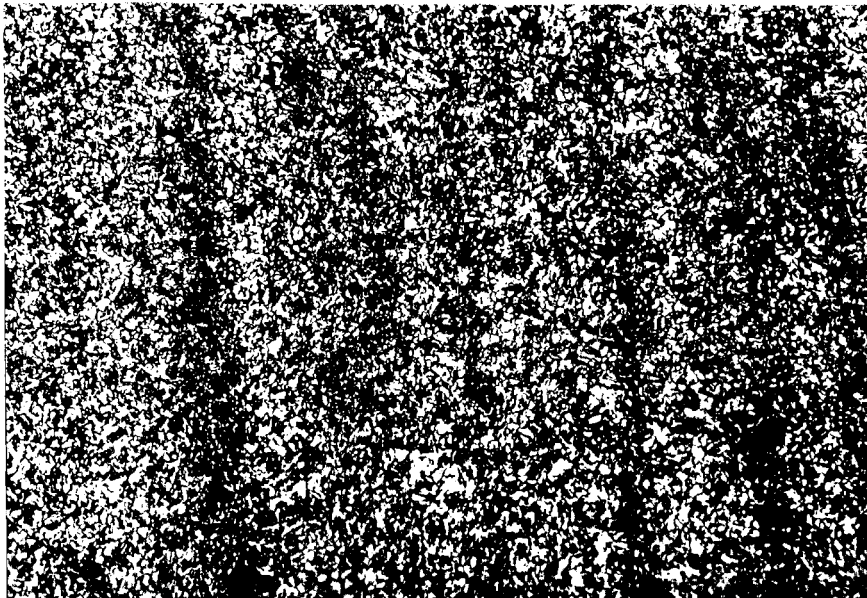


Figura V.5 - Metalografia da amostra S.13, onde a simulação provocou um refino de grão, ataque com Nital 2% e aumento de 200 X.

3. Homogeneidade das Amostras Simuladas

A homogeneidade das amostras simuladas esta mostrada nas Tabela V.3 e V.4, para os perfís de dureza ao longo do comprimento e da espessura de uma amostra (S.9) que apresentou crescimento de grão, e outra (S.13) que apresentou refino de grão. E as Figuras V.6 e V.7 mostram as microestruturas das extremidades, centro e lateral destas duas amostras.

Tabela V.3 - Perfil de dureza ao longo do comprimento das amostras simuladas.

A. amostra S.9 - simulou crescimento de grão

B. amostra S.13 - simulou refino de grão

(Dureza Vickers com carga de 5 kgf, espaçadas entre si de 10 mm, conforme Figura IV.5a.1).

Impressão de Dureza	Valor de Dureza HV-5	
	A	B
1	351	257
2	360	257
3	345	260
4	341	265
5	353	258
6	341	260
7	345	254
8	339	257
9	341	262
10	339	254
11	345	257
12	336	254
13	345	254
14	339	251
15	336	251
16	341	254
Média	344	257
Desvio Padrão	6,5	3,9

Tabela V.4 - Perfil de dureza ao longo da espessura das amostras simuladas.

A. amostra S.9 - simulou crescimento de grão

B. amostra S.13 - simulou refino de grão

(Dureza Vickers com carga de 5 kgf, espaçadas entre si de 2 mm, conforme Figura IV.5a.2).

Impressão de Dureza	Valor de Dureza HV-5	
	A	B
1	336	251
2	339	260
3	349	258
4	336	254
5	345	245
6	353	260
7	341	254
Média	343	255
Desvio Padrão	6,6	5,4

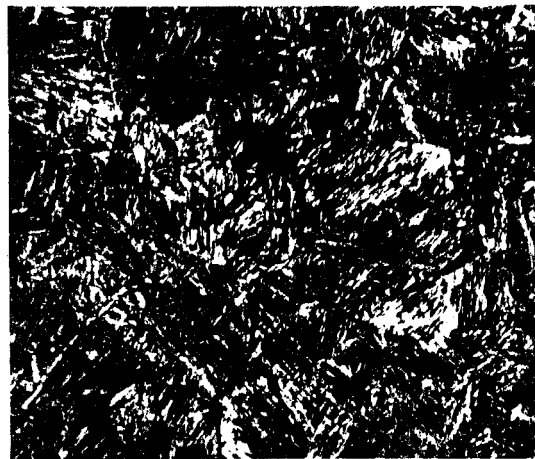


Figura V.6 - Metalografia da amostra S.9 que simulou crescimento de grão, conforme Figura IV.5b, ataque com Nital 2% e aumento de 200 X.

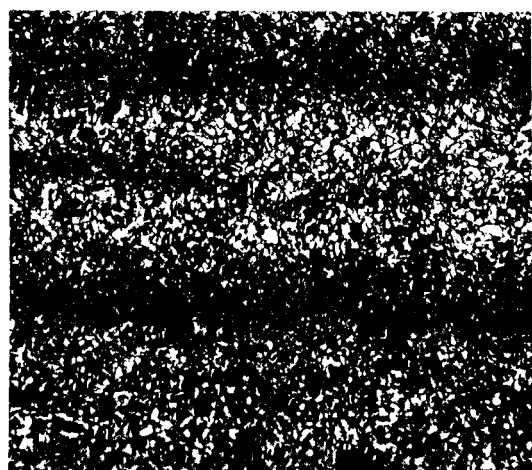
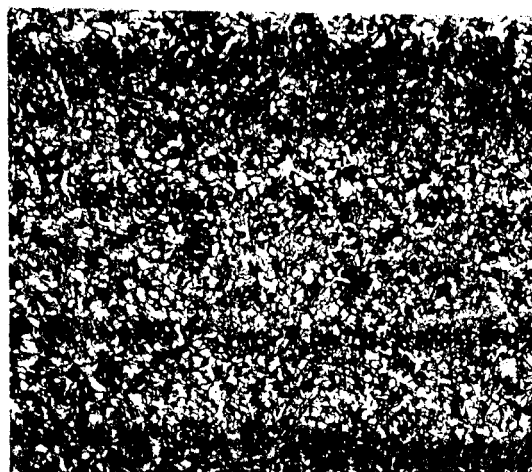
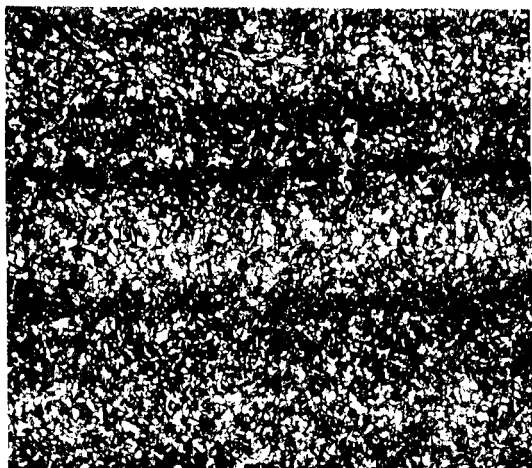


Figura V.7 - Metalografia da amostra S.13 que simulou refino de grão, conforme Figura IV.5b, ataque com Nital 2% e aumento de 200 X.

4 - Comparação entre os Cordões de Solda e as Amostras Simuladas

Foram comparados os valores dos tempos de resfriamento Δt_{500}^{800} dos cordões de solda, obtidos pela equação 6, Tabela V.1, com os valores das amostras simuladas, obtidos a partir dos ciclos de simulação, Tabela V.2. A Tabela V.5 mostra a relação obtida, admitindo uma variação de 20% sobre os valores obtidos dos cordões de solda.

Tabela V.5 - Relação entre os cordões de solda e as amostras simuladas em termos de Δt_{500}^{800} , com 20% de variação sobre os valores dos cordões de solda.

Cordão de Solda	Amostra Simulada Correspondente
C.1	S.3/S.4/S.6/S.7/S.8/S.9/S.12/S.13/
C.2	S.1/S.2/S.3/S.4/S.5/S.6/S.7/S.8/S.9/S.12/S.13
C.3	S.1/S.2/S.3/S.4/S.5/S.10/S.12/S.13/S.14
C.4	S.2/S.10/S.11/S.14/

Com os valores das temperaturas de pico (T_p) das amostras simuladas, Tabela V.2, e com os valores das energias líquidas de soldagem, Tabela V.1, dos cordões correspondentes em termos de Δt_{500}^{800} , foi calculada a distância (d_{cal}) da linha de fusão, equação 1, que cada amostra estaria simulando, em termos térmicos. Estes valores estão mostrados nas Tabelas 3 a 6 do anexo I.

Os valores de dureza das amostras simuladas, Tabela V.2, foram levados ao perfil de dureza da zona afetada pelo calor, Figura V.1, do cordão correspondente em termos de Δt_{500}^{800} , e assim foi levantada a distância (d_{HV}) da linha de fusão que cada amostra

estaria simulando, em termos de dureza. Estes valores estão mostrados na Tabela 7 a 10 do anexo I.

Com as metalografias das amostras simuladas e o perfil metalográfico da zona afetada pelo calor do cordão correspondente, em termos de Δt_{500}^{800} , foi levantada a distância (d_{Met}) da linha de fusão que cada amostra estaria simulando, em termos metalográficos. Estes valores estão mostrados nas Tabelas 11 a 14 do anexo I.

A partir dos valores de d_{cal} , d_{HV} e d_{Met} , e admitindo uma variação de 20% sobre o valor calculado (d_{cal}), foi levantada uma relação entre os cordões de solda e as amostras simuladas, mostrada na Tabela V.6.

Tabela V.6 - Relação entre os cordões de solda e as amostras simuladas em termos de distância a linha de fusão, por comparação de dureza e microestrutural, com uma variação de 20%.

Cordão de Solda	Amostra Simulada Correspondente
C.1	S.7/S.8/S.12/S.13
C.2	S.3/S.4/S.6/S.9/S.12/S.13
C.3	S.1/S.2/S.5
C.4	S.10/S.11/S.14

5. Características da Junta Soldada com Chanfro em 1/2 "V"

A Tabela 15 do anexo I mostra os parâmetros de soldagem da junta com chanfro em 1/2 "V". Com os valores da energia medida de soldagem (EM), Tabela 15 do anexo I, os ângulos da junta, Figura IV.6, e o ábaco do IRSID, Figura IV.7, foi levantado o

valor da energia corrigida (E_c), e a este valor foi aplicado o valor do rendimento do processo (0,85), obtendo-se assim o valor de 2.295 J/mm, para a energia líquida de soldagem (E_L).

Com o valor de E_L foi calculado, pela equação 3, a espessura de transição, que foi de 29,8 mm ($e' < e$) indicando para o cálculo de Δt_{500}^{800} a equação 6; obteve-se o valor de 10,6 s.

Os 13 corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V, retirados da junta com chanfro, apresentaram os resultados mostrados na Tabela V.7, que mostra ainda onde ocorreu a fratura, se na zona afetada pelo calor ou se foi desviada para linha de fusão. O valor médio da resistência ao impacto, com o seu desvio padrão, dos corpos-de-prova onde a fratura ocorreu na zona afetada pelo calor e paralela à linha de fusão, foi de 9,97 kgf.m/cm², com desvio padrão de 0,81 kgfm/cm².

Tabela V.7 - Resultados dos ensaios de impacto da junta soldada.

Corpo-de-prova	Resistência ao Impacto (kgf m/cm ²)	Posição da Fratura (*)
J. 1	9,45	ZAC
J. 2	9,13	ZAC
J. 3	5,25	LF
J. 4	10,18	ZAC
J. 5	3,46	LF
J. 6	5,53	LF
J. 7	3,10	LF
J. 8	9,83	ZAC
J. 9	4,82	LF
J.10	5,97	LF
J.11	4,86	LF
J.12	11,24	ZAC
J.13	4,52	LF

(*) ZAC - a fratura ocorreu na zona afetada pelo calor e paralela à linha de fusão.

LF - a fratura desviou para à linha de fusão.

Foi levantada a dureza, HV-5, da região da zona afetada pelo calor entre 0,30 e 0,35 mm da linha de fusão, estes valores estão mostrados na Tabela 16 do anexo I.

Com as distâncias de 0,30 e 0,35 mm da linha de fusão, foi calculada, pela equação 1, o valor da temperatura de pico (T_p) para estes pontos da zona afetada pelo calor.

A Tabela V.8 mostra as características desta junta soldada.

Tabela V.8 - Característica da junta soldada com chanfro:

- . energia líquida de soldagem - EL
- . tempo de resfriamento entre 800 e 500°C - Δt_{500}^{800}
- . temperatura de pico a 0,30 mm da linha de fusão - $T_{p0,30}$
- . temperatura de pico a 0,35 mm da linha de fusão - $T_{p0,35}$
- . dureza Vickers com carga de 5 kgf entre 0,30 e 0,35 mm da linha de fusão - HV-5.

EL (J/mm)	Δt_{500}^{800} (s)	$T_{p0,30}$ (°C)	$T_{p0,35}$ (°C)	Dureza HV-5	
				Média	Desvio Padrão
2.295	10,7	1.329	1.303	334	9,9

6. Comparação por Resistência ao Impacto

Com os valores de Δt_{500}^{800} , $T_{p0,30}$, $T_{p0,35}$ e HV-5 da Tabela V.8, foram escolhidas duas amostras simuladas que apresentaram valores próximos a estes, S.2 e S.3, e de cada uma delas foram retiradas, conforme Figura 7 do anexo III, e ensaiados 4 corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V. A Tabela V.9 mostra estes resultados.

Tabela V.9 - Resultados dos ensaios de impacto nas amostras simuladas S.2 e S.3.

Corpo-de-Prova	Resistência ao Impacto (kgf m/cm ²)	Valor Médio (kgf m/cm ²)	Desvio Padrão (kgf m/cm ²)
S.2	1 2 3 4	11,36 10,36 10,73 10,39	10,71 0,46
S.2	1 2 3 4	10,70 9,67 10,38 9,96	10,18 0,45

7. Comparação com a Norma KTA - 1.406

As amostras simuladas de S.1 a S.3 foram simuladas de forma a apresentarem os valores do ciclo térmico exigido pela norma KTA - 1.406. Os valores exigidos pela norma e os obtidos nas amostras simuladas estão mostradas na Tabela V.10.

Tabela V.10 - Valores dos ciclos térmicos, exigidos pela norma KTA - 1.406 e obtidos pelas amostras simuladas S.3.

Amostra	Tempo de Aquecimento (s)	Temperatura de Pico (°C)	Tempo de Encharque (s)	Tempo de Resfriamento	
				Δt_{500}^{800} (s)	Δt_{500}^{800} (s)
S.1	37	1.330	5	11,0	33,5
S.2	36	1.320	4	11,5	30,0
S.3	35	1.315	4	10,3	27,5
Norma	35 ± 10	1.330 ± 20	5 ± 1	10 ± 2	35 ± 10

VI - DISCUSSÕES

- Nas bibliografias consultadas, nem o tempo de aquecimento e nem o tempo de encarque são tratados como um fator de extrema importância na simulação de ciclos térmicos de soldagem, considerando apenas que o aquecimento deveria ser rápido. Apenas a norma KTA-1.406 considera importante estes dois fatores, e mesmo assim admitindo uma variação muito grande de seus valores, de cerca de 30% para o tempo de aquecimento e de 20% para o tempo de encharque. Por este motivo só se preocupou com estes fatores na comparação com a norma.
- Na previsão dos ciclos térmicos de soldagem, não se deve esquecer que as equações citadas utilizam-se de algumas condições de contorno para as suas soluções, como:
 1. admite-se que as constantes físicas do material não variam com a temperatura,
 2. considera-se que o material mantém uma estrutura homogênea,
 3. considera-se que não há nem geração e nem perda de calor nas transformações metalúrgicas que ocorrem durante o ciclo de soldagem.
- As condições de simulação de um ciclo simples de soldagem, exigidas pela norma KTA-1.406, são muito flexíveis, sendo assim, conseguiu-se reproduzi-las sem a necessidade de muito controle das variáveis que controlam a simulação, tendo o resfriamento sido alcançado com um simples banho de imersão em óleo.
- Apesar de se ter conseguido, durante a simulação, um tempo de aquecimento dentro das exigências da norma, ele foi relativamente longo em relação ao tempo real de uma operação de soldagem.

- A homogeneidade das amostras simuladas foi considerada como satisfatória; a dureza ao longo do comprimento e da espessura das amostras S.9 e S.13 apresentadas nas Tabelas V.3 e V.4 mostraram uma variação em torno de 2% em relação ao desvio padrão e inferior a 7% entre o valor máximo e mínimo. As metalografias destas amostras simuladas, mostradas nas Figuras V.6 e V.7, mostraram que não houve uma variação microestrutural significativa ao longo das mesmas.
- A variação de 20%, utilizada na comparação dos valores de Δt_{500}^{800} , foi adotada por ser a mesma variação admitida pela norma KTA-1.406 para o tempo de resfriamento Δt_{500}^{800} .
- A variação de 20% utilizada nas comparação das distâncias da linha de fusão (d_{cal} , d_{Hv} e d_{Met}) foram consideradas como sendo satisfatórias por se tratar da simulação de uma região da zona afetada pelo calor e não de um "ponto" definido.
- As comparações por meio dos ensaios de impacto Charpy-V, foram feitas com o entalhe dos corpos-de-prova localizados a uma distância da linha de fusão entre 0,30 e 0,35 mm, por se considerar que seria mais fácil comparar uma região da zona afetada pelo calor. E assim, foi possível limitar os valores de T_p e HV-5, da zona afetada pelo calor, para a escolha das amostras simuladas de onde seriam retirados os corpos-de-prova para a comparação por meio dos ensaios de impacto Charpy. V.
- A realização de ensaios de impacto na zona afetada pelo calor de juntas soldadas, mesmo feitas em condições especiais, mostrou que os resultados não são satisfatórios, pois cerca de 60% dos corpos-de-prova ensaiados, Tabela V.7, não representaram a resistência ao impacto da região escolhida para o ensaio, a fratura desviou-se para a linha de fusão.

- Devido a dificuldade de se analisar os microconstituintes formados na zona afetada pelo calor, as comparações microestruturais foram feitas apenas por semelhança visual de microestrutura.

VII - CONCLUSÕES

O presente trabalho permitiu obter as seguintes conclusões:

- Foi possível produzir, em um equipamento indutivo, uma amostra simulada, totalmente homogênea, de grandes dimensões se comparadas com as produzidas pelo método Gleeble.
- As dimensões das amostras simuladas possibilitam a realização de diversos tipos de ensaios mecânicos que não são possíveis nas amostras simuladas pelo método Gleeble.
- O método permitiu a simulação de um ciclo simples de soldagem dentro das exigências da norma KTA-1.406.
- Apesar de se ter obtido a simulação de regiões definidas da zona afetada pelo calor de soldas reais, a simulação de ciclos térmicos de soldagem não deve ser considerada como uma solução para a simulação da zona afetada pelo calor. Tanto a microestrutura como a dureza de uma amostra simulada podem diferenciar da região da solda de onde se levantou o ciclo térmico. Deve-se avaliar a simulação da microestrutura e/ou da dureza da zona afetada pelo calor independente do ciclo térmico sofrido.
- O método apresentou limitações em relação a sua velocidade de aquecimento para a simulação de soldagem com baixa energia; e por não ter um controle efetivo da velocidade de resfriamento da amostra.
- O método é simples e barato, pois consiste apenas de se fazer uma adaptação em uma fonte de energia de um forno de indução eletromagnética.

- O objetivo do trabalho foi alcançado, atendeu as disposições da norma KTA-1.406 e reproduziu regiões da zona afetada pelo calor de soldas reais.

ANEXO I

Tabela 1 - Parâmetros de soldagem para os quatro cordões de solda sobre chapa.

Cordão N ^o	Voltagem de Soldagem [V]	Corrente de Soldagem [A]	Velocidade de Soldagem [mm/s]	Temperatura Inicial [°C]	Energia Total [J/mm]	Energia Líquida [J/mm]
C.1	24	540	5,7	25	2.274	1.933
C.2	26	560	5,8	25	2.510	2.134
C.3	28	620	5,6	25	3.100	2.635
C.4	30	670	5,6	25	3.589	3.051

Tabela 2 - Medidas de dureza, Vickers com carga de 5 kgf (HV-5), em relação à distância (d) da linha de fusão para os quatro cordões de solda utilizados no levantamento dos perfis de dureza.

Cordão C.1		Cordão C.2		Cordão C.3		Cordão C.4	
d [mm]	HV-5	d [mm]	HV-5	d [mm]	HV-5	d [mm]	HV-5
0,13	358	0,13	359	0,13	342	0,25	313
0,17	351	0,25	354	0,25	336	0,38	310
0,25	336	0,38	342	0,38	321	0,51	310
0,38	313	0,51	321	0,51	303	0,64	306
0,51	296	0,64	306	0,64	286	0,76	303
0,64	289	0,76	289	0,76	277	0,89	296
0,76	274	0,89	280	0,89	268	1,02	296
0,89	262	1,02	271	1,02	257	1,14	286
1,02	249	1,14	257	1,14	249	1,27	277
1,14	244	1,27	254	1,27	241	1,40	271
1,27	236	1,40	246	1,40	239	1,52	262
1,40	229	1,65	232	1,52	229	1,78	251
1,65	221	2,03	219	1,78	221	2,03	246
1,78	216	2,29	212	2,03	212	2,29	241
2,03	212	2,54	201	2,29	207	2,54	239

Tabela 3 - Distância à linha de fusão, para as amostras que simularam o cordão de solda C.1 em termos de tempo de resfriamento Δt_{500}^{800} e temperatura de pico T_p .

Corpo-de-Prova N ^o	S.3	S.4	S.6	S.7	S.8	S.9	S.12	S.13
Distância à Linha de Fusão [mm]	0,27	0,31	0,35	0,36	0,39	0,39	1,13	1,15

Tabela 4 - Distância à linha de fusão, para as amostras que simularam o cordão de solda C.2 em termos de tempo de resfriamento Δt_{500}^{800} e temperatura de pico T_p .

Corpo-de-Prova N ^o	S.1	S.2	S.3	S.4	S.5	S.6	S.7	S.8	S.9	S.12	S.13
Distância à Linha de Fusão [mm]	0,28	0,29	0,30	0,34	0,38	0,39	0,40	0,43	0,43	1,25	1,27

Tabela 5 - Distância à linha de fusão, para as amostras que simularam o cordão de solda C.3 em termos de tempo de resfriamento Δt_{500}^{800} e temperatura de pico T_p .

Corpo-de-Prova N ^o	S.1	S.2	S.3	S.4	S.5	S.10	S.12	S.13	S.14
Distância à Linha de Fusão [mm]	0,34	0,36	0,37	0,42	0,46	1,33	1,54	1,56	1,87

Tabela 6 - Distância à linha de fusão, para as amostras que simularam o cordão de solda C.4 em termos de tempo de resfriamento Δt_{500}^{800} e temperatura de pico T_p .

Corpo-de-Prova N ^o	S.2	S.10	S.11	S.14
Distância à Linha de Fusão [mm]	0,42	1,54	1,78	2,17

Tabela 7 - Distância à linha de fusão, para as amostras que simularam o cordão de solda C.1 em termos de tempo de resfriamento Δt_{500}^{800} e dureza HV-5.

Corpo-de-Prova N ^o	S.3	S.4	S.6	S.7	S.8	S.9	S.12	S.13
Distância à Linha de Fusão [mm]	0,18	0,18	0,23	0,36	0,38	0,23	0,98	0,97

Tabela 8 - Distância à linha de fusão, para as amostras que simularam o cordão de solda C.2 em termos de tempo de resfriamento Δt_{500}^{800} e dureza HV-5.

Corpo-de-Prova N ^o	S.1	S.2	S.3	S.4	S.5	S.6	S.7	S.8	S.9	S.12	S.13
Distância à Linha de Fusão [mm]	0,53	0,50	0,33	0,33	0,55	0,39	0,53	0,60	0,39	1,28	1,23

Tabela 9 - Distância à linha de fusão, para as amostras que simularam o cordão de solda C.3 em termos de tempo de resfriamento Δt_{500}^{800} e dureza HV-5.

Corpo-de-Prova N ^o	S.1	S.2	S.3	S.4	S.5	S.10	S.12	S.13	S.14
Distância à Linha de Fusão [mm]	0,37	0,34	(*)	(*)	0,39	0,85	1,24	1,22	1,18

(*) O valor da dureza das amostras S.3 e S.4 foram superiores ao valor máximo encontrado na zona afetada pelo calor do cordão C.3.

Tabela 10- Distância à linha de fusão, para as amostras que simularam o cordão de solda C.4 em termos de tempo de resfriamento Δt_{500}^{800} e dureza HV-5.

Corpo-de-Prova N ^o	S.2	S.10	S.11	S.14
Distância à Linha de Fusão [mm]	(*)	1,41	1,87	2,02

(*) O valor da dureza da amostra S.2 foi superior ao valor máximo encontrado na zona afetada pelo calor do cordão C.4.

Tabela 11- Distância à linha de fusão, para as amostras que simularam o cordão de solda C.1 em termos de tempo de resfriamento Δt_{500}^{800} , temperatura de pico T_p , dureza HV-5 e comparação metalográfica.

Corpo-de-Prova N ^o	S.7	S.8	S.12	S.13
Distância à Linha de Fusão [mm]	0,35	0,40	1,15	1,10

Tabela 12- Distância à linha de fusão, para as amostras que simularam o cordão de solda C.2 em termos de tempo de resfriamento Δt_{500}^{800} , temperatura de pico T_p , dureza HV-5 e comparação metalográfica.

Corpo-de-Prova N ^o	S.3	S.4	S.6	S.9	S.12	S.13
Distância à Linha de Fusão [mm]	0,30	0,35	0,40	0,45	1,20	1,15

Tabela 13- Distância à linha de fusão, para as amostras que simularam o cordão de solda C.3 em termos de tempo de resfriamento Δt_{500}^{800} , temperatura de pico T_p , dureza HV-5 e comparação metalográfica.

Corpo-de-Prova N ^o	S.1	S.2	S.5	S.12
Distância à Linha de Fusão [mm]	0,35	0,35	0,45	1,10

Tabela 14- Distância à linha de fusão, para as amostras que simularam o cordão de solda C.4 em termos de tempo de resfriamento Δt_{500}^{800} , temperatura de pico T_p , dureza HV-5 e comparação metalográfica.

Corpo-de-Prova N ^o	S.10	S.11	S.14
Distância à Linha de Fusão [mm]	1,55	1,90	1,80

Tabela 15- Parâmetros de soldagem utilizados na junta com chanfro em 1/2 "V", de onde foram retirados os corpos-de-prova para os ensaios de impacto.

Processo de soldagem	Arco submerso
Tensão de soldagem	30 Volts
Corrente de soldagem	580 Ampère
Velocidade de soldagem	5,0 mm/s
Temperatura inicial	25 °C
Energia de soldagem (Medida)	3.480 J/mm
Energia corrigida de soldagem	2.700 J/mm

Tabela 16 - Valores de dureza Vickers com carga de 5 kgf (HV-5), medidos entre 0,30 e 0,35 [mm] da linha de fusão, da zona afetada pelo calor da junta soldada de onde foram retirados os corpos-de-prova para os ensaios de impacto.

Impressão de Dureza N ^o	Valor da Dureza HV-5	Dureza Média HV-5	Desvio Padrão HV-5
01	321		
02	317		
03	345		
04	336		
05	341	334	9,9
06	329		
07	345		
08	332		
09	336		

ANEXO II

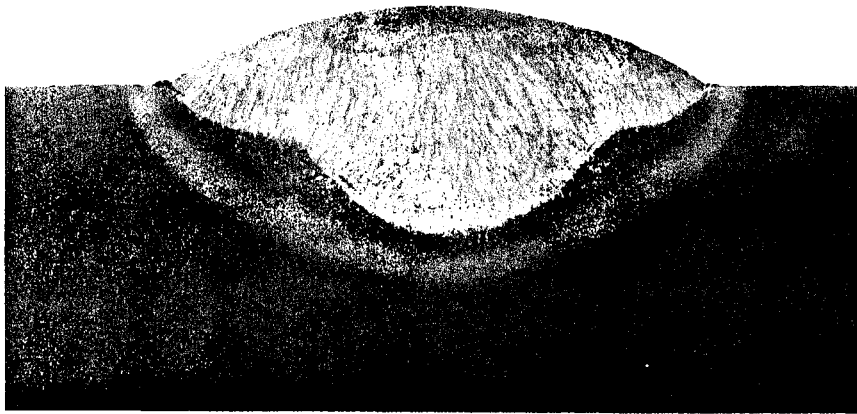


Figura 1 - Macrografia do cordão de solda C.1 - aumento de 4 X e ataque com Nital 2%.



Figura 2 - Macrografia do cordão de solda C.2 - aumento de 4 X e ataque com Nital 2%.

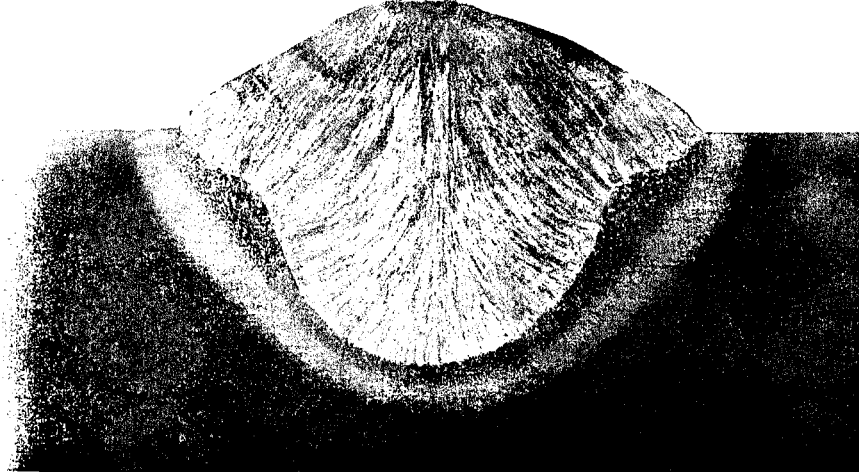


Figura 3 - Macrografia do cordão de solda C.3 - aumento de 4 X e ataque com Nital 2%.

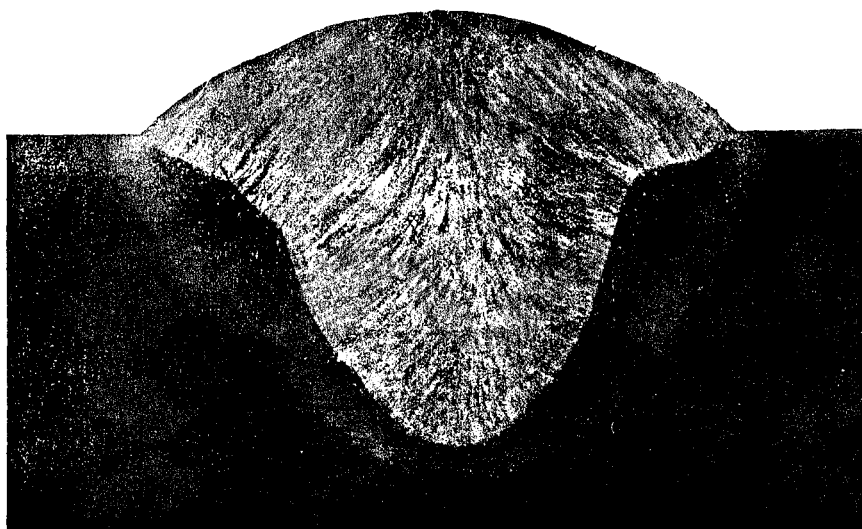


Figura 4 - Macrografia do cordão de solda C.4 - aumento de 4 X e ataque com Nital 2%.

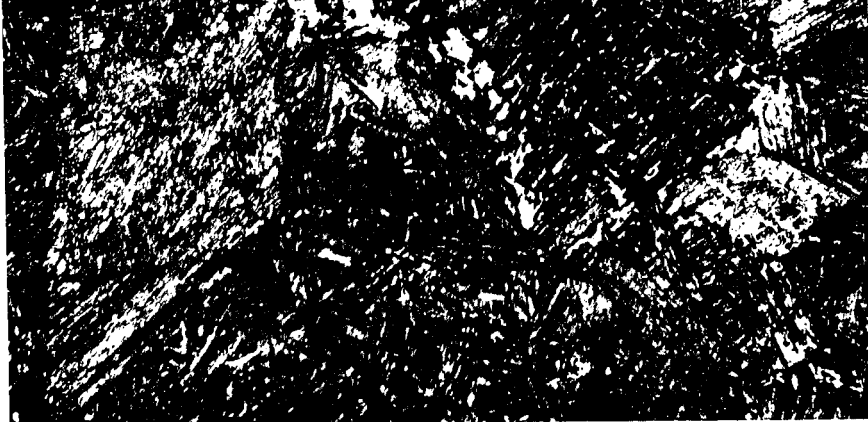


Figura 5 - Microestrutura da amostra simulada S.1, aumento de 200 X e ataque com Nital 2%.



Figura 6 - Microestrutura da amostra simulada S.2, aumento de 200 X e ataque com Nital 2%.



Figura 7 - Microestrutura da amostra simulada S.3, aumento de 200 X e ataque com Nital 2%.



Figura 8 - Microestrutura da amostra simulada S.4, aumento de 200 X e ataque com Nital 2%.

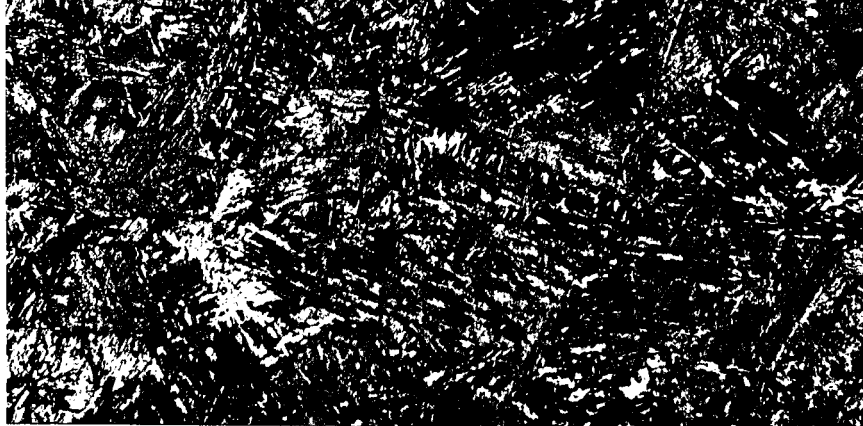


Figura 9 - Microestrutura da amostra simulada S.5, aumento de 200 X e ataque com Nital 2%.

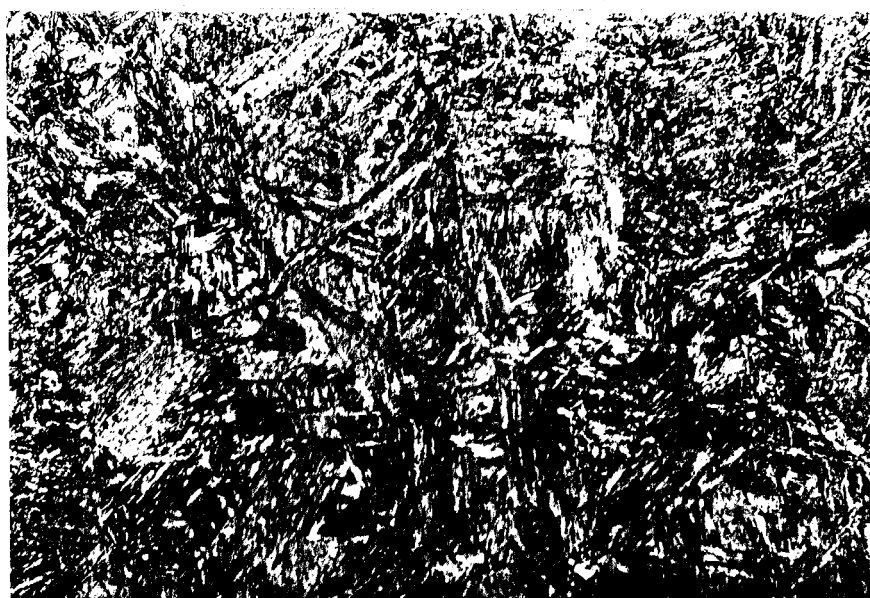


Figura 10 - Microestrutura da amostra simulada S.6, aumento de 200 X e ataque com Nital 2%.



Figura 11 - Microestrutura da amostra simulada S.7, aumento de 200 X e ataque com Nital 2%.

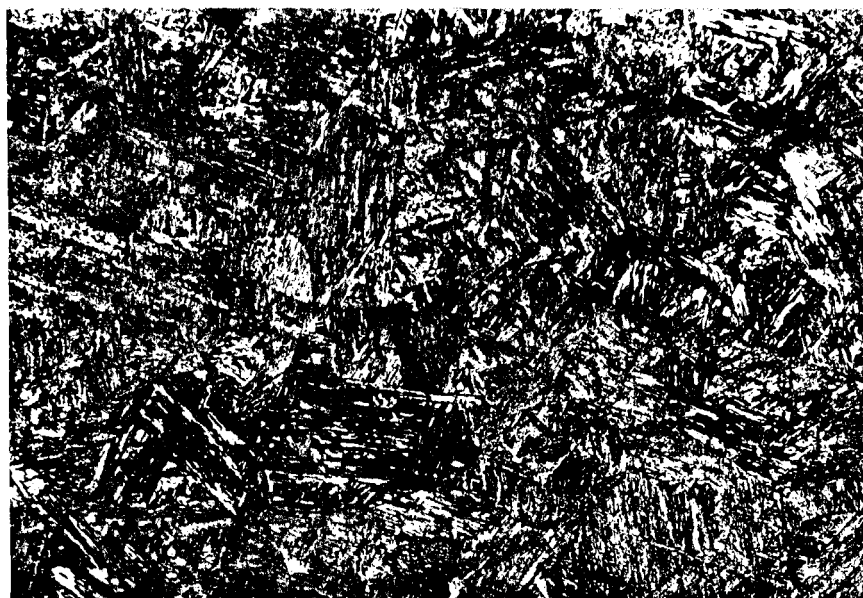


Figura 12 - Microestrutura da amostra simulada S.8, aumento de 200 X e ataque com Nital 2%.



Figura 13 - Microestrutura da amostra simulada S.9, aumento de 200 X e ataque com Nital 2%.

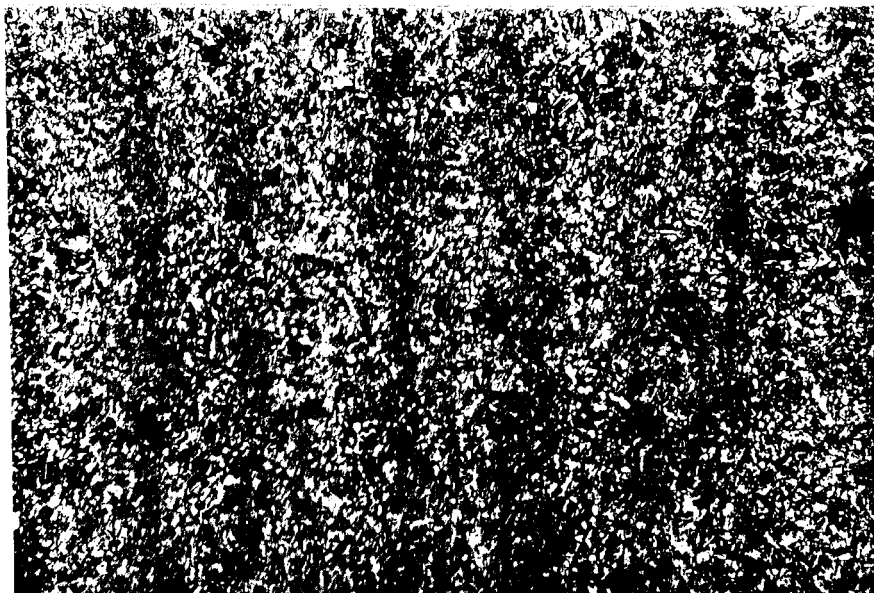


Figura 14 - Microestrutura da amostra simulada S.10, aumento de 200 X e ataque com Nital 2%.

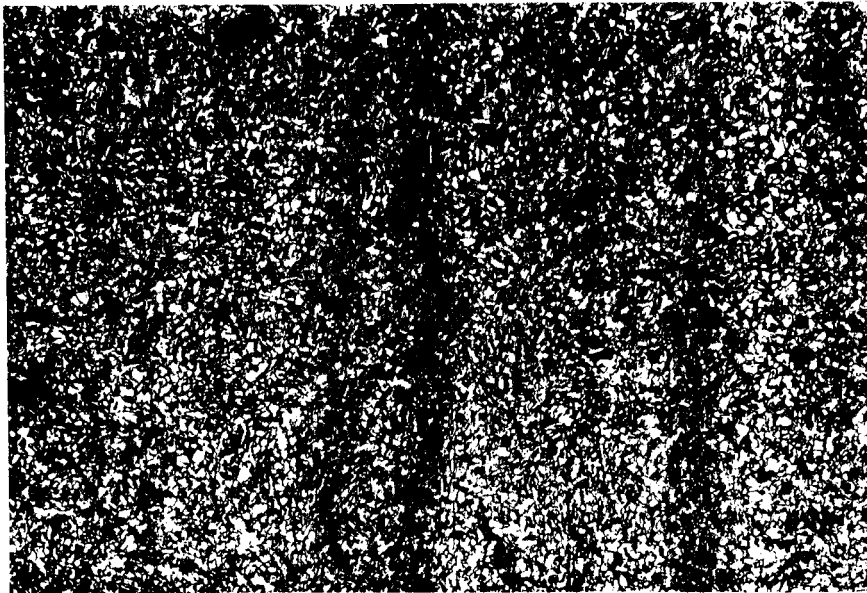


Figura 15 - Microestrutura da amostra simulada S.11, aumento de 200 X e ataque com Nital 2%.

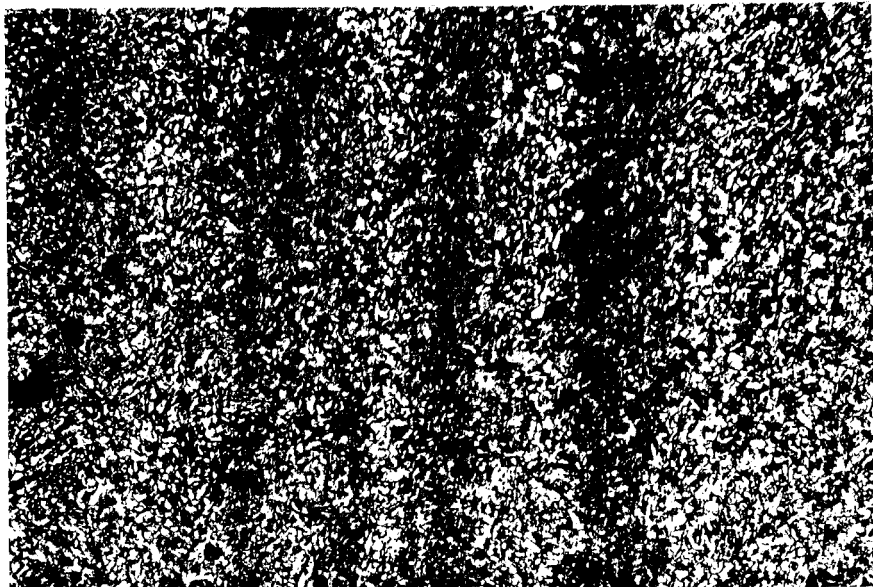


Figura 16 - Microestrutura da amostra simulada S.12, aumento de 200 X e ataque com Nital 2%.

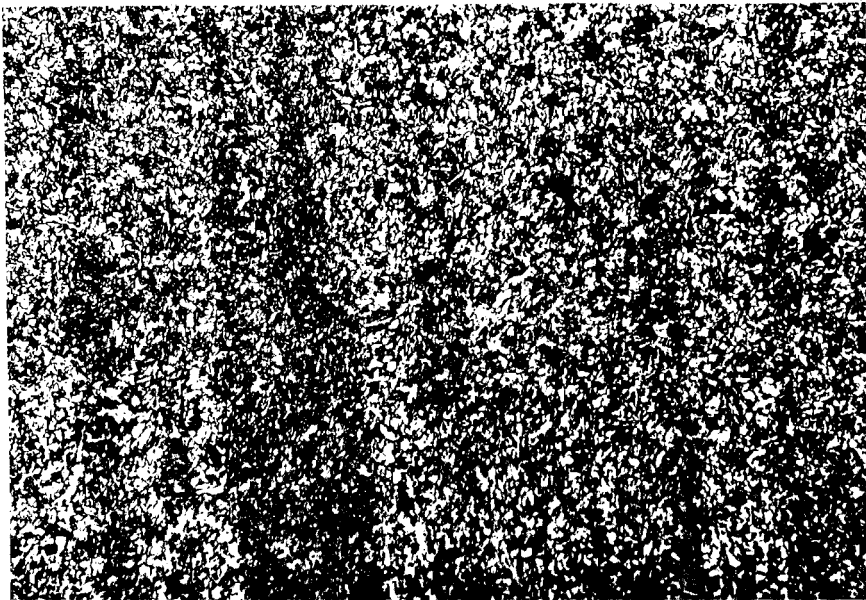


Figura 17 - Microestrutura da amostra simulada S.13, aumento de 200 X e ataque com Nital 2%.

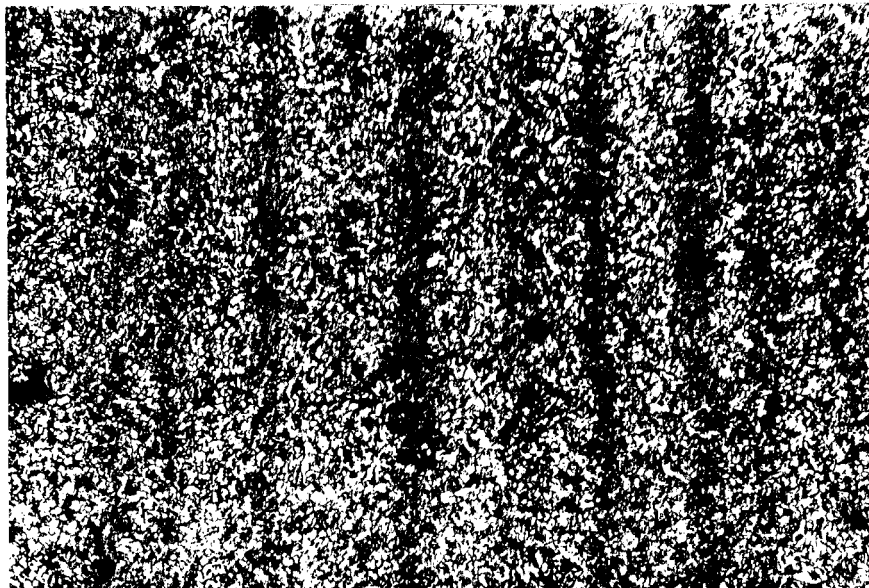


Figura 18 - Microestrutura da amostra simulada S.14, aumento de 200 X e ataque com Nital 2%.

A N E X O I I I

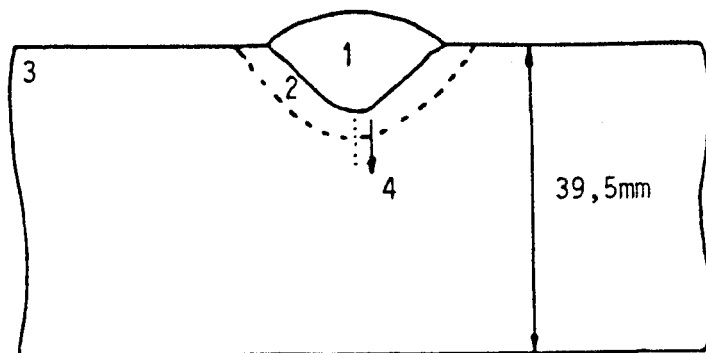


Figura 1 - Posição das medidas de dureza para o levantamento dos perfis de dureza da zona afetada pelo calor dos cordões de solda, 1-Metal de solda; 2-Zona afetada pelo calor; 3-Metal base; 4-Posição e sentido das medidas.

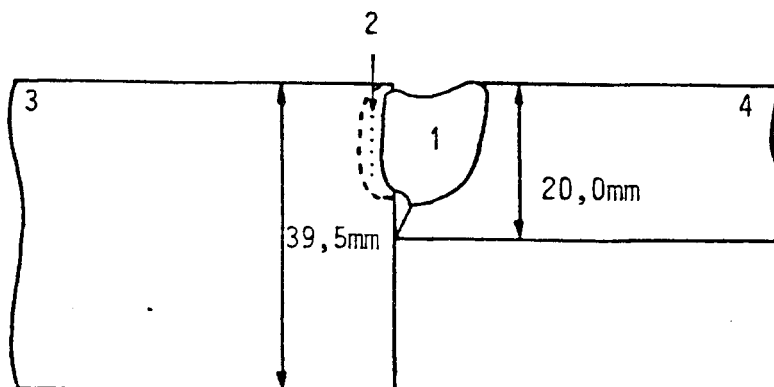


Figura 2 - Posição das medidas de dureza da zona afetada pelo calor da junta onde foram realizados os ensaios de impacto, de 0,30 a 0,35 mm da linha de fusão. 1) Metal de solda. 2) Zona afetada pelo calor de interesse. 3) Metal base de interesse (WStE 370-N). 4) Aço carbono comum.

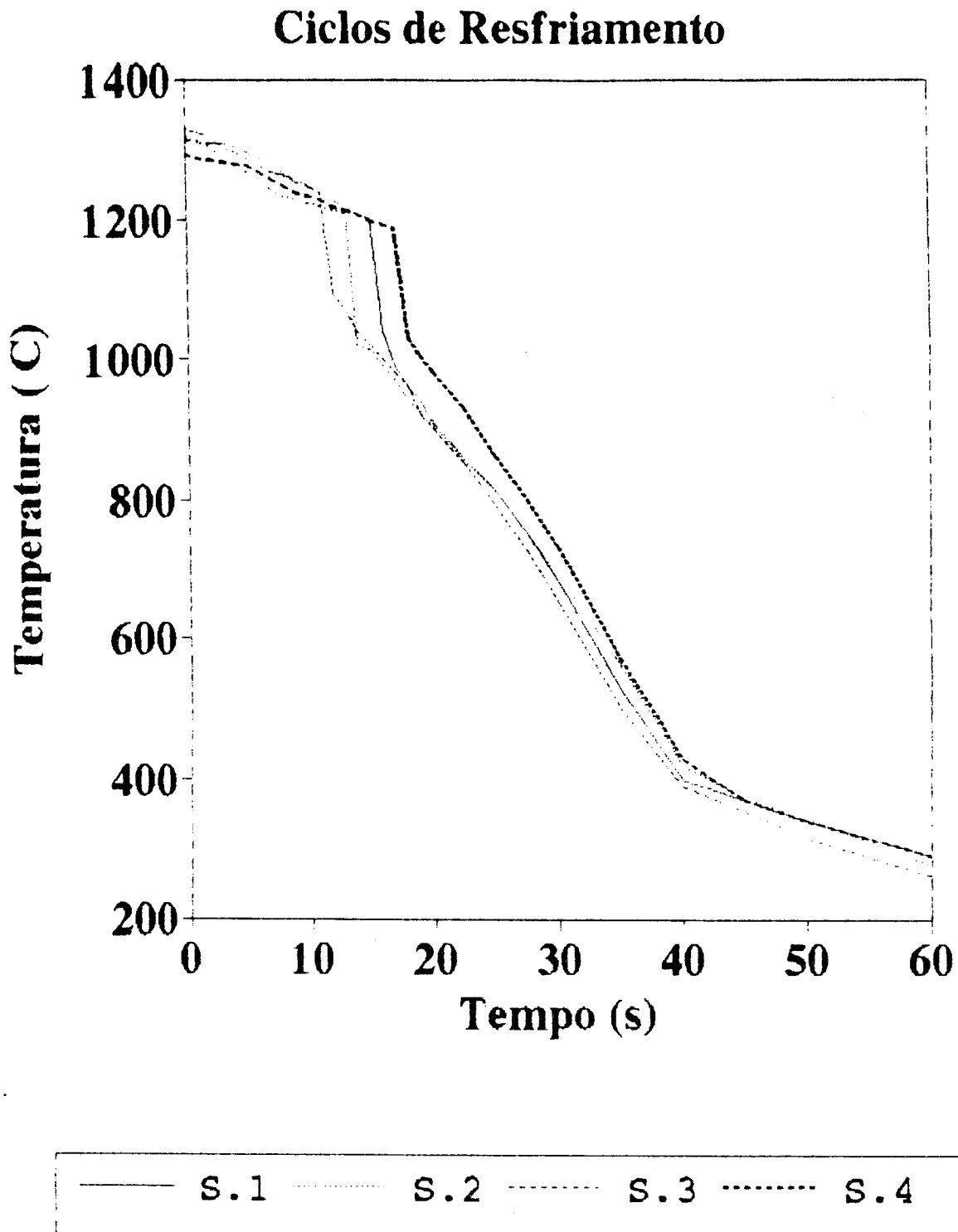


Figura 3 - Gráfico do ciclo de resfriamento das amostras S.1, S.2, S.3 e S.4.

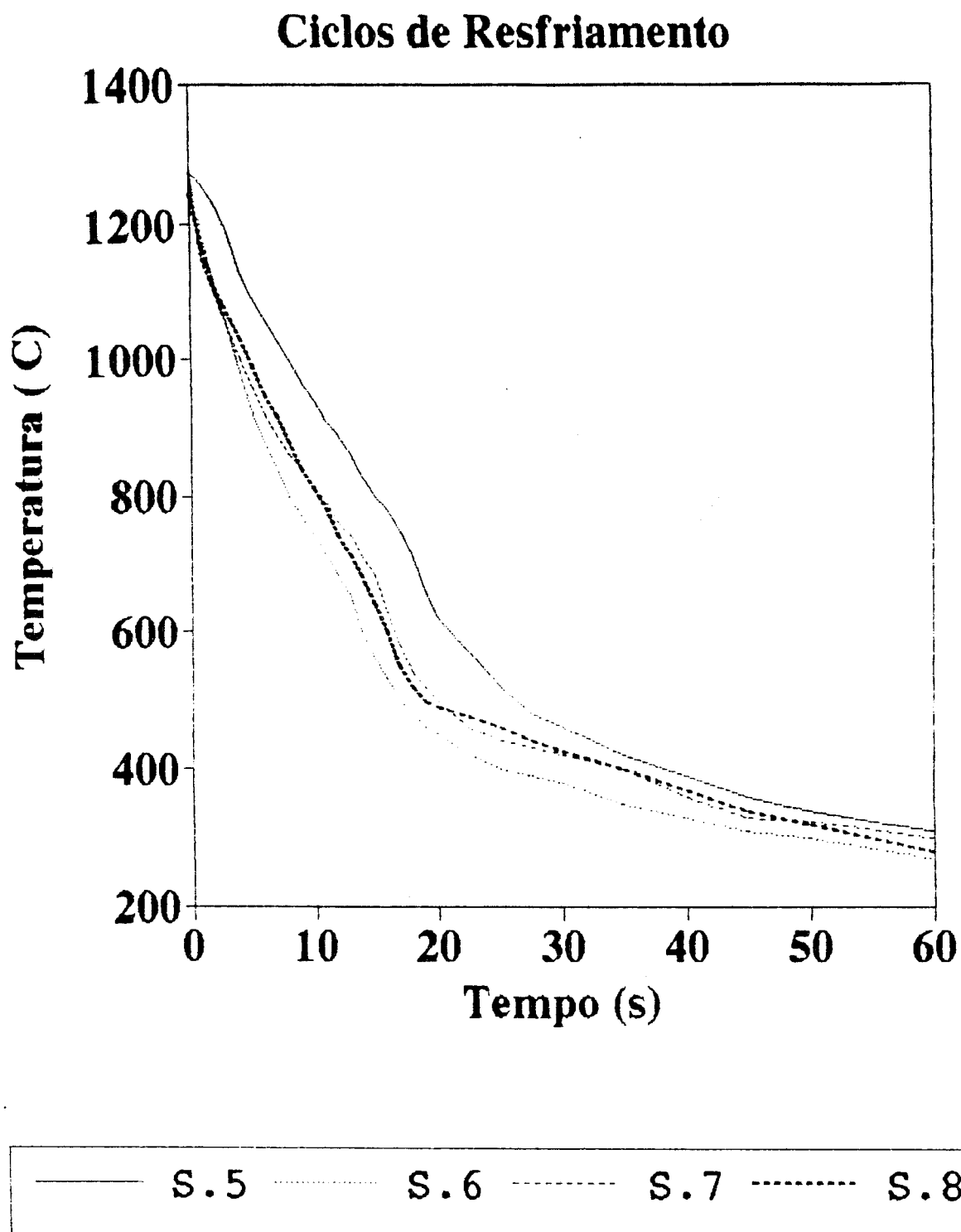


Figura 4 -Gráfico do ciclo do resfriamento das amostras S.5, S.6, S.7 e S.8.

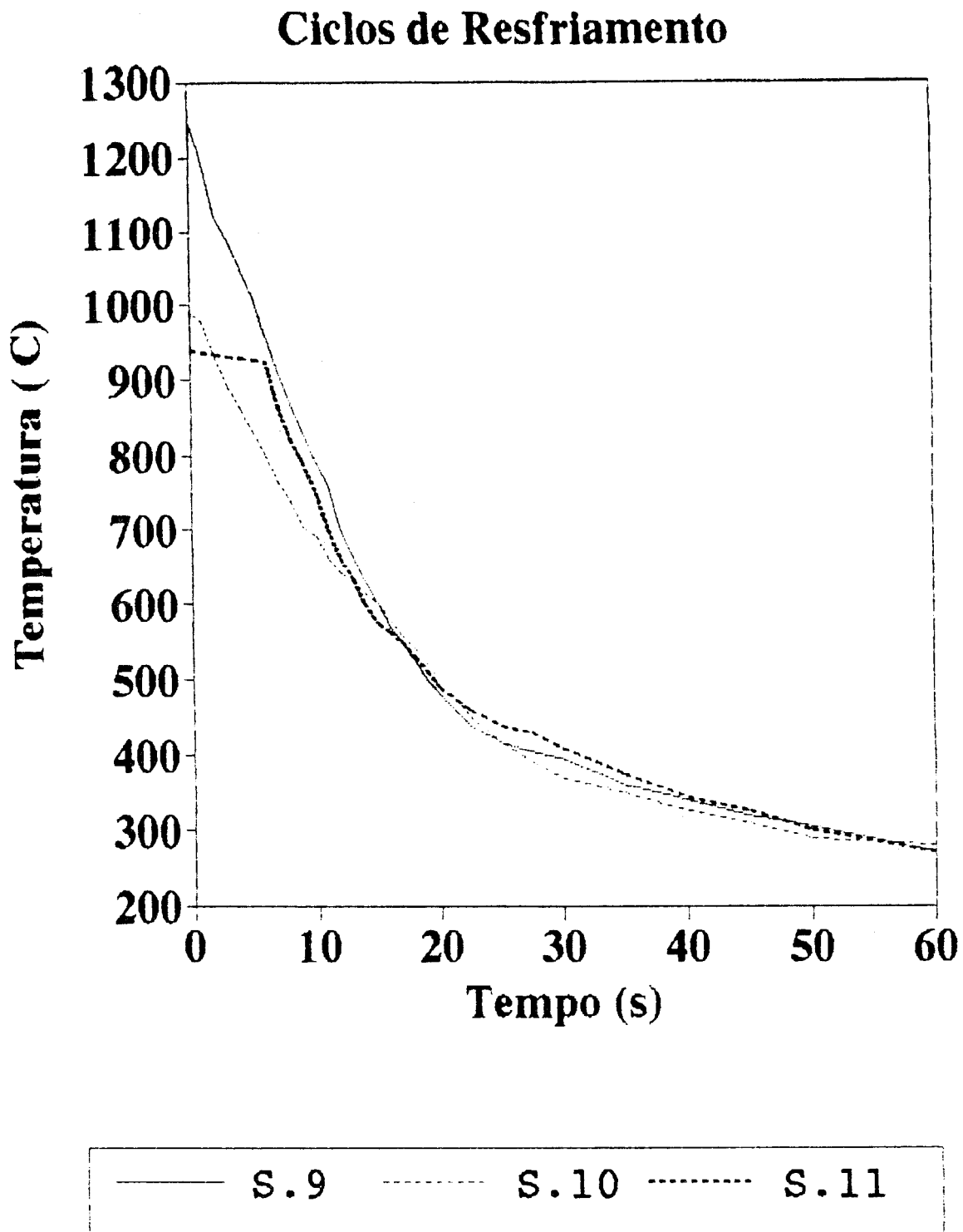


Figura 5 - Gráfico do ciclo do resfriamento das amostras S.9, S.10 e S.11.

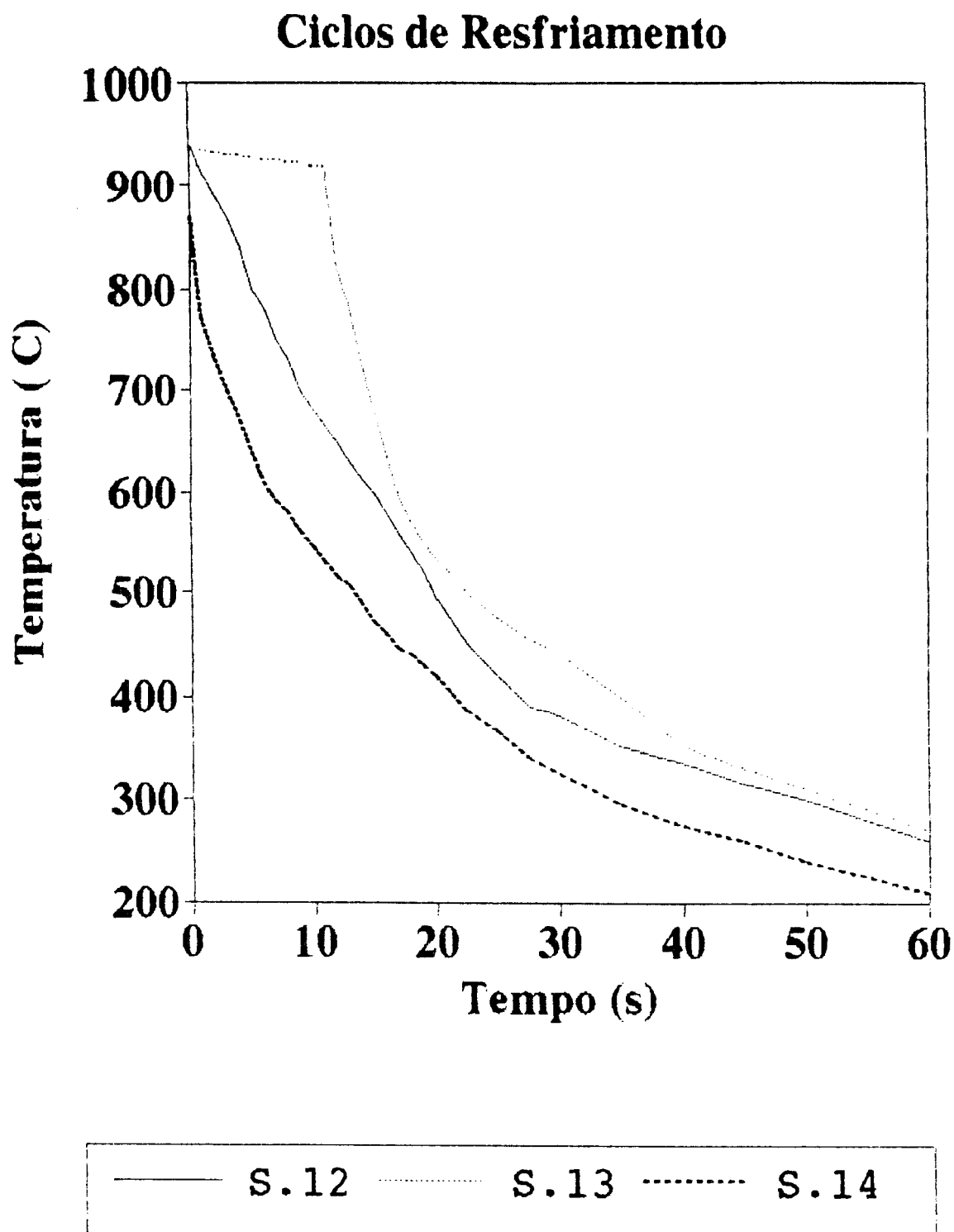


Figura 6 -Gráfico do ciclo do resfriamento das amostras S.12, S.13 e S.14.

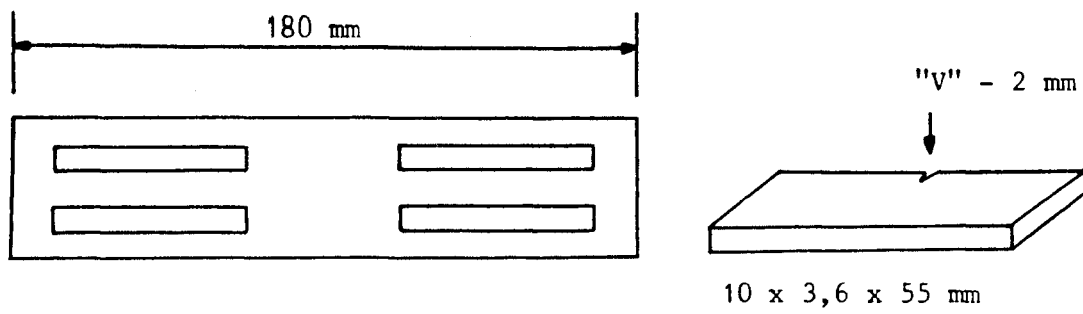


Figura 7 - Posições para a retirada dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V, das amostras simuladas.

BIBLIOGRAFIA

- [1] Jackson, C.E. Metalurgy and Weldability - Weldability of Steels. 3^a ed. Welding Research Council. New York. 1978. p. 65 - 112.
- [2] Van Vlack, L.H. Princípios de Ciência e Tecnologia dos Materiais. Ed. Campus LTDA. 4^a ed. Rio de Janeiro, 1984. p. 391-412.
- [3] Pedraza, A. J., Coutinho, C.A.B., Silva, E.M.P. Tratamentos Térmicos dos Aços. Departamento de Engenharia Metalúrgica. UFMG. Belo Horizonte, Nov. 1983. Cap. 4 e 6.
- [4] Idem 2. p. 433-440.
- [5] Chiaverini, V. Aços e Ferros Fundidos. Associação Brasileira dos Metais. 5^a ed. São Paulo. 1982. p. 41-51.
- [6] American Welding Society. Welding Handbook. 7^a ed. Miami. 1976. V. 1. p. 100-112.
- [7] Quites, A.M. e Dutra, J.C. Tecnologia da Soldagem a Arco Elétrico. EDEME. Florianópolis. 1979. p. 231-243.
- [8] Perdigão, S.C. Ciclos Térmicos de Soldagem. Revista Metalurgia. Associação Brasileira dos Metais. N^o 295. V. 38. Jun. 1982. p. 349-353.
- [9] Paredes, R.C. Ciclos Térmicos de Soldagem. Anuais do 10^o Congresso Alamet. 1988. p. 603-614.

- [10] American Welding Society. Welding Handbook. 7^a ed. Miami. 1976. V. 2. p. 80-89.
- [11] Ivens, P. F. and van den Bergh, A.A. Impact Testing of the HAZ. Metal Construction and British. Welding Journal. N^o 7. v. 6. 1974, p. 234-236.
- [12] Modenesi, P.J., Marques, P.V. e Santos, D.B. Curso de Metalurgia da Soldagem. Fundação Christiano Ottoni. Departamento de Engenharia Metalúrgica. UFMG. Belo Horizonte. Nov. 1985. p. 103-116.
- [13] Hammerz, N.E. Effect of Cb on HAZ Ductility in Constructional HT Steels. The Welding Journal. N^o 5. V. 54, May 1975. p. 162s-168s.
- [14] Okumura, T. e Taniguchi, C. Engenharia de Soldagem e Aplicações. LTC. Rio de Janeiro, 1982. p. 67-70.
- [15] Rosenthal, D. Mathematical Theory of Heat Distribution During Welding and Cutting. The Welding Journal. N^o 5. V. 20. May 1941. p. 220s-225s.
- [16] Adams, C.M. Jr. Cooling Rates and Peak Temperatures in Fusion - Welding. The Welding Journal, N^o 5. V. 37. May 1958, p. 210s-215s.
- [17] Barry, J.M., Zvi Paley and Adams, C.M. Jr. Heat Conduction from Moving Arcs in Welding. The Welding Journal. N^o 3. V. 42. Mar. 1963. p. 97s-104s.
- [18] Blodgett, O.W. Calculating Cooling Rates by Computer Programming. The Welding Journal. N^o 3. V. 63. Mar. 1984. p. 19-34.

- [19] IRSID. Soudabilité des Aciers au C-Mn et Microalliés.
Rapport Final. S. 1. p. 9-10.
- [20] Idem 12. p. 141-146.
- [21] Idem 12. p. 155-156.
- [22] Idem 12. p. 121-190.
- [23] Idem 6. p. 122-137.
- [24] Alé. R.M. Soldabilidade do Aço WStE-36. Tese de Mestrado.
Departamento de Engenharia Metalúrgica. UFMG. Belo Horizonte. Dez. 1985. p. 14-34.
- [25] Idem 12. p. 222-227.
- [26] Dolby, R.E. HAZ Toughness of Structural and Pressure Vessel Steels - Improvement and Prediction. The Welding Journal. N^o 8. V. 58. Aug. 1979. p. 225s-238s.
- [27] Idem 12. p. 211-216.
- [28] Solari, M. y Biloni, H. Origen de los Elementos Estructurales en el Metal de Soldadura. Comisión Nacional de Energía Atómica. Buenos Aires. 1982. p. 127-142.
- [29] Idem 5. p. 32-39.
- [30] Idem 12. p. 180-186.
- [31] Jesseman, R.J. and Schmid, G.C. Influence of Some Steelmaking Variables on Ship Plate Weldment Toughness. The Welding Journal. N^o 8. V. 58. Aug. 1979. p. 239s-247s.

- [32] Ratbone, A.M. The Propertiers of Steels Related to Weldability - Weldability of Steels. 3^a ed. Welding Research Council. New York. 1978. p. 135-141.
- [33] Grotke, G.E. Indirect Testes for Weldability - Weldability of Steels. 3^a ed. Welding Research Council. New York. 1978. p. 293-330.
- [34] Nippes, E.F. and Savage, W.F. Tests of Specimens Simulating Weld Heat-Affect Zones. The Welding Journal. N^o 12. V. 28. Dec. 1949. p. 599s-616s.
- [35] Kerntechnischer Ausschuss. Schweißsimulationsversuche. In: Grundsätze für die Begutachtung von Werkstoffen für den Einsatz in Kernkraftwerken. Teil 1. Leichtwasserreaktoren. Köln, 1984. Abschnitt 3.2.4. p. 33-36. (Norma KTA-1406).
- [36] Nippes, E.F. and Savage, W.F. Development of Specimen Simulating Weld Heat - Affect Zones. The Welding Journal. N^o 11. V. 28. Nov. 1949, p. 534s-546s.