

UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAÍBA
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
MESTRADO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

AVALIAÇÃO DA VARIAÇÃO DO CICLO TÉRMICO NA SOLDAGEM DE AÇOS
ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)

CÁSSIA MARIA FARIAS LOPES

CAMPINA GRANDE – PB

2000



AVALIAÇÃO DA VARIAÇÃO DO CICLO TÉRMICO NA SOLDAGEM DE AÇOS
ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)

CÁSSIA MARIA FARIAS LOPES

AVALIAÇÃO DA VARIAÇÃO DO CICLO TÉRMICO NA SOLDAGEM DE AÇOS
ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)

Dissertação apresentada ao Curso de
Mestrado em Engenharia Mecânica da
Universidade Federal da Paraíba, CAMPUS
II, em cumprimento às exigências para
obtenção do grau de Mestre.

Orientador: Prof. Dr. THEOPHILO MOURA MACIEL

CAMPINA GRANDE – PB

2000



L864a Lopes, Cássia Maria Farias.
Avaliação da variação do ciclo térmico na soldagem de
aços alta resistência e baixa liga (ARBL) / Cássia Maria
Farias Lopes. - Campina Grande, 2000.
109 f.

Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) -
Universidade Federal da Paraíba, Centro de Ciências e
Tecnologia, 2000.
"Orientação : Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel".
Referências.

1. Soldagem. 2. Aços ARBL - Soldagem. 3. Ciclo Térmico -
Variação - Soldagem. 4. Dissertação - Engenharia Mecânica.
I. Maciel, Theophilo Moura. II. Universidade Federal da
Paraíba - Campina Grande (PB). III. Título

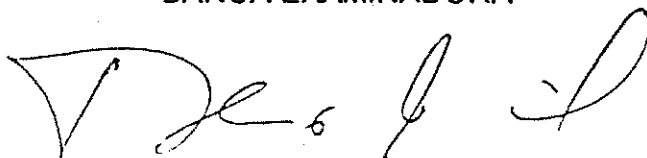
CDU 621.791(043)

CÁSSIA MARIA FARIAS LOPES

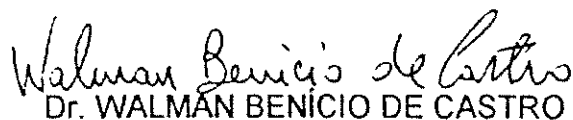
AVALIAÇÃO DA VARIAÇÃO DO CICLO TÉRMICO NA SOLDAGEM DE AÇO DE
ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)

DISSERTAÇÃO APROVADA EM 17/11/2000

BANCA EXAMINADORA



Dr. THEOPHILO MOURA MACIEL
ORIENTADOR



Dr. WALMAN BENÍCIO DE CASTRO
MEMBRO



Dr. JOSÉ MAURÍCIO DE ALVES MATOS GURGEL
MEMBRO



Dr. JESUALDO PEREIRA FARIAS
MEMBRO

CAMPINA GRANDE – PB
NOVEMBRO/2000

Dedico este trabalho a minha mãe: Maria José Farias Lopes, que me proporcionou tudo que sou hoje e pela sua garra e dedicação em todo os momentos da minha vida. Ofereço àqueles que sempre me incentivaram, meus irmãos: Antônio Neto, João Farias e Cacilda Farias.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus pela força que ele sempre me proporcionou nos momentos mais difíceis, não deixando nunca desistir de lutar pelo meu objetivo.

Ao Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel pela sua orientação e profissionalismo.

Aos alunos de Iniciação Científica Cícero Ferreira Machado, Raimundo C. S.F. Júnior, Alex Aires de Souza , Francisco Júnior e Erivaldo de Sousa Mascarenhas, pelo companheirismo durante a realização deste trabalho.

À CAPES pelo financiamento da bolsa de estudo para execução deste trabalho.

À ESAB S/A Indústria e Comércio pelo fornecimento dos eletrons e pelas análises químicas do Metal de Base e de Solda.

A USIMINAS pelo fornecimento do metal de base.

Ao Departamento de Engenharia Mecânica pela concessão de seus laboratórios.

Ao funcionário do Laboratório de Soldagem: Fernando José da Silva e ao funcionário da Oficina Mecânica José Nilson Barbosa pelos serviços prestados.

Ao Prof. Dr. Walman Benício pelo doação dos Termopares e pela orientação na calibração do sistema de aquisição de dados.

Aos funcionários do Departamento de Engenharia Mecânica.

À secretária do curso de mestrado em Engenharia Mecânica, Márcia Quirino pela a sua dedicação.

SUMÁRIO

	Página
LISTA DE FIGURAS	i
LISTA DE TABELAS	viii
LISTA DE SÍMBOLOS	xi
RESUMO	xiv
ABSTRACT	xv
1 – INTRODUÇÃO	1
1.1 – Objetivos	2
2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1 – Microestruturas de Juntas Soldadas de aços ARBL.....	3
2.1.1 – Microestruturas de Metal de Solda de aços ARBL	3
2.1.2 - Microestruturas da ZTA de junta soldada de aços Ferríticos.....	9
2.1.3 - Efeito da Composição Química do Metal de Solda.....	13
2.1.4 - Efeito do ciclo Térmico.....	16
2.1.4.1 - Influência dos Parâmetros de Soldagem nas Variáveis do Ciclo Térmico.....	17
2.2 - Determinação das variáveis dos Ciclos Térmicos da soldagem.....	20
2.2.1 – Determinação Teórica	20
2.3– Determinações Experimentais	25
2.3.1 – Método Direto	26

2.3.2 – Método Simulados	27
2.4– Processos de Soldagem a Arco Elétrico	28
2.4.1 – Processo de soldagem a Arco com Eletrodos Revestidos SAER	28
2.4.2 – Processo de Soldagem a Arco com Arame Tubular(SAT).	31
3 - MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	34
3.1 – Comparação entre os valores teóricos e experimentais das variáveis do ciclo térmico.....	34
3.2 – Processos de soldagem e consumíveis	35
3.2.1 – Procedimentos e Parâmetros de Soldagem	37
3.2.2 – Termopar	38
3.3 – Equipamentos	38
3.3.1 – Sistema para a obtenção dos Ciclos Termico na Junta Soldada	38
3.3.2 – Calibração do Sistema	41
3.4 – Análise Metalográficas e de Dureza	43
3.3.1 – Corte	44
3.3.2 – Embutimento	45
3.3.3 – Lixamento	45
3.3.4 – Polimento	46
3.3.5 – Ataque	46
3.5 – ANÁLISE METALOGRÁFICO	47
3.5.1 – Medidas de dureza	50
3.5.2 – Medidas da extensão da ZTA	51

4- RESULTADOS E DISCUSSÕES	52
4.1 – Influência dos Parâmetros de Soldagem sobre as Variáveis do Ciclo Térmico e Comparação dos valores teóricos com os valores Experimentais.....	52
4.1.1 – Processo SAER.....	52
4.1.2 – Processo SAT	61
4.2 – Efeito das variáveis do ciclo térmico sobre a microestrutura e dureza da ZTA	69
4.2.1 – Processo SAER	69
4.2.2 – Processo SAT	76
4.3 – Efeito das variáveis do ciclo térmico sobre a microestrutura e dureza do metal de solda	83
4.3.1 – Processo SAER	83
4.3.2 - Processo SAT	86
44 - Comparação entre os resultados obtidos para os dois processos de soldagem SAER e SAT	90
5 – CONCLUSÕES	99
6 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	101
7 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	102
8 – ANEXOS	
ANEXOS I – Ciclos Térmicos obtidos no processo SAER	
ANEXOS II – Ciclos Térmicos obtidos no processo SAT	

LISTA DE TABELAS

N°	Legenda	Página
3	– Composições Química dos Metais de Bases e dos Metais de Solda.	36
4.22	– Valores teóricos e experimentais da temperatura máxima ($T_{m\acute{a}x.}$) em função da energia de soldagem (H) a uma distância de 2,4 mm da linha de fusão de solda utilizando-se o processo SAER sem preaquecimento.	58
4.23	– Valores teóricos e experimentais da temperatura máxima ($T_{m\acute{a}x.}$) em função da energia de soldagem (H) a uma distância de 2,4 mm da linha de fusão de solda utilizando-se o processo SAER com preaquecimento de 100°C	59
4.24	- Valores teóricos e experimentais de $T_{m\acute{a}x.}$ a diferentes distâncias da linha de fusão de solda para soldagens executadas por processo SAER sem preaquecimento.....	59
4.25	– Valores teóricos e experimentais de $T_{m\acute{a}x.}$ a diferentes distâncias da linha de fusão de solda para soldagens executadas por processo SAER com preaquecimento de 100°C.....	60
4.26	– Valores do tempo de resfriamento entre 800° e 500°C obtidos experimentalmente e através da equação de Rosenthal a diferentes distâncias da linha de fusão da solda sem preaquecimento com diferentes energias de soldagem(H), utilizando o processo SAER.....	60

4.27 – Valores teóricos e experimentais da temperatura máxima ($T_{m\acute{a}x.}$) em função da energia de soldagem (H) a uma distância de 2,4 mm da linha de fusão de solda utilizando-se o processo SAT, sem preaquecimento.....	66
4.28 – Valores teóricos e experimentais da temperatura máxima ($T_{m\acute{a}x.}$) em função da energia de soldagem (H) a uma distância de 2,4 mm da linha de fusão de solda utilizando-se o processo SAT, com preaquecimento de 100°C.....	66
4.29 - Valores teóricos e experimentais de $T_{m\acute{a}x.}$ a diferentes distâncias da linha de fusão de solda para soldagens executadas por processo SAT sem preaquecimento.....	67
4.30 - Valores teóricos e experimentais de $T_{m\acute{a}x.}$ a diferentes distâncias da linha de fusão de solda para soldagens executadas por processo SAT com preaquecimento de 100°C.....	67
4.31 – Valores do tempo de resfriamento entre 800° e 500°C obtidos experimentalmente e teórico a diferentes distância da linha de fusão da solda sem preaquecimento a diferentes energias de soldagens utilizando o processo SAT.....	68
4.32 – Variação dos valores da dureza com temperatura máxima($T_{m\acute{a}x.}$) a um distância de 2,4mm da linha de fusão de solda.	74
4.33 – Relação entre o tempo de resfriamento entre 800° e 500°C a uma distância de 2,4 mm da linha de fusão e a extensão da região de grão grosseiro (RGG) na ZTA.....	74

LISTA DE SÍMBOLOS

AF - Ferrita Acicular

ARBL - Aços de Alta Resistência e Baixa Liga

ASTM – American Society for Testing Materials (Sociedade Americana para Testes de Materiais)

AWS – American Welding Society (sociedade Americana de Soldagem)

Al - Alumínio

B - Boro

C – Carbono

CO₂ – Dióxido de carbono

c - Calor específico do metal sólido

C.C.T – Continuous Cooling Transformation (Curva de Transformação em Resfriamento Contínuo)

Cr – Cromo

°C – Graus Celsius

h - espessura da placa

hc - espessura critica

H - Energia de soldagem(J/mm)

HV - Hardness Vickers (Dureza Vickers)

I - Corrente elétrica (A)

IIW – International Institute of Welding (Instituto Internacional de soldagem)

J - Joule

M - Martensita

MAG – Metal Active Gas

MB - Metal de Base

MIG – Metal Inert Gas

Mn - Manganês

MS - Metal de Solda

Mo - Molibdênio

Ni - Níquel

η_1 - Eficiência do processo de soldagem

PF - Ferrita Primária

PF(G) - Ferrita Primária de Contorno de Grão

RGG - Região de Grãos Grosseiros

RGF - Região de Grãos Finos

R - Taxa ou velocidade de resfriamento

RT - Região de Transição

SAER - Arco Elétrico com Eletrodo Revestido

SAT - Arco Elétrico com Arame Tubular

S_i - Silício

T_c - Temperatura crítica (°C)

$T_{máx.}$ - Temperatura máxima (°C)

T_o - Temperatura de preaquecimento(°C)

T_f - Temperatura de fusão do metal(°C)

T_i - Titânio

V - Tensão no arco (V)

v - Velocidade de deslocamento da fonte (mm/s)

k - Condutividade térmica do metal (J/mm.s.°C)

y - Distância da linha de fusão (mm)

γ - Austenita

ρ - Densidade do material (g/mm³)

α - Ferrita

ZTA - Zona termicamente afetada

$\Delta t_{8/5}$ - Tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C

RESUMO

Neste trabalho foram determinados, pelo o método diretos "IN SITU", as temperaturas máximas($T_{m\acute{a}x.}$) e os valores do tempo de resfriamento entre 800° e 500°C($\Delta t_{8/5}$) em diferentes regiões da zona termicamente afetada(ZTA) de juntas soldadas de aços de alta resistência e baixa liga(ARBL), variando-se os parâmetros de soldagem, comparando-se em seguida os valores desta variável do ciclo térmico obtidos experimentalmente com aqueles obtidos através da expressão teórica de fluxo de calor utilizando o valor do calor específico do metal de base a diferentes temperaturas. Foi avaliado ainda os efeitos da variação dos valores de $\Delta t_{8/5}$ sobre a microestrutura e dureza nos metais de solda e nas regiões de grãos grosseiros e de grãos finos da zona termicamente afetada de juntas soldadas sob diferentes energias de soldagem e temperaturas de preaquecimento(T_0). Para tanto utilizou-se um sistema de aquisição de dados com termopares localizados em diferentes locais da ZTA das juntas soldadas por processo a Arco Elétrico com Eletrodo Revestido e a Arco Elétrico com Arame Tubular, com preaquecimentos de 100°C e 200°C. Os resultados obtidos indicaram diferenças significativas entre valores teóricos e experimentais de T_0 e $\Delta t_{8/5}$. As variações dos valores do tempo de resfriamento entre 800° e 500°C proporcionados pelas alterações nos parâmetros de soldagem não acarretaram alterações significativas nas microestruturas e dureza dos metais de solda, entretanto proporcionaram alterações consideráveis nas microestrutura e nos valores de dureza das diferentes regiões da ZTA.

1 - INTRODUÇÃO

O grande avanço tecnológico ocorrido nas últimas décadas tem contribuído consideravelmente para o desenvolvimento das diversas áreas do conhecimento e inclusive, na área da Ciência dos Materiais através da elaboração de aços com elevados limites de resistência e elevada tenacidade como são os aços de Alta Resistência e Baixa Liga, ou seja, os aços ARBL.

Entretanto, a soldabilidade destes aços pode-se tornar bastante comprometida devido à possibilidade do surgimento de microestruturas frágeis na junta soldada, principalmente na Zona Termicamente Afetada (ZTA).

O controle da microestrutura na junta pode ser feito através do controle do ciclo térmico a que a mesma se submete durante o processo de soldagem. Os ciclos térmicos na soldagem, por sua vez, podem ser obtidos por métodos diretos, indiretos ou simulados. O método direto por obter dados diretamente da junta sob soldagem torna-se mais eficiente por possibilitar diagnósticos baseados em dados mais representativos das condições reais de soldagem. Este método consiste em coletar as curvas Temperatura x tempo através de um sistema de aquisição de dados utilizando-se termopares implantados diretamente na junta sob soldagem, tanto no metal fundido como na Zona Termicamente Afetada.

As principais variáveis do ciclo térmico na soldagem são: a temperatura máxima atingida, o tempo acima de uma determinada temperatura e o tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C ($\Delta t_{8/5}$) no caso dos aços. Estas variáveis são de fundamental importância na formação de vários tipos de microestruturas

resultantes as quais têm uma grande influência sobre as propriedades mecânicas da junta soldada. A importância desta variação conduziu a dedução de expressões matemáticas, baseadas em equações do fluxo de calor, atualmente bastante utilizadas para estimar os valores destas variáveis em função das propriedades físicas e da espessura do metal a ser soldado e dos principais parâmetros de soldagem utilizados, tais como a temperatura de preaquecimento, a energia de soldagem e o próprio processo de soldagem.

1.1- Objetivos:

- Comparar os valores das principais variáveis do ciclo térmico obtidos experimentalmente com aqueles obtidos através das expressões teóricas de fluxo de calor;

- Avaliar o efeito da variação do processo de soldagem, da energia de soldagem (H) e da temperatura de preaquecimento (T_o) sobre o tempo de resfriamento entre 800° e 500°C ($\Delta t_{8/5}$) e sobre da temperatura máxima ($T_{\text{máx}}$) em diferentes pontos da ZTA;

- Relacionar os valores do tempo de resfriamento entre 800° e 500°C ($\Delta t_{8/5}$) e da temperatura máxima atingida com a extensão da ZTA e com a microestrutura e a dureza resultante em diferentes pontos desta região e no metal de solda.

2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

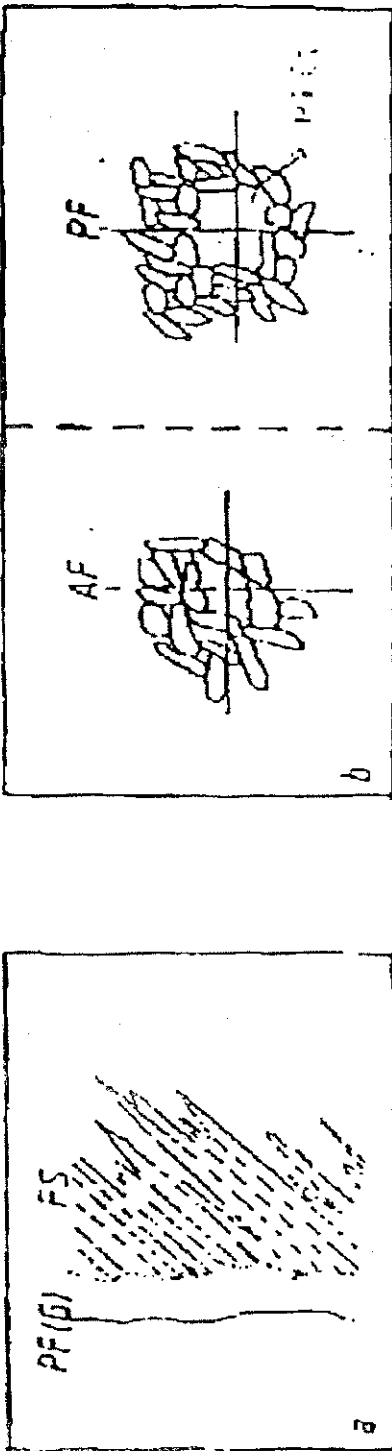
2.1 – MICROESTRUTURAS DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS FERRÍTICOS

O grande problema na soldabilidade dos aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) é manter a tenacidade sem redução da sua principal característica, ou seja, a resistência mecânica . O principal aspecto controlador destas duas propriedades é a microestrutura resultante na junta soldada, tanto na Zona Termicamente Afetada(ZTA) como no metal de solda (região fundida). Com relação à ZTA a região de grãos grosseiros, por conferir baixa tenacidade à junta soldada, é bastante indesejável. Portanto, quanto menor a sua extensão melhor as propriedades da junta. Com relação ao metal de solda sua elevada proporção de microconstituintes de baixa resistência como a Ferrita Primária ou de baixa tenacidade como a Martensita podem comprometer seriamente as propriedades mecânicas da junta soldada. Por outro lado, microestruturas de pequena granulometria como a Ferrita Acicular no metal de solda são bastante desejáveis neste sentido.(Wainer,1992,Martins,1990,Lima,1989,Fechine,1995).

2.1.1 – Microestruturas de Metais de Solda de Aços Ferríticos

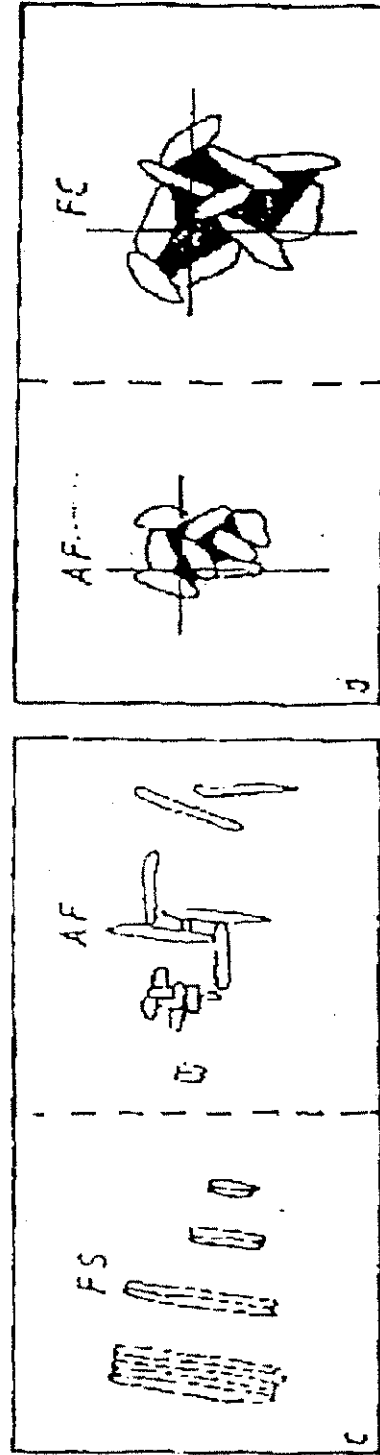
A microestrutura final do metal de solda em juntas soldada de aços ferríticos dependerá, fundamentalmente da composição química do metal de adição e de base e da taxa de resfriamento aplicada(Kenny,1985,Smith,1989).

Dependendo da taxa de resfriamento e da composição química do metal de adição e do metal de base, a austenita do metal de solda pode transformar-se em diferentes tipos de microconstituintes. Visto que estas fases na soldagem apresentam uma morfologia diversificada, diferentes nomenclaturas têm sido utilizadas. Sendo assim, desde o início dos anos 80 tem-se tentando utilizar uma nomenclatura única para identificação dos constituintes de metais de solda de aços ferríticos, à luz do microscópio ótico. Visando uma terminologia internacional única o The Welding Institute apresenta uma proposta através do documento IX 1337-88 a qual é utilizada pela maioria dos pesquisadores(Perdigão,1987, Abson & Duncan,1988). Segundo esta proposta os principais microconstituintes do metais de solda de aços ferríticos são: Ferrita Primária(PF); Ferrita de contorno de grão(PF(G)); Ferrita Poligonal Intregranular (PF(I)); Ferrita Secundária (FS) (Alinhada FS(A)) e não Alinhada FS (NA); Ferrita Acicular(AF); Agregado de Ferrita e Carboneto (FC) e Martensita(Rabello,1994). A morfologia de cada um destes microconstituintes está apresentada nas figuras 2.1 e 2.2 A descrição de cada um deles será feita à seguir. Para facilitar a sua identificação, faz-se referência aos esquemas vistos na figura 2.1, visando esclarecer distinções específicas contidas no texto, bem como à figura 2.2, que contém micrografias que exemplificam os constituintes(Perdigão,1987, Rabello,1994, Doc.IIS-IIW-1128-21,1994).



transição linear entre a PF(G) e a FS.

ferrita sob o retículo (ix a largura média das ripas de ferrita que a circundam.



ferrita sob o retículo (ix a largura média das ripas de ferrita que a circundam.

Figura 2.1 – Morfologia das microestruturas dos metais de solda de aços ferríticos(Alcântra,1991).



PF	- Ferrita Primária
PF (G)	- Ferrita de Contorno de Grão
PF (I)	- Ferrita Poligonal Intragranular
AF	- Ferrita Acicular
FS (A)	- Ferrita com 2ª Fase Alinhada
FS (NA)	- Ferrita com 2ª Fase Não Alinhada
FC	- Agregado Ferrita-Carbo neto (inclui a Perlita)
M	- Martensita.

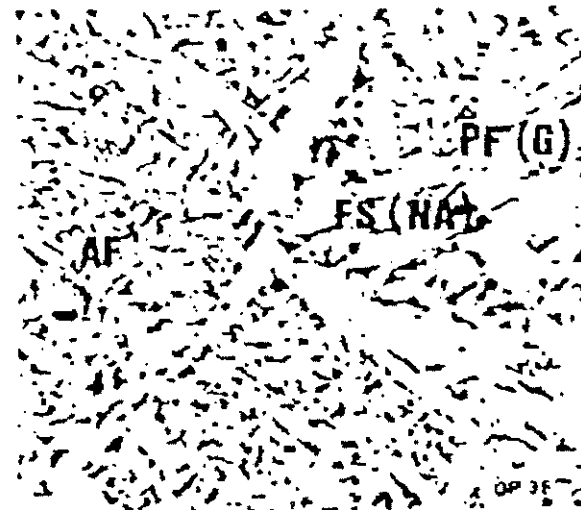
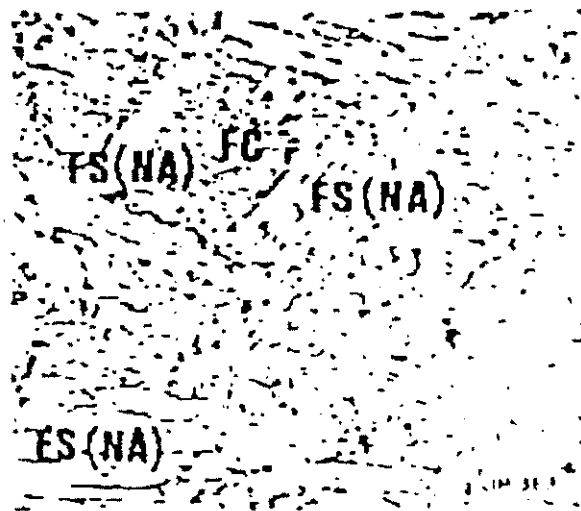


Figura 2.2 - Microestruturas de metais de solda de aços ferríticos (Alcântara, 1991).

A Ferrita Primária pode ocorrer sob duas formas: Ferrita Poligonal de Contorno de Grão (PF(CG)) e Ferrita Poligonal Intragranular (PF(I)), ambas requerem uma alta taxa de difusão de carbono para a sua formação e uma baixa taxa de resfriamento. A PF(CG) é formada com menor redistribuição de carbono, proporcionando o crescimento da ferrita nos contornos de grãos da austenita. Abaixo de uma determinada temperatura a ferrita pode crescer para o interior dos grãos austeníticos em formas de agulhas chamadas de Ferrita de Widmanstätten. Apesar da baixa dureza a PF e a Ferrita de Widmanstätten são frágeis e favorecem a propagação de trincas, apresentando assim uma baixa tenacidade (Perdigão,1987, Rabello,1994, Maciel,1994).

Quando a ferrita apresenta-se em forma de lamelas, com uma relação comprimento/largura > 4 , são chamadas de Ferrita Secundária(FS). Quando duas ou mais lamelas apresentam-se paralelas entre si denomina-se Ferrita Secundária Alinhada(FS(A)) e quando apresenta-se com uma distribuição aleatória denomina-se Ferrita Secundária Não-Alinhada(FS(NA)), podendo ser classificada ainda como Bainita Superior ou Inferior, porém esta classificação requer uma análise rigorosa com grandes aumentos(Perdigão,1987,Rabello,1994, Doc.IIS-IIW-1128-21,1988).

A transformação da austenita circundada pela PF(CG) em baixas temperaturas dá origem à Ferrita Acicular com granulação na forma de ripas e com alto ângulo. O pequeno tamanho das ripas de ferrita é mantido pela interrupção do seu crescimento pelas outras ripas. Devido ao pequeno tamanho de grão não alinhados e aos contornos de alto ângulos dificultando a propagação de trincas, a AF constitui-se em uma microestrutura de boa resistência mecânica

aliada a uma boa tenacidade, sendo portanto um microconstituente bastante desejado em juntas soldadas(Perdigão,1987, Rabello,1987, Svensson & Grefott,1990, Yang& Bhadeshia,1991).

A temperaturas mais baixas, a transformação da austenita dá origem a um agregado de ferrita fina e carbonetos, chamadas de Agregado de Ferrita-Carbonetos(FC). Estes carbonetos originam-se da decomposição da austenita que manteve-se estabilizada devido ao alto teor de carbono rejeitado pela ferrita(Rabello,1987, Abson & Duncon,1988).

Com taxas de resfriamento muito altas não há tempo para que ocorra difusão do carbono e a transformação ocorre por cisalhamento dando origem à Martensita(M). Este microconstituente apesar de possuir alta resistência mecânica, apresenta uma alta dureza e portanto baixa tenacidade devido a altas densidades de discordâncias e ao alto nível de tensões residuais, que ocorrem durante a sua formação. Assim, sua presença é bastante indesejável em juntas soldadas (Kikuta,1987,Rabello,1987, Svenson,1990).

A figura 3 apresenta uma curva CCT de um metal de solda de aço ferrítico mostrando o efeito de diferentes taxas de resfriamento sobre a microestrutura resultante. Observa-se nesta figura que a nomenclatura não está completamente de acordo a proposta de IIW(International Institute of Welding)(Doc.IIS-IIW-1128-21,1994).

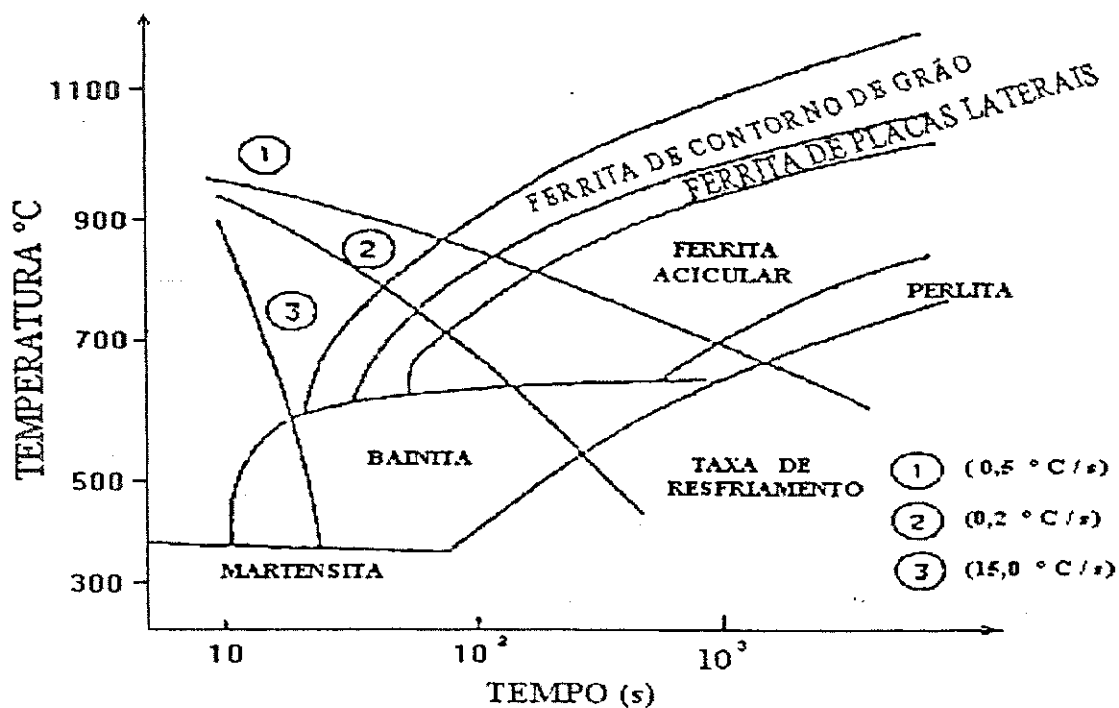


Figura 2.3 – Curvas CCT de um metal de solda de aço. [Perdigão, 1987]

2.1.2 – Microestruturas da ZTA de Junta Soldada de Aços Ferríticos

A caracterização microestrutural da ZTA depende das características do metal de base, mais especificamente de sua composição química, e dos valores das variáveis do ciclo térmico de soldagem.

Pela figura 4, constata-se que a ZTA pode ser dividida, a grosso modo, em duas partes: as regiões onde a temperatura máxima atingida na soldagem se encontra no campo austenítico (γ) (regiões BC, CD e parcialmente DE) e a região aquecida a uma temperatura abaixo de A_1 (região EF); portanto no campo ferrítico (α).

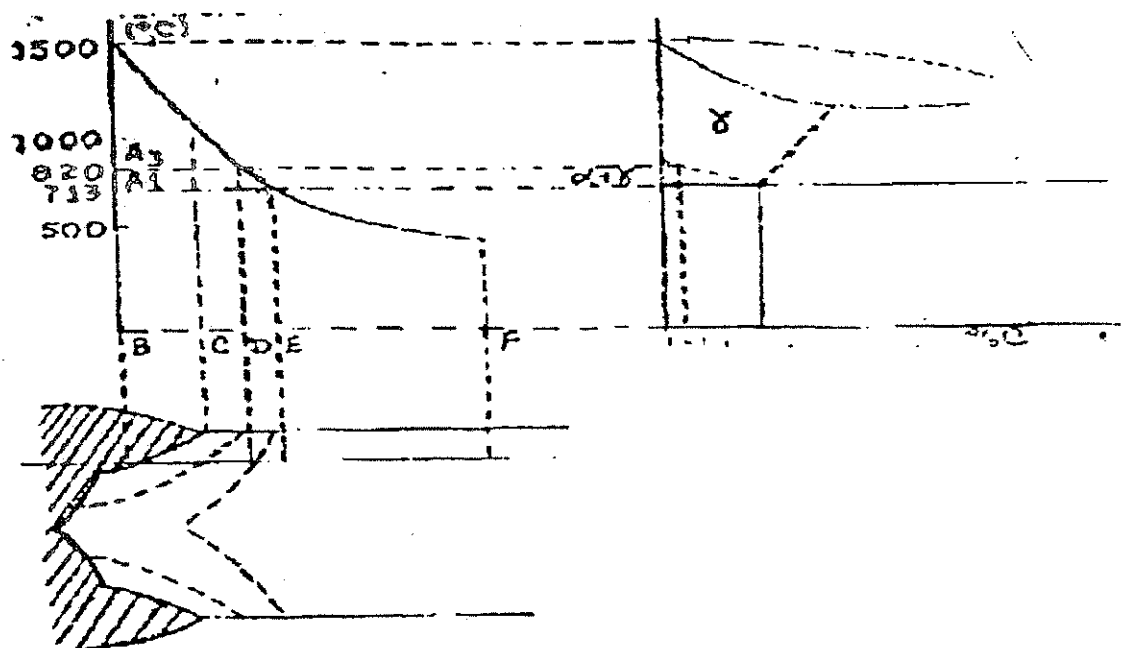


Figura 2.4- Distribuição dos valores de temperatura máxima atingida na ZTA, em relação ao diagrama de fase do aço (Rabello, 1987).

A região BC é aquecida à temperaturas mais elevadas no campo austenítico, sofrendo um crescimento de grãos pronunciado, sendo chamada de região de grãos grosseiros ou superaquecida. Nos aços, isto ocorre geralmente para temperaturas superiores a 1100°C. Poderia se supor que o pequeno tempo que o mesmo permanece a altas temperaturas seria insuficiente para promover grãos tão grosseiros quanto os observados na prática. Entretanto, admite-se que o aquecimento localizado provoque uma distorção também localizada, resultando em plastificação, devido à restrição imposta pelas regiões não aquecidas. Assim, a região deformada se recristalizaria pelo efeito da temperatura, o que contribuiria para crescer sobremaneira os grãos. Esta austenita grosseira, se transforma, no resfriamento, determinando por hereditariedade microestrutural numa estrutura igualmente grosseira. Antecipa-se assim que a preocupação nesta região BC recai sobre sua tenacidade. A microestrutura final, após o resfriamento dependerá da

taxa de resfriamento e da composição química do metal de base(Rabello,1987). Geralmente, aços com % de C elevados terão região constituída de Martensita, cujo surgimento é favorecido pela maior tamanho de grão da austenita nesta região, agravando mais ainda os problemas de baixa tenacidade.

Região CD – É aquecida a temperatura no campo austenítico, logo acima de A_3 (em geral entre 900 e 1100° C). Os grãos não dispõem nem de tempo nem de temperatura para crescer, e o resultado observado é um refino microestrutural, sendo chamada de região de grãos finos. A sua microestrutura final dependerá também da taxa de resfriamento a qual a mesma é submetida e da composição química do metal de base. Cabe ressaltar que a granulação mais fina torna esta região menos temperável que a região BC. Assim, a preocupação de perda de tenacidade nesta região, devido à formação de microestruturas de têmpera, merece menos atenção(Rabello,1987)

Região DE – Aquecida entre A_1 e A_3 , é denominada de região intercrítica, apresenta um refino parcial dos grãos devido à austenização incompleta. No aquecimento, forma-se uma microestrutura mista constituída de ferrita e austenita enriquecida em carbono, quer pela segregação deste elemento, quer pela dissolução dos carbeto presentes. No resfriamento, uma microestrutura igualmente mista se forma, constituída de ferrita e de austenita retida ou transformada em perlita, bainita superior ou martensita. Não é raro que a perlita lamelar não se forme nesta região, dando lugar à perlita nodular(Rabello,1987).

Região EF aquecida abaixo de A_1 , é denominada de região sub-crítica, não sofrendo assim nenhuma alteração microestrutural. Entretanto, os carbeto tendem a se dissolver no aquecimento e a re-nuclear no resfriamento, podendo

também alterar as propriedades mecânicas nesta região da junta soldada (Rabello,1987).

A figura 2.5 apresenta as possíveis microestruturas resultantes nas diferentes regiões da ZTA em função da temperatura atingida e da taxa de resfriamento.

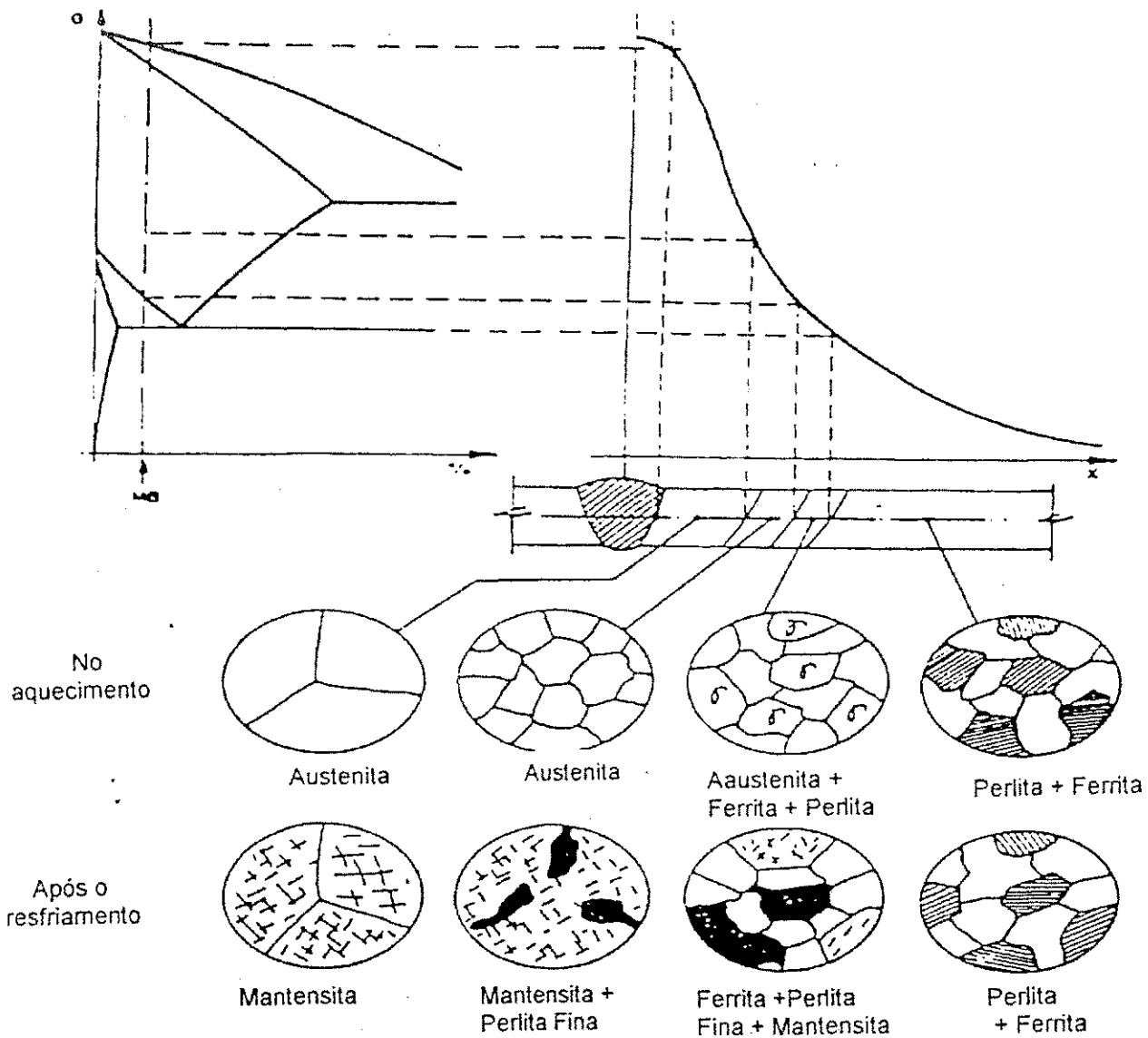


Figura 2.5 - Microestruturas Resultante na ZTA de aços carbono(Rabello,1987).

2.1.3 – Efeito da Composição Química do Metal de Solda

A composição química dos metais de base e de adição exercem forte influência tanto nas temperaturas de transformação microestrutural como no percentual de microconstituintes presentes nos metais de solda na ZTA de juntas soldadas de aços ferríticos(Maciel,1994).

O elemento químico que exerce um papel de fundamental importância neste sentido é o carbono, por ser o principal responsável pela temperabilidade dos aços. Com relação ao metal de solda, foi observado, por vários autores, o aumento do percentual de AF e a redução do percentual de PF(G) com o aumento desse elemento de liga no metal de solda(Perdigão,1987,Couyt,1989,Surian,1992-18). Segundo Bhadeshia (Bhadeshia,1991), as mudanças na microestrutura e nas propriedades mecânicas de metais de solda de aços C-Mn, ocorrem mais rapidamente por concentrações de C entre 0,03 e 0,05%. Além de se apresentar na forma de carbonetos o C pode se encontrar em solução sólida na austenita ou na martensita, sendo esta última a forma mais prejudicial com relação à tenacidade. Além de influenciar no percentual de microconstituintes presentes, o C exerce forte influência nas temperaturas de transformação microestrutural, retardando o início das transformações e reduzindo o tamanho de grão austenítico(Svensson,1986).

O manganês é o elemento de liga mais estudado no que diz respeito à sua influência nas propriedades mecânicas das juntas soldadas. O acréscimo do percentual de AF e a redução nos percentuais de PG(G) e FS provocado pelo

aumento deste elemento de liga nos metais de solda, tem sido objeto de várias pesquisas(Choi,1978, Kenny,1985, Grong,1986, Evans,1988, Ferrante,1989).

Apesar do aumento de Mn provocar aumentos nos percentuais de AF, existem valores limites acima dos quais estes elemento de liga, atuando como endurecedor por solução sólida ou como formador de M, passa a prejudicar a tenacidade do metal de solda. Os valores críticos de Mn ocorrem em função do percentual dos outros elementos de liga, principalmente o C e o Si (Court,1989,Ferrante,1989,Svensson,1990).

O Níquel também tem sido considerado como um elemento promotor de AF e redutor de PF e FS (Grong,1986,Broniszewski,1973). Além de reduzir as temperaturas de transformação microestrutural, principalmente as de início de PF(G)(Broniszewski,1973).

O silício, apesar de atuar principalmente como desoxidante, também atua como elemento promotor de AF e refinador de grão de acordo com o teor de Mn. (Court,1989). Observou-se que com o decréscimo de até 10% de AF com redução do Si de 0,7% para 0,3% para baixas teores de Mn. Entretanto, o mesmo autor observou decréscimos na tenacidade para valores de Si superior a 0,5% e com Mn em torno de 1,7%. Devido ao estudo de Ferrante(Ferrante,1989), Si e Mn com teores de 0,3% e 1,5% respectivamente, constitui a melhor combinação com relação à tenacidade. Segundo este autor o teor se Si e 0,2 e 0,5 % não influencia as propriedades do metal de solda.

O efeito do cromo e do molibdênio também dependem da influência do percentual do Mn no metal de solda(Evans,1988,Evens,1989). Ambos os

elementos Cr e Mo, proporcionam aumentos nos valores de dureza e nos limites de resistência do metal de solda.

Os micro-elementos Ti, Al e B, atuam como modificadores dos percentuais dos microconstituintes e das temperaturas de transformação microestrutural. Determinados elementos de liga podem proporcionar a formação de inclusões não-metálicas resultantes das reações destes elementos com o oxigênio e o nitrogênio presentes no metal de solda. As inclusões formadas por estes elementos podem atuar como nucleadoras de AF ou como controladoras do crescimento do grão austenítico (Ferrante, 1987, Liu, 1990). A eficiência da inclusão como nucleadora de AF está relacionada com a energia superficial e o ajuste cristalográfico destes com a matriz ferrítica (Ferrante, 1989, Ferrante, 1990). Os elementos mais efetivos como nucleadores de AF são Al e o Ti ao formarem Al_2O_3 , TiO e TiN , (Ferrante, 1989, Ferrante, 1990, Liu, 1990, Thiewlis, 1991). Entretanto, deve-se ter cuidado nos limites dos percentuais destes elementos para se evitar a formação de microestruturas frágeis com alta porcentagem de Martensita.

2.1.4 – Efeito do Ciclo Térmico

Os ciclos térmicos a que são submetidos os aços durante a soldagem, são de fundamental importância com relação as propriedades mecânicas da junta soldada, uma vez que eles influenciarão diretamente nas propriedades resultantes(Wainer,1992).

O ciclo térmico poder ser descrito através da taxa de aquecimento, da temperatura máxima atingida, do tempo de permanência acima de 1000°C e do tempo ou taxa de resfriamento em uma determinada faixa de temperatura. Estas variáveis do ciclo térmico dependerão dos parâmetros de soldagem, ou seja, da corrente, tensão e velocidade de soldagem, e da espessura, geometria, do preaquecimento(T_0), do processo de soldagem e das propriedades físicas (condutividades térmica, calor específico e densidade) do material a ser soldado(Maciel,1994,Kohno,1978,Ronviket al.,1992, Leal et al.,1996).

Todas as variáveis acima citadas são de grande importância no que diz respeito aos efeitos metalúrgicos provocados na juntas soldada, principalmente com relação á sua granulometria. Entretanto, a temperatura máxima atingida e o tempo ou a taxa de resfriamento em uma determinada faixa de temperatura são as variáveis mais utilizadas na avaliação dos ciclos térmicos, por serem estas, as que definem o tipo de microestrutura resultante na junta soldada. Nos aços, como as principais transformações microestruturais ocorrem entre 800 e 500°C, o tempo de resfriamento nesta faixa da temperatura($\Delta t_{8/5}$) é uma das variáveis mais utilizadas para avaliar o ciclo térmico no metal de solda e na ZTA (Rosenthal,1941).

A relação entre a taxa resfriamento e a microestrutura resultante pode ser avaliada através das curvas CCT do metal de solda, conforme ilustrado na figura 3. Taxas muito lentas dão origem a maiores percentuais de PF sendo este, o primeiro microconstituente a se formar no metal de solda, seguido de FS e, posteriormente da nucleação intragranular de AF. À medida que se aumenta a taxa de resfriamento, ocorre uma redução gradual no percentual de PF e aumentos crescentes no percentual de AF, até valores em que inicia-se a formação de M juntamente com AF. Aumentos posteriores na taxa de resfriamento, proporcionarão maiores percentuais de M, até se atingir valores críticos em que o metal de solda poderá se constituir totalmente deste microconstituente. Além das modificações nos percentuais dos microconstituintes, vários autores (Glover,1977, Alcântara,1982) identificaram redução nas temperaturas de transformação microestrutural em metais de solda de aço ferríticos com o aumento da taxa de resfriamento. Deve-se observar que a taxa de resfriamento poderá variar também em função da região do metal de solda. A intensidade desta variação ocorrerá em função do tamanho da poça de função e das características do chanfro (Glover,1977,Alcântara,1982,Santos,1983).

2.1.4.1 – Influência dos Parâmetros de Soldagem nas Variáveis do Ciclo Térmico.

Os principais parâmetros de soldagem que afetam as variáveis do ciclo térmico na junta soldada são a energia de soldagem e a temperatura de preaquecimento.

A energia de soldagem(H), definido como sendo a relação entre a potência que a fonte geradora de energia transfere calor à peça, e a velocidade de deslocamento desta fonte, é expressa da forma a seguir:(Marques,1991).

$$H = \eta_1 \frac{V \cdot I}{v} \quad [\text{J/mm}] \quad (1)$$

Onde:

V = Tensão no arco , em V

v = Velocidade de deslocamento da fonte , em mm/s

I = Corrente elétrica , em A

η_1 = Eficiência do processo de soldagem

valores típicos de η_1 são: 0,70 - 0,80 para processos eletrodo revestido, MIG e MAG), para arco aberto, e 0,9 - 1 para arco submerso.

O controle do ciclo térmico através do aporte de calor merece algumas considerações. Pela expressão (1), ele é função de η_1 , V,I e v. Para um mesmo processo quando $\eta_1=1$ (situação dificilmente atingida), toda a energia gerada pela fonte de calor é integralmente transferida, e para situações onde ocorrem perdas $\eta_1<1$. Estas perdas decorrem do aquecimento do eletrodo por efeito Joule; de calor e da energia calorífica perdida para o meio ambiente e da perda de material fundido para fora da peça de fusão. O η_1 tem portanto, função de diminuir o aporte de calor à peça(Rabello,1985).

A voltagem V, varia dentro de intervalos reduzidos, no caso de processos a arco elétrico, estando a escolha de seu valor mais condicionada às características operacionais do processo e dos consumíveis, ao aspecto e penetração do cordão, do que propriamente ao valor de H.

O valor da corrente I , está igualmente condicionado ao processo e aos consumíveis, embora seu intervalo de variação não seja tão restrito quanto no caso de V . Além do processo, a bitola do eletrodo, consumível ou não, irá em grande parte condicionar os valores limites, na escolha de I .

A velocidade de soldagem v é calculada dividindo-se o comprimento linear de cordão depositado pelo o tempo gasto. As técnicas de deposição por cordões corridos ou por cordões trançados, permitem variar substancialmente o aporte de calor. Os cordões corridos exigem menos tempo e conduzem a valores mais baixos de aporte de calor. Na técnica de deposição por cordões trançados, a velocidade de soldagem é mais lenta e o aporte de calor será tão mais elevado quanto maior for a amplitude da oscilação.

A temperatura de preaquecimento é a temperatura mínima que deve reinar ao longo de toda a espessura da chapa antes da soldagem, devendo se estender sobre uma região suficientemente larga de ambos lados do cordão. Resulta portanto de um aquecimento localizado, e na prática, se situa entre a temperatura ambiente e $400 - 450^{\circ}\text{C}$. Seu efeito na curva de ciclo térmico é o de diminuir o gradiente de temperatura o que resulta numa velocidade de resfriamento mais lenta.

Um aumento nos valores tanto de H quanto de T_0 tem portanto efeito de diminuir a velocidade de resfriamento. Deve-se ressaltar que, para efeitos práticos, é mais fácil aumentar H do que preaquecer na faixa de $200 - 250^{\circ}\text{C}$ ou mais. Em chapas espessas, o controle do ciclo térmico se mostra mais efetivo através da temperatura de preaquecimento enquanto que, chapas finas, a influência de H é mais marcante (Marques, 1991, Marciel, 1994).

2.2 – DETERMINAÇÃO DAS VARIÁVEIS DOS CICLOS TÉRMICOS NA SOLDAGEM.

2.2.1 – Determinação Teórica

Uma expressão bastante utilizada para determinar o valor da temperatura máxima ($T_{m\acute{a}x.}$) a uma determinada distância da linha de fusão de solda é apresentada à seguir:

Temperatura de máxima ($T_{m\acute{a}x.}$)

$$\frac{1}{T_{m\acute{a}x.} - T_o} = \frac{\pi \rho c h y}{H} + \frac{1}{T_f - T_o} \quad (2)$$

Onde:

$T_{m\acute{a}x.}$ = Temperatura máxima, (°C)

T_o = Temperatura de preaquecimento, (°C)

T_f = Temperatura de fusão, (°C)

y = distância da linha de fusão, (mm)

h = Espessura da placa, (mm)

H = Energia de soldagem, (J/mm)

ρ = Densidade do material, (g/mm³)

c = calor específico do metal sólido, (J/g°C)

Outra expressão é a velocidade de resfriamento (R_T)

Os fatores que irão influenciar no cálculo de R_T são: natureza do metal (sua capacidade calorífica e seu coeficiente de condutividade térmica), aporte de calor e temperatura inicial da peça.

As expressões para R_T se escrevem:

$$R_T = \frac{2\pi k(T_c - T_o)}{H} \quad (\text{chapa grossa}) \quad (3)$$

$$R_T = 2\pi k \rho c \left(\frac{e}{H} \right)^2 (T_c - T_o)^3 \quad (\text{chapa fina}) \quad (4)$$

Sendo:

R_T = Velocidade de resfriamento na temperatura T, em ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)

k = condutividade térmica do metal, em ($\text{J}/\text{mm} \cdot \text{s} \cdot ^{\circ}\text{C}$)

T_c = Temperatura de interesse, em ($^{\circ}\text{C}$)

T_o = Temperatura de preaquecimento, em ($^{\circ}\text{C}$)

e = Espessura da peça, em (mm)

ρc = Capacidade térmica volumétrica, em ($\text{J}/\text{mm}^3 \cdot ^{\circ}\text{C}$)

H = Energia de soldagem, em (J/mm)

A distinção entre chapa grossa e chapa fina envolve a dissipação de calor proveniente da fonte. A figura 2.6, mostra os dois casos, isto é, a dissipação de calor bi-dimensional e tri-dimensional. O critério para avaliação de cada um desses estados é dado pelo parâmetro τ :

$$\tau = e \cdot \sqrt{\frac{\rho c (T_c - T_o)}{H}} \quad (5)$$

Sendo: chapa grossa $\tau > 0,9$

chapa fina $\tau < 0,6$

No intervalo $0,6 \leq \tau \leq 0,9$ nenhuma das duas equações (3 e 4) se aplicam.

A expressão R_T para chapas grossas dará mais elevado do que o real, e a expressão de R_T para chapa fina dará um valor menos elevado (Rabello, 1985). Em ambos os casos, porém, o erro não será superior a 15%. Embora as expressões (3) e (4) tenham sido deduzidas para o cordão em sua linha central, elas podem ser aplicadas para pontos situados em todas as larguras do cordão e da ZTA. Isto porque, fora do centro do cordão, a velocidade de resfriamento diminui de apenas alguns pontos percentuais (Rabello, 1987, Maques, 1991).

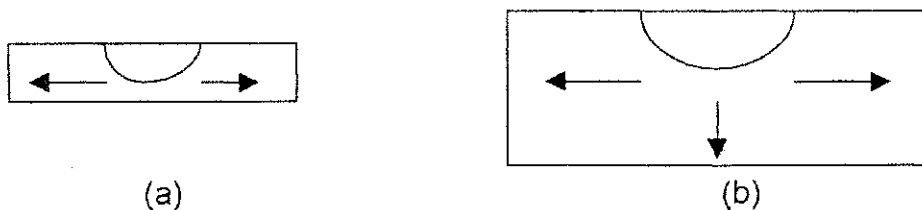


Figura 2.6 Dissipa o de calor (a) bi-dimensional e (b) tri-dimensional.

A velocidade de resfriamento (R_T) corresponde, em último instância, ao valor da derivada das curvas dos ciclos térmicos apresentado na figura 2.7. Ela será tanto mais elevada quanto mais rápida se fizer a dissipacão de calor.

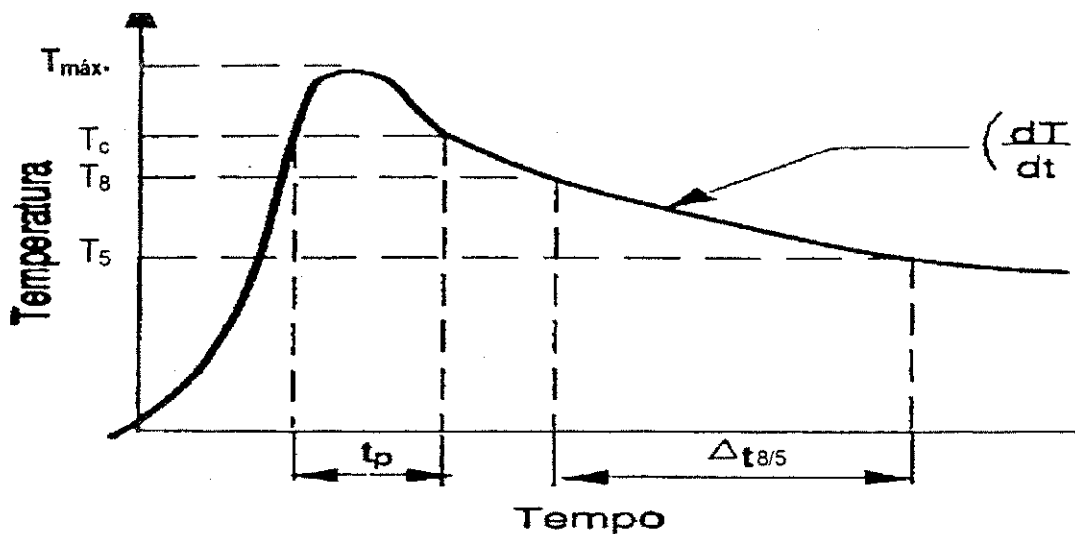


Figura 2.7 - Ciclo térmico de soldagem e suas principais variáveis:
(Alcântara,1991).

À seguir são apresentadas as duas expressões mais utilizadas para o cálculo do tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C ($\Delta t_{8/5}$) (Rabello,1985, Barlow,1982,Campos,1991). Todas são baseadas nas equações de Rosenthal,1941), para juntas soldadas:

$$\Delta t_{8/5} = \frac{H}{2 \cdot \pi \cdot k} \left[\left(\frac{1}{500 - T_0} \right) - \left(\frac{1}{800 - T_0} \right) \right] \quad (\text{s) chapas grossas (6)}$$

$$\Delta t_{8/5} = \left(\frac{1}{4 \cdot \pi \cdot k \cdot \rho \cdot c} \right) \cdot \left(\frac{H}{h} \right)^2 \cdot \left[\left(\frac{1}{500 - T_0} \right)^2 - \left(\frac{1}{800 - T_0} \right)^2 \right] \quad (\text{s) chapas finas (7)}$$

A expressão (6) é para chapas grossas e a expressão (7) para chapas finas. Nestas expressões H representa a energia de soldagem utilizada, enquanto que k, ρ , c, T_0 e h representam, respectivamente, a condutividade térmica (em J/s/mm/°C), a densidade (em kg/mm³), o calor específico (em J/kg/°C), a

temperatura de preaquecimento(em °C) e a espessura da chapa(em mm) (Sandaram et al., 1986 Rorvik et al.,1992, Leal et al.,1996).

A caracterização de chapa fina ou grossa para o cálculo de $(\Delta t_{b/5})$ é definida através de uma espessura crítica (h_c) definida pela expressão (Kohno,1978, Barlow,1982).

$$h_c = \sqrt{\left\{ \frac{H}{2 \cdot c \cdot \rho} \cdot \left[\left(\frac{1}{500 - T_o} \right) + \left(\frac{1}{800 - T_o} \right) \right] \right\}} \text{ (mm)} \quad (8)$$

Quando a espessura da chapa for maior que h_c o fluxo de calor ocorrer por 3 vias de dissipação, ou seja, a chapa é considerada grossa. E se h_c for menor do que a espessura da chapa analisada e considerada chapa fina.

Todas as equações apresentadas foram deduzidas sob as seguintes condições:

- As propriedades térmicas não variam com a temperatura;
- A fonte de calor é considerada puntual ou linear;
- Não se considera o calor liberado das transformações de fase;
- A placa é considerada infinita;
- São consideradas perdas de calor apenas por condução;

Apesar destas considerações, vários autores têm utilizado estas expressões para o estudo do ciclo térmico em juntas soldadas (Ballaw,1983, Blodgett,1984, Svensson,1986, Myhr,1990, Kasuya,1993).

Uma das maiores restrições quanto às expressões desenvolvidas por Rosenthal(Rosenthal,1941) se encontra no fato de que o mesmo considera a condutividade térmica e o calor específico como constantes. Assim Blodgett (Blodgett,1984), realizando estudos para o cálculo da taxa de resfriamento para várias temperaturas e analisando a variação do fluxo de calor para diferentes segmentos de área a diferentes distâncias da linha de fusão da solda, recorreu a expressões retiradas do "Handbook of Thermophysical Properties of Solid Materials Vol. 2" que determinam os valores da condutibilidade térmica e do calor específico para diferentes temperaturas as quais são apresentados a seguir.

$$k = \left[0,1552 - 1,2553 \cdot 10^{-4} \cdot T + 2,497 \cdot 10^{-8} \cdot T^2 + 8,026 \cdot 10^{-12} \cdot T^3 \right] \cdot 0,4186 \quad (9)$$

$$c = (0,094487 + 2,7894 \cdot 10^{-4} \cdot T - 1,6885 \cdot 10^{-7} \cdot T^2 - 4,7829 \cdot 10^{-9} \cdot T^3 + 1,478 \cdot 10^{-11} \cdot T^4 - 1,0946 \cdot 10^{-14} \cdot T^5) \cdot 4,186 \cdot 10^3 \quad (10)$$

2.3 – DETERMINAÇÕES EXPERIMENTAIS

Os ciclos térmicos na soldagem podem ser obtidos experimentalmente através dos métodos diretos e simulados e/ou indiretos.

2.3.1 – Método Direto

A técnica por método direto ou " IN SITU " consiste em inserir um termopar na poça de fusão para obter medidas do ciclo térmico no MS, ou posicioná-los na parte inferior da amostra em pontos correspondendo às diferentes regiões da ZTA (Zona Térmicamente Afetada). Vários autores utilizaram esse método para analisar as variações dos ciclos térmicos em juntas soldadas (Granjon,1970, Kohno,1978, Andrade,1985, Akelsen,1987,Araújo,1990,Maciel,1994,Maciel ,2000).

A utilização deste método proporciona a obtenção de ciclos térmicos representativos das condições reais de soldagem, caracterizadas por altos gradientes térmicos e altas taxas de aquecimento condições estas muito difíceis de serem reproduzidas nos métodos simulados ou indiretos(Coward,1967, Gronjon,1970, Phillip,1983, Aksensen,1987, Andrade,1985). Esta obtenção torna-se ainda mais difícil com relação ao metal de solda, onde além dos fatores citados serem mais acentuados, ocorrem reações de oxidação e crescimento de grãos colunares, fenômenos geralmente não considerados nos métodos simulados. Estes fatores certamente irão influenciar nas temperaturas de transformação microestrutural e, conseqüentemente, nas posições das curvas CCT obtidas pelos dois métodos (Phillip,1983,Aksensen,1987).

A obtenção dos ciclos térmicos por método direto, exige cuidados na calibração dos sistemas e na colocação do termopar na parte inferior do corpo de prova. A freqüência de registro de temperaturas deve ser alta devido à alta taxa de resfriamento e à necessidade de obtenção de curvas de resfriamento bem detalhadas, para que possam ser determinadas com clareza as principais

variáveis do ciclo térmico e, quando for o caso, as temperaturas de início e fim das transformações microestruturais. Para análises na ZTA, este problema pode ser solucionado utilizando-se a Análise Térmica Diferencial em que o ciclo térmico de um termopar de referência, insensível às transformações microestruturais, método este já utilizado por vários autores (Fipphen,1979,Stembera,1981, Phillip,1983, Modenesi,1991). Entretanto, esta técnica torna-se impraticável para análises no metal de solda. Para estes casos as temperaturas podem ser identificadas por derivações numérica das curvas, no sentido de evidenciar as inflexões provocadas pelo calor liberado nas transformações austeníticas (Granjon,1967, Granjon,1970, Akelsen,1987).

2.3.2 – Métodos Simulados

Os métodos simulados são mais utilizados para construção das curvas CCT. As térmicas utilizadas são a Dilatometria e por Análise Térmicas. Na técnica por Dilatometria, utilizam-se amostras austenizadas com registro de variações dilatométricas durante o resfriamento a diferentes taxas(Granjon,1970, Stebera,1981, Aksolsen,1987).

A Técnica por Análise Térmica baseia-se na característica exotérmica da transformação austenítica que resulta em uma redução na taxa de resfriamento da amostra previamente austenitizada (Granjon,1967, Coward,1967, Granjon,1970, Harrison,1989).

2.4 – PROCESSOS DE SOLDAGEM A ARCO ELÉTRICO

Os processos de soldagem podem ser classificados pelo tipo de fonte de energia ou pela natureza da união.

As fontes de energia empregadas nos processos de soldagem são: mecânica, química, elétrica e radiante. Os processos de soldagem devem assegurar condições de proteção específicas capazes de evitar que a solda seja contaminada pelo ar atmosférico. Assim, a solda pode ser realizada sob vácuo, com gás ativo, gás inerte, fluxo (escória) e sem proteção. Existem vários processos de soldagem a arco elétrico entre eles, podemos destacar os processos de soldagem a Arco Elétrico com eletrodo Revestido (SAER) e o processo de soldagem a Arco com Arame Tubular (SAT), os quais foram utilizados no neste trabalho.

2.4.1 - Processo de soldagem a arco com eletrodos revestidos(SAER).

A soldagem com eletrodos revestidos (SAER) é um processo de soldagem, onde a união é produzida pelo calor do arco criado entre um eletrodo revestido e a peça a soldar (AWS, 1989). A figura 2.8 mostra o processo ilustrando a forma do arco e a formação da escória protetora oriunda do revestimento do eletrodo.

Esse processo é bastante antigo e teve início no princípio do século XX, com a utilização de arames nus para cercas, ligados à rede elétrica. O resultado dessa prática era geralmente pobre, com sérios problemas de instabilidade de arco e depósitos de solda contaminadas.(Wainer,1992).

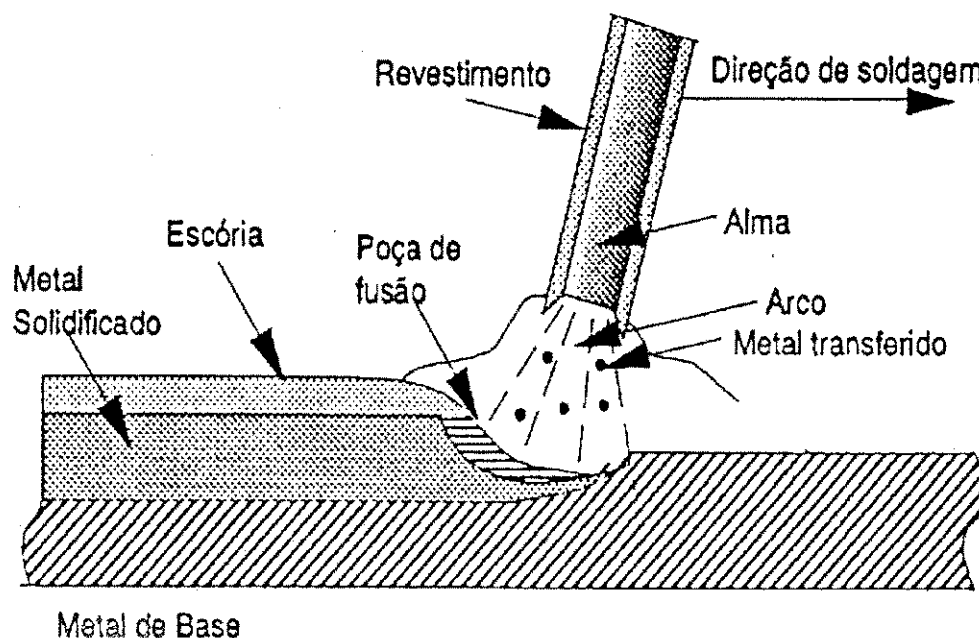


Figura 2.8 – Processo de soldagem a arco com Eletrodos Revestidos (SAER)(Liu,1990).

Assim, como ocorre na maioria dos outros países, no Brasil, o processo de soldagem com eletrodos é revestidos também o mais utilizado. Apesar de não ser necessariamente o mais eficiente, é um dos mais baratos e simples, sendo empregado em grande variedade de aplicações (Wainer,1992).

Os eletrodos revestidos podem operar com corrente contínua ou alternada, dependendo do tipo de revestimento. No primeiro caso, tanto a polaridade direta (eletrodo negativo) como a reversa (eletrodo positivo) podem ser utilizadas. O uso de corrente contínua é normalmente associado à melhor estabilidade de arco e

menor quantidade de respingos, em detrimento da suscetibilidade ao sopro magnético. O uso de corrente alternada reduz esta suscetibilidade, mas a estabilidade de arco e a facilidade de ignição são inferiores. Outro fator favorecendo o uso de corrente alternada é que a queda de tensão ao longo do cabo de ligação é comparativamente menor, o que pode ser vantajoso em situações onde a soldagem deva ser realizada à distância (Shielded, 1987, Wainer, 1992).

Das fontes que podem ser usada neste processo de soldagem, o transformador para corrente alternada é a configuração mais simples e barata, tanto do ponto de vista de investimento inicial como de operação e manutenção.

Uma característica importante da soldagem com eletrodos revestidos, que o diferencia dos processos semi-automáticos convencionais, é que a tensão de arco não é controlável independentemente dos outros parâmetros pelas razões abaixo descritas:

O controle da distância entre o eletrodo e a peça é realizado manualmente e não pode ser executado com grande precisão.

A transferência das gotas no arco está associada a variações consideráveis do comprimento efetivo do arco (e conseqüentemente da tensão). Maiores tensões são requeridas para operação normal, à medida que a corrente de soldagem é aumentada.

Devido a essa característica, a tensão de arco não será analisada individualmente. Além dos fatores mencionados, ela pode variar significativamente em função do tipo de revestimento.

A soldagem com eletrodos revestidos é um processo muito usado industrialmente, em praticamente todos os tipos de indústrias que utilizam a soldagem como processo de fabricação. Além disso, este processo também é largamente empregado em soldagem de manutenção e pode ser usado para outras operações, em caso de emergência, como corte, furacão, etc. , com o uso de técnicas especiais.

Isto se deve à grande versatilidade do processo, em termos de ligas soldáveis, faixa de espessuras aplicáveis, equipamento, etc., e à sua simplicidade.

Em termo, o nível de qualidade das soldas produzidas por este processo depende fortemente do soldador, de forma que se exige deste profissional muito treino e experiência, que somente são obtidos com a execução de muito treinamento(Liu,1990).

2.4.2 - Processo de soldagem arco com Arame Tubular (SAT)

A soldagem a arco com arame tubular (SAT) é um processo que produz a coalescência de metais pelo aquecimento destes com um arco elétrico, estabelecido entre um eletrodo metálico tubular, contínuo, consumível e a peça de trabalho. A proteção do arco e do cordão de solda é feita por um fluxo de soldagem contido dentro do eletrodo, que pode ser suplementado por um fluxo de gás fornecido por uma fonte externa(Marques,1991). A figura 2.9 ilustra este processo de soldagem.

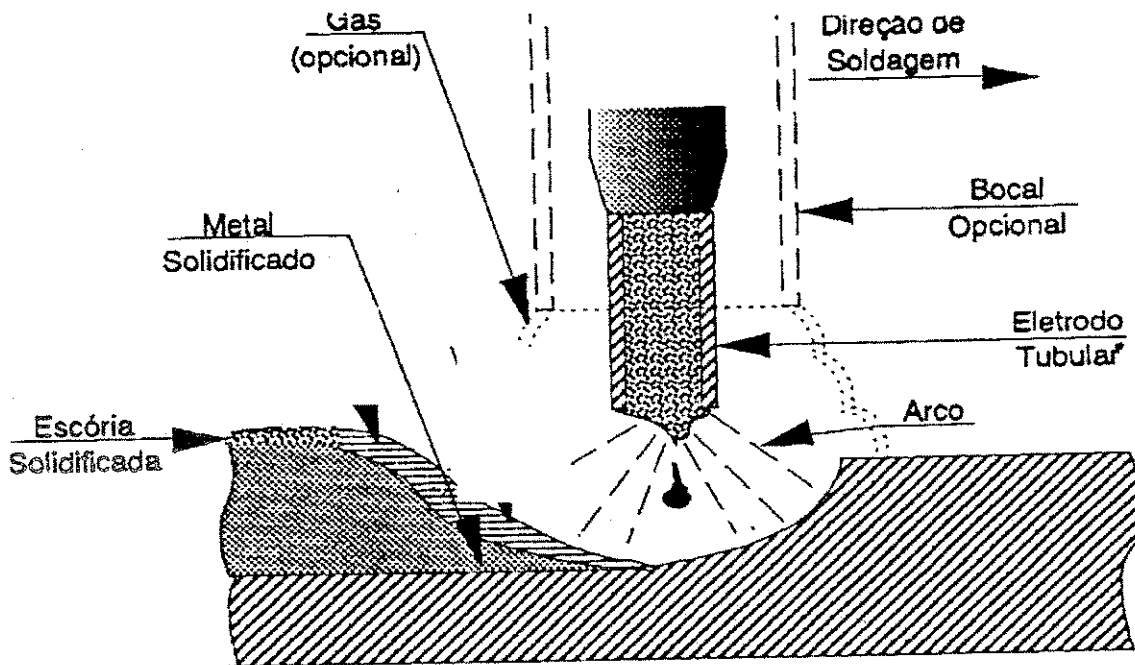


Figura 2.9 – Processo de soldagem a arco com Arame tubular (SAT) (Liu, 1990).

No processo Arame Tubular existem duas variáveis básicas, uma em que toda a proteção necessária é dada pelo próprio fluxo contido no eletrodo, chamado de arame auto protegido, e outra em que a proteção é complementada por uma nuvem de gás, geralmente o CO_2 .

O processo SAT é normalmente um processo semi-automático e muito semelhante ao processo MIG/MAG, no que diz respeito a equipamentos e princípios de funcionamento. Por outro lado, o processo também se assemelha à soldagem com eletrodos revestidos, do ponto de vista metalúrgico. Assim, a soldagem SAT é um processo que acumula como os principais vantagens, uma alta taxa de deposição, e um alto rendimento, resultando em alta produtividade e boa qualidade da solda produzida, além de outras vantagens com relação aos

eletrodos revestidos, possibilidade de ajustes da composição química do cordão de solda e facilidade de operação em campo.

Este processo é aplicável aos aços carbono e de baixa liga e aos aços inoxidáveis. Recentemente têm sido desenvolvidos arames tubulares de pequeno diâmetro, da ordem de 0,8 mm, que tornaram possível a soldagem em qualquer posição, com ótimos resultados. No que se refere a espessuras soldáveis e técnicas aplicáveis, a situação é semelhante à soldagem SAER.

A soldagem com arame tubular e proteção gasosa permite superar algumas limitações de soldagem MIG/MAG e do processo com arame auto-protégido, que é, melhor estabilização do arco, adição de elementos de liga, obtenção de uma proteção eficiente com menores vazões de gás, menos quantidade de respingos e cordão de melhor aspecto.

A utilização do processo SAT tem aumentado muito nos últimos anos nos EUA, no Japão e na Europa, devido às suas características e ao desenvolvimento de novos tipos de consumíveis. Também no Brasil, o interesse por este processo de soldagem tem aumentado(Shielded,1987).

3 – MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

3.1 – Comparação entre os valores teóricos e experimentais das variáveis do ciclo térmico.

Considerando que as expressões de Rosenthal consideram as propriedades físicas (k e c) constante, e que, estas variam segundo as expressões (9) e (10) referenciada por Blodgett (Blodgett,1984) e que, estas variou significativamente com a temperatura, utilizados os cálculos das variáveis do ciclo térmico com o valor de c com temperatura de 30°, 500°, 650° e 800°C. A escolha destas temperaturas se deve ao fato de que e nesta faixa em que ocorrem as maiores variações de c , conforme ilustra a figura 3.10 construída de acordo com a equação (10).

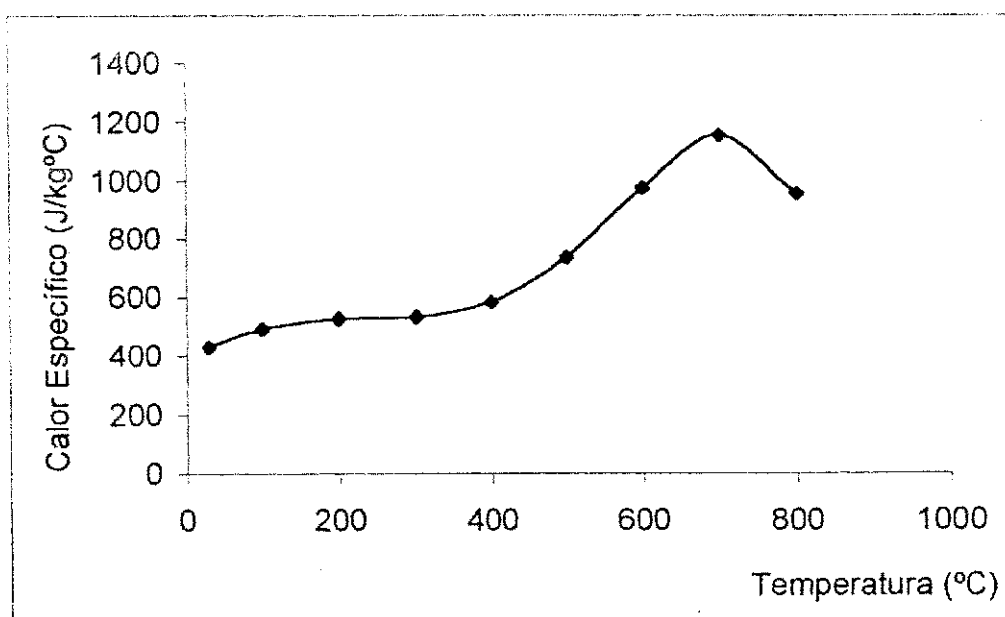


Figura 3.10 – Variação do calor específico dos aços ARBL com a temperatura segundo a expressão (10).

Para a determinação dos valores teóricos de $\Delta t_{8/5}$, utilizou-se inicialmente as expressões (8) para se determinar se a chapa era considerada fina ou grossa. O valor de h_c obtido na refida, conduzindo portanto à condição de chapa fina. Sendo assim, a expressão (7) foi a utilizada para os cálculos teóricos dos valores de $\Delta t_{8/5}$.

3.2 – Processos de soldagem e consumíveis

Os processos de soldagem utilizados foram a Arco Elétrica com Eletrodo Revestido (SAER) e a Arco com Arame tubular (SAT) com proteção gasosa. O primeiro por ser um processo muito utilizado na soldagem de aços estruturais e o segundo por ser um processo relativamente novo com tendência de grande utilização devido às suas características de altas taxas de deposição, maior proteção do aço e facilidade de automatização. A fonte de energia utilizada para os processos de soldagens foram um retificador super Batam 400DC/ESAB do tipo corrente constante e corrente máxima de 400A, com polaridade reversa (cc+). Nos processos SAER e SAT, a corrente, a tensão e os valores da velocidade de soldagem e de alimentação do arame foram monitoradas através do multímetro, cronômetro e o voltímetro.

Os metais de base utilizados foram chapas de aço de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) denominados comercialmente como SAR100T e SAR80T com 11 mm de espessura e tamanho padrão de 160 mm por 100 mm de lados. Como

consumíveis foram utilizados os eletrodos revestidos AWS E8018G com 4 mm de diâmetro no processo SAER e o arame tubular AWS E81T1-Ni1 com 1,2mm de diâmetro, protegido com uma mistura de argônio e dióxido de carbono(CO₂) no processo SAT.

As composições químicas dos metais de base e dos metais de solda estão apresentadas na tabela 1.

Tabela 1 – Composição química dos metais de bases e dos metais de solda.

Elemento	SAR100T	MSER10*	MSAT10**
	MB	MS	MS
C	0,13	0,078	0,072
Si	0,36	0,36	0,52
Mn	1,28	1,0	1,08
P	0,019	0,024	0,026
S	0,011	0,013	0,010
Cr	0,0	0,29	0,20
Ni	0,12	1,48	1,08
Mo	0,0	0,18	0,15
Cu	0,0	0,16	0,16
V	0,03	0,008	0,01

(*) Eletrodo Revestido com metal de base SAR100T.

(**) Arame Tubular com metal de base SAR100T.

MB = Metal de Base e MS = Metal de Solda

3.2.1 – Procedimentos e Parâmetros de Soldagem

Para a obtenção dos ciclos térmicos nos metais de solda, foram depositados cordões de solda na chapas com as medidas já descritas anteriormente, utilizando-se um chanfro em Y com 45°.

Para o cálculo da energia de soldagem mediu-se a tensão e a corrente do retificador com dois voltímetros, um ligado diretamente nos cabos de saída e o outro ligado em paralelo a um resistor "Shunt" que fica conectado em série com o arco elétrico e serve para indicar a queda de tensão no mesmo e indiretamente a corrente de soldagem. A velocidade de soldagem, foi obtida através da medição do comprimento do cordão e a medida do tempo de soldagem com a utilização de um escalímetro e de um cronômetro digital, respectivamente. A energia de soldagem é representada pelo seu valor nominal, ou seja, considerando a eficiência do arco igual a 0,8.

As soldagens foram executadas em um único passe, sem preaquecimento e com preaquecimento de 100°C e 200°C.

No processo SAER, foram executadas soldagem com correntes de 117 e 160 A e tensão de 23 e 25V proporcionando energias de soldagem (H) de 1kJ/mm e 0,7kJ/mm respectivamente.

A velocidade de soldagem foi constante com valores em torno de $3 \pm 0,2$ mm/s.

No processo SAT, foram executadas soldagens com correntes de 156 à 163A e com tensão constante de 22V proporcionando uma energia de soldagem

em trono $0,8 \pm 0,2$ kJ/mm enquanto a velocidade de soldagem variou de $3 \pm 0,8$ mm/s.

O Preaquecimento imposto às chapas de aço foi executado através de um maçarico movimentando a chama sobre o chanfro. A temperatura de preaquecimento foi medida pelo próprio sistema de aquisição de dados.

Os corte iniciais na chapa foram executados com uma serra hidráulica e os subsequentes com auxílio de uma serra manual.

3.2.2 – Termopar

Os termopares utilizados para a obtenção dos ciclos térmicos na (ZTA) foram do tipo K (cromel/Alumel) com 1,5 mm de diâmetro, protegidos com tubos capilares Cerâmicos. Com capacidade para medir até 1260°C e com faixa de precisão de $\pm 2,2^{\circ}\text{C}$.

3.3 – Equipamentos

3.3.1 – Sistema para a obtenção dos ciclos térmicos na junta soldada

Para medir os valores das variáveis do ciclo térmico em diferentes regiões da ZTA da junta soldada, utilizaram 3 termopares localizados diretamente na junta soldada. Após o corte as distâncias ficaram a 2,0, 2,4 e 2,6mm da linha de fusão

da solda. A figura 3.11 indica também como foi medida a distância, ou seja, perpendicular à linha de fusão de solda.

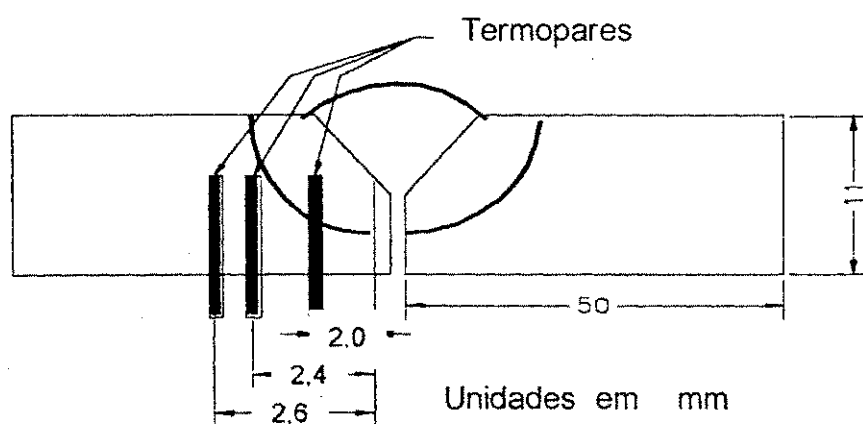


Figura 3.11 – Posições dos termopares no metal de base.

Para a obtenção dos ciclos térmicos nas diferentes região da ZTA, utilizou-se um sistema computacional constituído de placa com o Software CAD 12/32 composto de 32 canais. Onde o mesmo recebe a milivoltagem gerada pelos termopares durante o processo de soldagem. Em seguida, o sinais que representam a milivoltagem, são amplificados até um patamar máximo de 5 volts. Posteriormente, a placa codifica estes sinais analógicos em sinais digitais de 12bits para que possa ser inteligível pelo computador do tipo 80486, com 1Mb de RAM no qual foram registrados e armazenados os dados obtidos pelo Software Aqdados relativo às curvas temperaturas versus tempo. A figura 3.12 apresenta o esquema do sistema para a obtenção dos ciclos térmicos na junta soldada e a figura 3.13 apresenta uma fotografia do sistema completo de aquisição de dados.

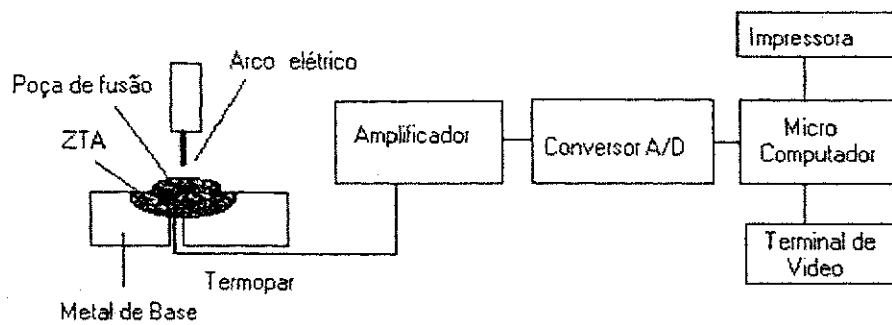


Figura 3.12 - Esquema do sistema utilizado para obtenção dos ciclos térmicos.



Figura 3.13 – Sistema completo utilizado para obtenção dos ciclos térmicos.

Das curvas Temperatura x tempo foram obtidas informações da temperatura máxima atingida ($T_{m\acute{a}x}$), tempo de permanência acima de 1000°C e do tempo de resfriamento entre 800° e 500°C ($\Delta t_{8/5}$) a diferentes distâncias da linha de fusão através da elaboração de um programa que coleta os dados salvos pelo sistema após cada soldagem, o qual apresenta todas as informações relacionadas com as variáveis acima.

3.3.2 – Calibração do sistema

Para a calibração do sistema de aquisição de dados, utilizou-se primeiramente um multímetro ao qual foram atribuídos valores reais tabelados dos termopares do tipo K para cada canal, em que o sistema processava e coletava valores com uma pequena variação de $\pm 1^\circ\text{C}$ que não influenciava no processo.

A calibração do termopar padrão foi realizada na Universidade Federal de São Carlos (UFSCar) através de um forno esférico modelo SATURN da ISOTECH com capacidade para a calibração simultânea de até 8 termopares com controle programável para temperaturas de estabilização variando de 100 a 1300°C, associado a um equipamento da FLUKE constituído de um "scanner" com capacidade para vinte termopares e de uma impressora programável que fornece a leitura dos termopares em microvolts com uma precisão correspondente a 1°C. A figura 3.14 apresenta os equipamentos utilizados para a calibração dos termopares.

Para a calibração dos outros três termopares e do sistema de aquisição de dados utilizou-se um forno cilíndrico que suporta temperatura de até 1300°C com capacidade para calibrar cinco termopares como mostra a figura 3.15. Na calibração dos 3 termopares utilizou-se o termopar padrão já previamente calibrado enquanto que os outros três foram conectados ao sistema através de cabos de compensação nos respectivos canais. Verificou-se que o termopar padrão (tp) apresentou uma temperatura inicial de 20,4°C enquanto os outros

termopares apresentaram temperaturas iniciais de 21,3°C, 20,9°C e 21,0°C. Para isto estas temperatura foram variadas de 50°C e em cada 15 min até chegarem a uma temperatura final onde o termopar padrão obteve 204,6°C, enquanto os outros termopares atingiram de 212,5°, 211,7° e 212,5°C,propocionando um erro geral de $\pm 10^\circ\text{C}$.

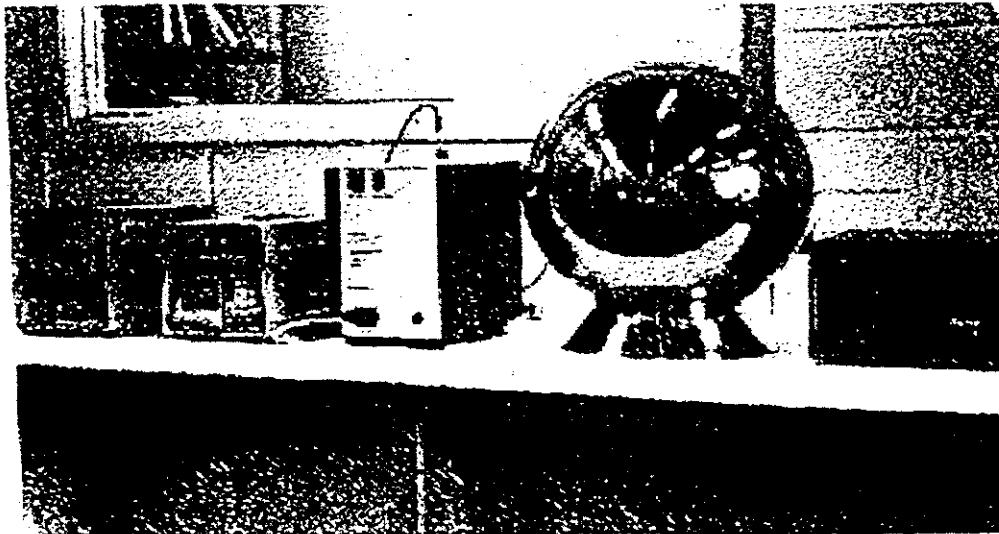


Figura 3.14 – Forno esférico utilizado para calibrar o termopar padrão.

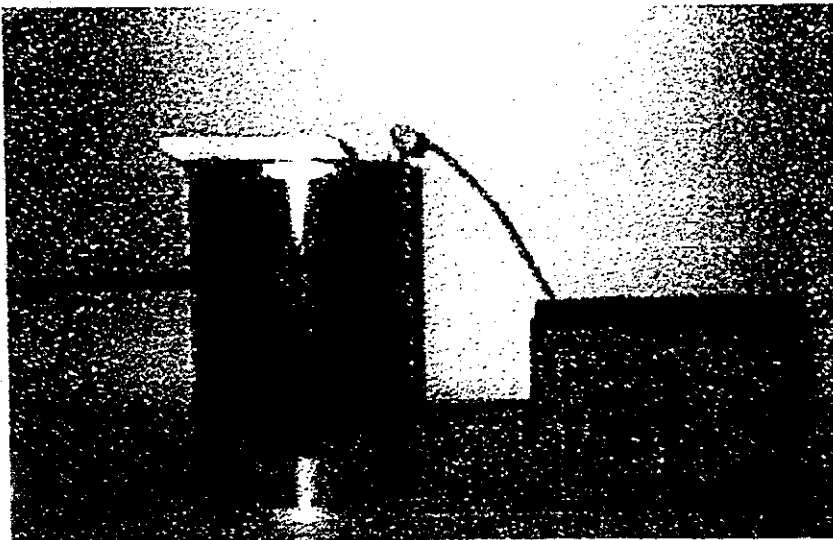


Figura 3.15 – Forno do tipo cilíndrico utilizado para calibrar os outros Termopares.

3.4 – ANÁLISE METALOGRAFICAS E DE DUREZA

Para a realização das medidas de dureza Vickers no metal de solda utilizou-se um durômetro GNEHM HORGEM, com carga de 10kg ilustrado na figura 3.16.

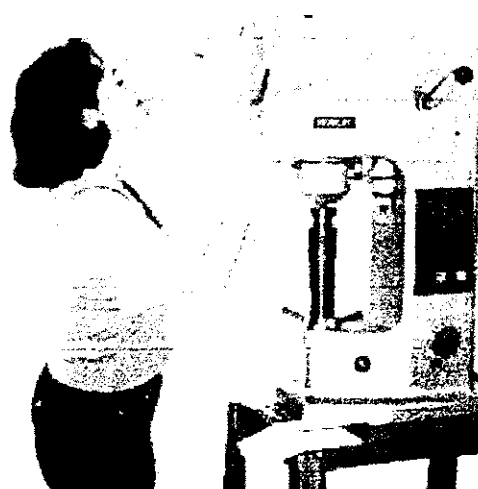


Figura 3.16 – Durômetro utilizado nos ensaios de durezas.

Foram realizadas as análises Metalográficas quantitativa e qualitativa dos metais de solda e da ZTA no microscópio Ótico OLYMPUS ilustrado na figura 3.17, utilizando-se um aumento máximo de 400x. Para análise microestrutural e medidas de dureza, tivemos que seguir uma seqüência de trabalho que consiste em preparação da superfície, ataque e a observação no microscópio. A seqüência lógica consiste em: corte, lixamento, polimento, ataque e observação microscópica, que são apresentados com mais detalhes a seguir.

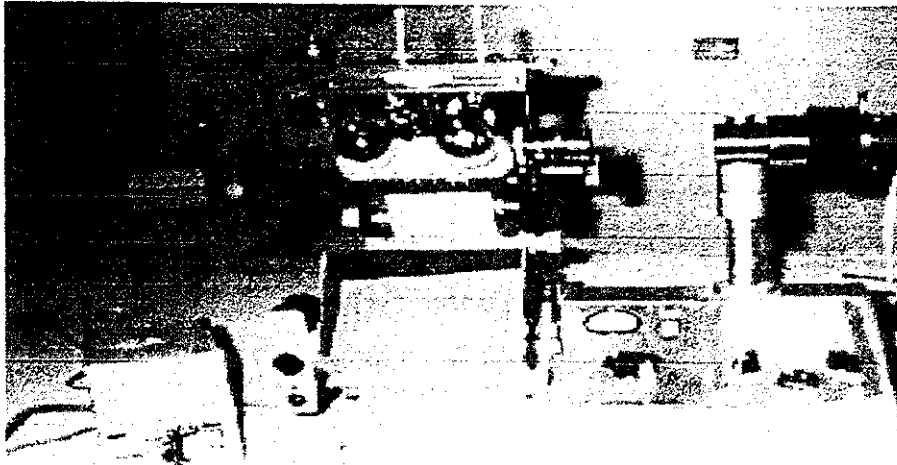


Figura 3.17 – Microscópio ótico utilizado para as análises metalográficas.

3.4.1 – Corte

Primeiramente, as chapas foram cortadas para obtenção de corpos de prova no tamanho de 200 por 150 mm em uma serra hidráulica e usinadas para possuírem chanfros em “Y” em uma Plaina. Posteriormente as chapas soldadas foram submetidas a cortes transversais para as análises metalográficas e medidas de dureza. Durante as operações de corte, teve-se que tomar o máximo cuidado para não alterar a microestrutura da amostra devido ao aquecimento durante a operação, mesmo sabendo que a máquina de corte utiliza um sistema de resfriamento e que o funcionamento mantém um jato de óleo sobre a parte em contato com o disco.

3.4.2 – Embutimento

O embutimento da amostra para o ensaio metalográfico é de grande importância, pois além de facilitar o manuseio da amostra evita que a mesma fique com arestas e rasgue a lixa ou o pano de polimento, bem como o seu abulamento durante o polimento, o qual tem grande influência na observação microscópica.

O embutimento consiste em circundar a amostra com um material adequado, formado um corpo único. O embutimento pode ser feito a frio quando se usam resinas sintéticas de polimerização rápida, e a quente quando a amostra é embutida em materiais termoplásticos ou pré-polímeros por intermédio de prensas.

Em nosso trabalho utilizou-se o embutimento a frio com co'polimero de acrílico.

3.4.3 – Lixamento

O objetivo deste procedimento é a obtenção de amostras com superfícies planas. A técnica consiste em lixar as amostras seguindo-se uma seqüência, onde reduz-se a granulometria da lixa a cada vez que se obtiver uma uniformidade de riscos, sempre tendo o cuidado de mover 90° a amostra em relação ao seu eixo a cada troca de lixa. As lixas foram ordenadamente usadas com a seguintes numeração 120, 150, 180, 220, 240, 280, 320, 360, 400 , 600 e 1000 mesh.

3.4.4 – Polimento

O polimento consiste na obtenção de uma superfície isenta de riscos, de modo a se obter uma imagem clara e perfeita ao microscópio, da estrutura em observação.

Este procedimento é realizado em uma máquina politriz, a qual possui um disco giratório de feltro que recebe um abrasivo suspenso em água, no nosso caso alumina. O polimento se ordenou com solução de alumina de 1.0, 0.3, 0.06 e 0.02 μ m, verificando-se no fim do procedimento, através de um microscópio, se todos os riscos provenientes do lixamento tinham sido eliminados.

3.4.5 – Ataque

Uma amostra lixada e polida está pronta para o exame macro ou microscópico, desde que os seus elementos estruturais possam ser distinguidos uns dos outros, através da diferenciação da cor, relevo e falhas estruturais como trincas, poros, etc..

Geralmente uma superfície metálica polida reflete a luz uniformemente, de tal maneira que os detalhes de sua estrutura não podem ser distinguidos, necessitando-se contrastá-los adequadamente.

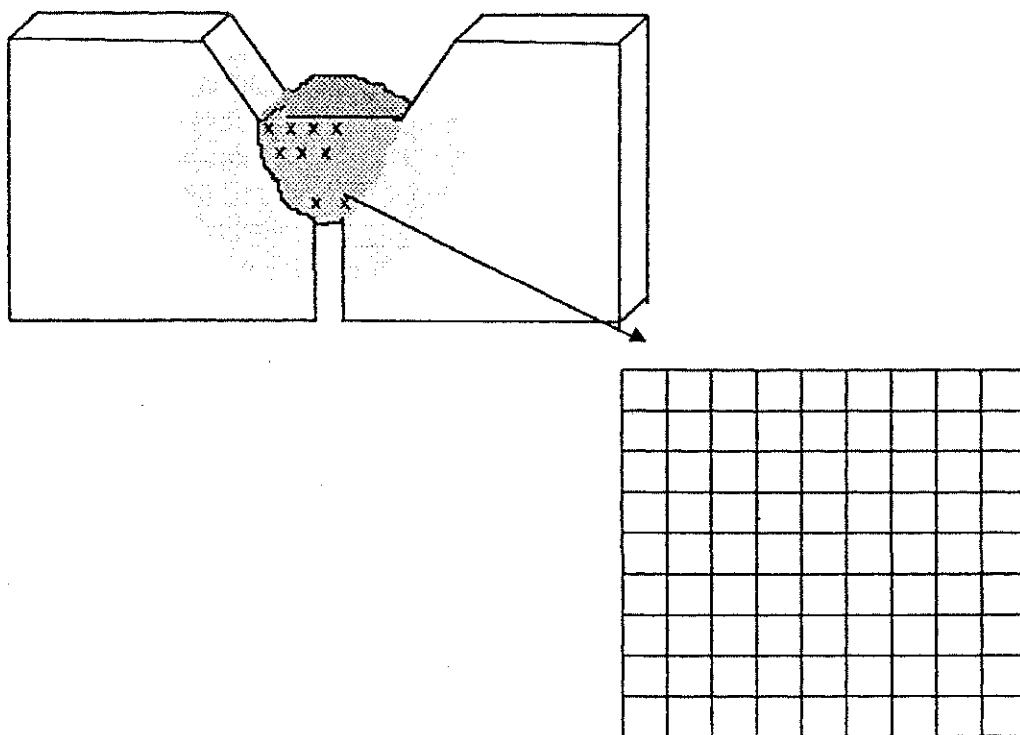
O processo mais comum de obter-se tal constante é por meio do ataque, o qual pode ser efetuado através de mudanças do sistema ótico empregado, ou da amostra propriamente dita.

Em nosso trabalho utilizou-se o ataque químico, onde a superfície da amostra, quando atacada por reagentes específicos, sofre uma série de transformações eletroquímicas baseadas no processo de óxido-redução, cujo aumento do contraste se deve às diferenças do potencial eletroquímico. O reagente escolhido foi o Nital 3,0% (indicado pelo documento nº 1533-88 do "The Welding Institute").

Este procedimento consiste em molhar a superfície da amostra com o reagente por intermédio de um algodão. O período de exposição usado foi de 8 segundos. Após este tempo a amostra foi lavada com álcool etílico e secada em jato de ar quente.

3.5 – ANÁLISE METALOGRÁFICA

O processo de identificação (análise qualitativa) e de contagem das microestruturas (análise quantitativa) no metal de solda foi executado com um aumento de 400x. O método quantitativo utilizado foi o de contagem de pontos. Para tanto foi constituída uma tela com 100 pontos, a qual foi superposta ao Ecran do microscópio. As interseções das linhas das grades delimitam várias áreas e cada uma delas servem para identificar o microconstituente presente. Posteriormente à identificação de todas as áreas contam-se os pontos. Foram analisados 10 regiões no Metal de solda(MS), e como a grade continha 100 pontos, foram totalizados 1000 pontos por amostra, como pode-se verificar na figura 3.18.



400 vezes

Figura 3.18 – Ilustração das 10 regiões analisadas no metal de solda e a grade do microscópio com 100 pontos.

Esta medição quantitativa microestrutural é raramente de total confiança. Ocasionalmente, dificuldades se encontram em decidir e identificar um microconstituente particular. Erros de identificação e contagem de microestruturas deste tipo são difíceis de minimizar exceto pela experiência do observador. Diante deste fato faz-se necessário o cálculo do erro e do desvio padrão para se ter uma idéia melhor da confiabilidade da contagem de pontos.

Para estimar o desvio padrão da proporção Y , determina-se para uma contagem de n pontos, o seguinte procedimento:

- Tendo-se um número K de grupos, cada um contendo n pontos, determina-se o valor de Y para cada grupo, a melhor estimativa da proporção p é dada pela média do valor de Y, que aqui chamamos de \bar{Y} ;

$$\bar{Y} = (\sum Y / K) \quad (11)$$

O desvio padrão da distribuição de Z como estimado para n pontos é :

$$\delta_n = \sqrt{[\sum(Y - \bar{Y})^2 / (K - 1)]} \quad (12)$$

Também foram obtidos Intervalos de Confiança (I.C.) com confiabilidade de Y=95%, onde tais valores foram obtidos pelas seguintes equações:

- Caso a estimativa de p esteja no intervalo entre 0,4 e 0,6:

$$IC(95\%) = \bar{Y} \pm \frac{b}{\sqrt{4.n}} \quad (13)$$

- Caso a estimativa de p esteja fora do intervalo citado anteriormente:

$$IC(95\%) = \bar{Y} \pm b \cdot \sqrt{\frac{\bar{Y}(1 - \bar{Y})}{n}} \quad (14)$$

Sendo b tal que $P(0 < Z < b) = \gamma / 2$, onde Z é a distribuição Padrão ou Normal Reduzida(Pereira,2000).

3.5.1 – Medidas de dureza

As medidas de dureza foram executadas horizontalmente nas três regiões distintas do metal de solda : na parte inferior, superior e central , totalizando 7 medidas por corpo de prova como pode-se ser observado na figura 3.19. Já as medidas realizadas na ZTA, foram próxima ao furo do termopar totalizando três medidas para cada corpo de prova. Como está ilustrado na figura 3.20. Foram realizadas medidas de dureza Vickers, com carga de 10 kg. Os valores indicados para o Metal de Solda foram extraídos da média de cada condição, e os da ZTA de acordo com sua distância para até a linha de fusão.

A média (\bar{Y}) foi calculada, através do somatório das medidas de dureza dividido pelo número total de pontos.

$$\bar{Y} = (\sum Y / K) \quad (15)$$

O desvio padrão (δ_n) é calculado por:

$$\delta_n = \sqrt{[\sum(Y - \bar{Y})^2 / (K - 1)]} \quad (16)$$

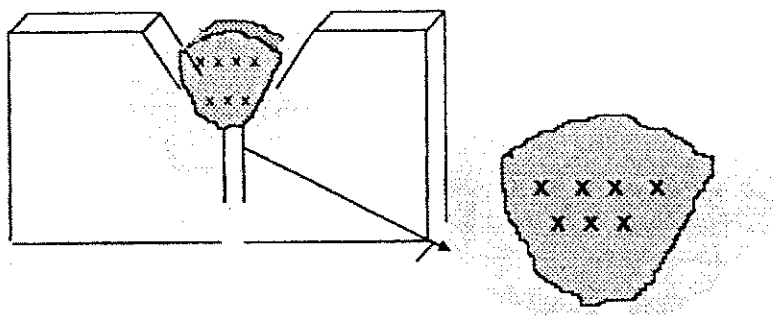


Figura 3.19 – Ilustração dos pontos onde foram executadas as medidas de dureza Vickers do metal de solda .

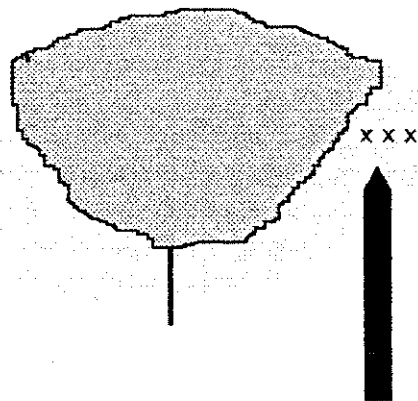


Figura 3.20 – Ilustração das medidas de dureza na ZTA.

3.5.2 - Medidas da extensão da ZTA

A extensão da ZTA foi medida desde a linha de fusão até a região sem alteração microestrutural, da forma ilustrada na figura 3.21.

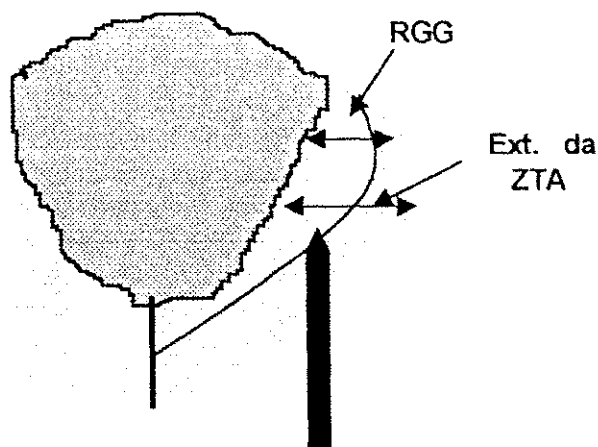


Figura 3.21 – Medida da extensão da ZTA e da Região dos Grãos Grosseiros (RGG)

Para avaliar a extensão de grãos grosseiros, procedeu-se da mesma forma, ou seja, à partir da linha de fusão até o início da região de refino de grãos.

4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 - Influência dos Parâmetros de soldagem sobre as variáveis do ciclo térmico e comparação dos valores teóricos com os valores experimentais.

4.1.1 - Processo SAER.

As figuras 4.22 e 4.23 e as tabelas 4.22 e 4.23 apresentam a variação da temperatura máxima ($T_{m\acute{a}x.}$) com a energia de soldagem (H) para os valores teóricos e experimentais numa distância de 2,4 mm da linha de fusão de solda, utilizando-se o processo SAER sem preaquecimento e com preaquecimento de 100°C, respectivamente. Percebe-se pela figura 4.22 e pela tabela 4.22 que houve uma significativa variação da temperatura máxima com o aumento da energia de soldagem. Para esta condição um aumento de 0,24 kJ/mm no valor de H proporcionou um aumento de 116°C no valor de $T_{m\acute{a}x.}$ aos valores obtidos experimentalmente. Com relação aos valores obtidos teoricamente, os aumentos em $T_{m\acute{a}x.}$ utilizando-se os valores de c a 30°, 500°, 650° e 800°C foram respectivamente de 90°, 102°, 104° e 119°C apresentando assim uma diferença em torno de 46°C com relação aos valores obtidos experimentalmente. Com relação aos valores absolutos de $T_{m\acute{a}x.}$ os valores teóricos mais próximos dos experimentais foram aqueles obtidos com c a 800°C e a 500°C, principalmente para baixos valores de H (0,76 kJ/mm), utilizando-se o valor em torno de 89°C para c a 800°C e de 9°C para c a 500°C. Para H igual a 1 kJ/mm estas diferenças foram respectivamente de 86°C e 5°C. Os valores mais distantes dos valores

experimentais foram aqueles calculados com c à temperatura ambiente cuja diferença média para as duas energias utilizadas foi de 202°C. Para soldagens executadas com preaquecimento de 100°C, observa-se pela figura 4.23 e pela tabela 4.23 que não ocorreu variação considerável nos valores experimentais de $T_{\text{máx}}$. devido à pequena alteração no valor de H (0,24kJ/mm), o mesmo ocorreu com os valores calculados quando variou a energia de soldagem. Entretanto, verificou-se que os valores teóricos mais próximos dos experimentais foram aqueles calculados utilizando-se c a 650° e 800°C, cujas diferenças ficaram respectivamente em torno de 50°C e 23°C (valores médios para as duas energias). Estes resultados condizem com aqueles obtidos por Suzuki (Suzuki, 1998) que obteve um bom acordo entre os valores teóricos e experimentais de ciclos térmicos em juntas soldadas de aços ARBL utilizando as propriedades físicas a uma temperatura de 800°C.

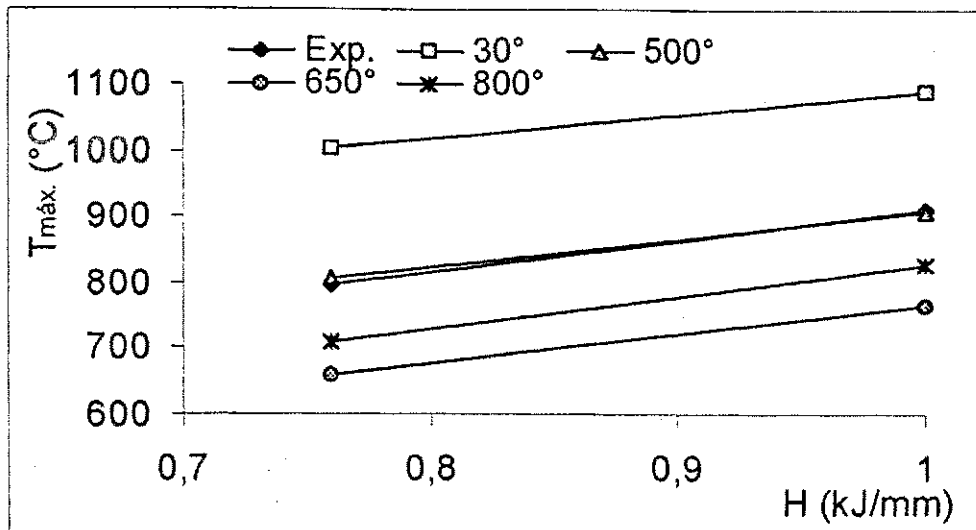


Figura 4.22 – Valores teóricos e experimentais da temperatura máxima ($T_{máx.}$) em função da energia de soldagem (H) a uma distância de 2,4 mm da linha de fusão de solda utilizando-se o processo SAER sem preaquecimento.

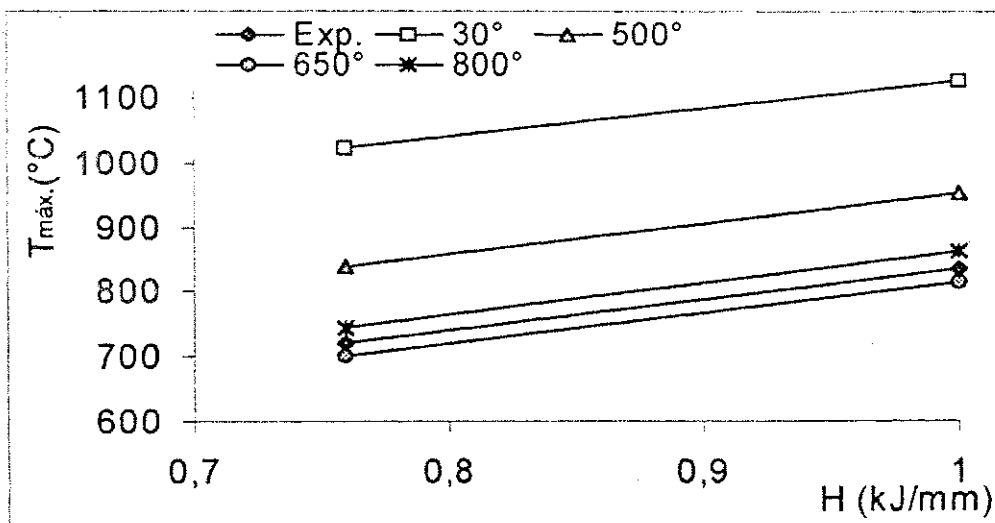


Figura 4.23 – Valores teóricos e experimentais da temperatura máxima ($T_{máx.}$) em função da energia de soldagem (H) a uma distância de 2,4 mm da linha de fusão de solda utilizando-se o processo SAER com preaquecimento de 100°C.

As figuras 4.24 e 4.25 e as tabelas 4.24 e 4.25 apresentam valores teóricos e experimentais da temperatura máxima ($T_{m\acute{a}x.}$) a diferentes distâncias da linha de fusão de solda para soldagens sem preaquecimento e com preaquecimento de 100°C, respectivamente, utilizando-se uma energia de soldagem de 1,0kJ/mm. Verificou-se um decréscimo de 63°C no valor de $T_{m\acute{a}x.}$ obtido experimentalmente ao se distanciar de 2,4 para 2,6 mm da linha de fusão de solda na soldagem sem preaquecimento e um decréscimo de 46°C ao se distanciar de 2,2 para 2,4mm na soldagem com preaquecimento de 100°C. Com relação aos valores calculados de $T_{m\acute{a}x.}$ estes decréscimos variaram de 3 a 46°C para o primeiro caso e de 25° a 33°C no segundo caso. Com relação os valores absolutos de $T_{m\acute{a}x.}$ os valores calculados mais próximos dos experimentais foram aqueles obtidos com c a 800°C e a 500°C, principalmente no primeiro caso onde na soldagem com preaquecimento a diferença média entre os valores experimentais e teóricos foi de 33°C.

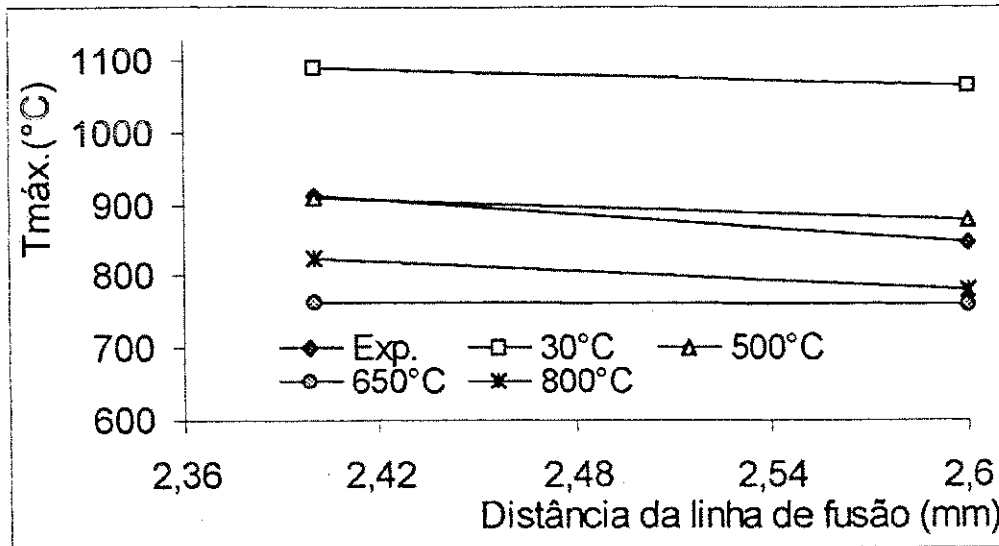


Figura 4.24 - Valores teóricos e experimentais de temperatura máxima ($T_{máx.}$) a diferentes distâncias da linha de fusão de solda para soldagens executadas por processo SAER sem preaquecimento.

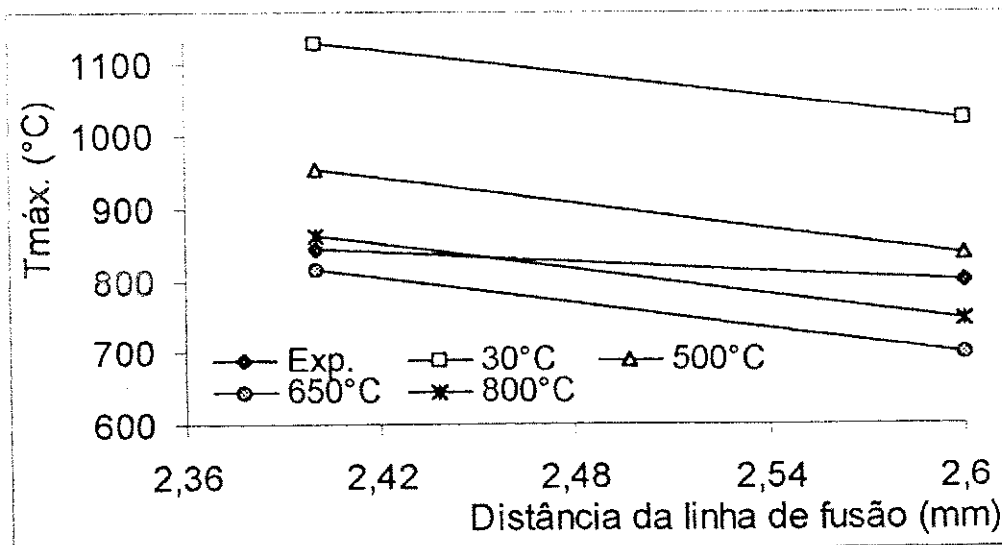


Figura 4.25 - Valores teóricos e experimentais de temperatura máxima ($T_{máx.}$) a diferentes distâncias da linha de fusão de solda para soldagens executadas por processo SAER com preaquecimento de 100°C.

A figura 4.26 e a tabela 4.26 apresenta a variação do tempo de resfriamento entre 800° e 500°C ($\Delta t_{8/5}$) a diferentes distâncias da linha de fusão da solda . verifica-se que quando a distância variou de 0,2 mm ao se utilizar uma energia de soldagem de 0,76kJ/mm o valor de $\Delta t_{8/5}$ diminui de 2s. Ao se utilizar uma energia de 1 kJ/mm verificou-se uma redução de 3s nos valores de $\Delta t_{8/5}$ para a mesma variação de distância. Com relação da comparação dos valores teóricos com os experimentais verifica-se uma diferença significativa entre eles. Verifica-se para maior energia de soldagem (1kJ/mm) o valor de $\Delta t_{8/5}$ foi maior em relação ao experimento realizado com energia de soldagem de 0,76kJ/mm. Isto é devido ao fato de que a expressão (7) utilizada para o calculo de $\Delta t_{8/5}$ considera o valor desta variável constante no centro do cordão de solda cujo valor é maior do que na ZTA em função da maior taxa de resfriamento na zona fundida. Os valores calculados consideram a distância, enquanto o teórico não o considera, segundo (Rosenthal,1941).

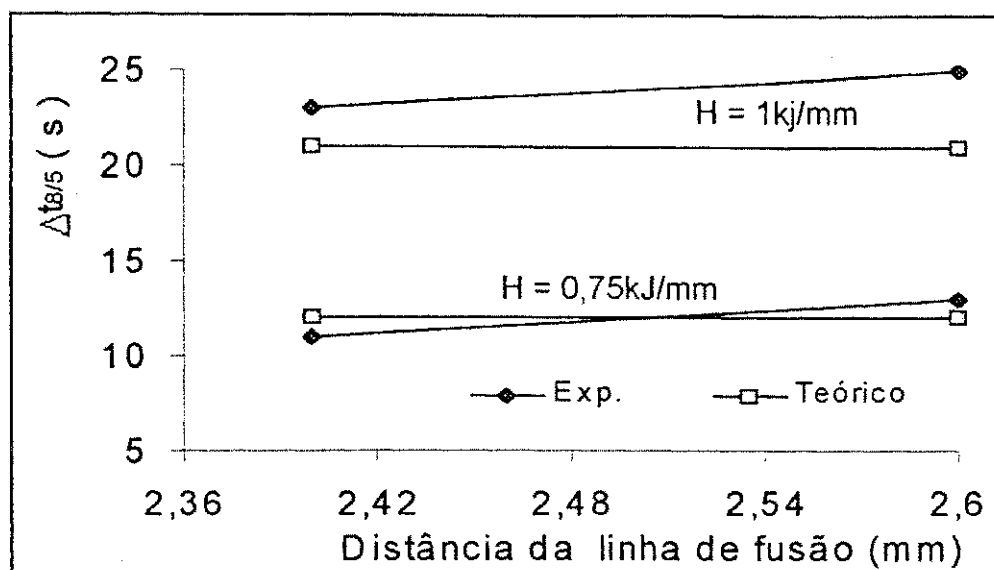


Figura 4.26 – Valores do tempo de resfriamento entre 800° e 500°C obtidos experimentalmente e através da equação de Rosenthal a diferentes distâncias da linha de fusão da solda sem preaquecimento com diferentes energias de soldagem(H), utilizando o processo SAER.

Tabela 4.22 – Valores teóricos e experimentais da temperatura máxima ($T_{\text{máx.}}$) em função da energia de soldagem (H) a uma distância de 2,4 mm da linha de fusão de solda utilizando-se o processo SAER sem preaquecimento .

Distância (mm)	H (kJ/mm)	$T_{\text{máx.}}$ Exp.(°C)	$T_{\text{máx.}}$ teórico	$T_{\text{máx.}}$ Teórico	$T_{\text{máx.}}$ teórico	$T_{\text{máx.}}$ Teórico
			30°C	500°C	650°C	800°C
2,4	1	912	1091	907	763	826
2,4	0,76	796	1001	805	659	707

Tabela 4.23 – Valores teóricos e experimentais da temperatura máxima ($T_{m\acute{a}x.}$) em função da energia de soldagem (H) a uma distância de 2,4 mm da linha de fusão de solda utilizando-se o processo SAER com preaquecimento de 100°C.

Distância (mm)	H (kJ/mm)	$T_{m\acute{a}x.}$ Exp.(°C)	$T_{m\acute{a}x.}$ teórico 30°C	$T_{m\acute{a}x.}$ Teórico 500°C	$T_{m\acute{a}x.}$ Teórico 650°C	$T_{m\acute{a}x.}$ teórico 800°C
2,4	1	844	1126	953	815	861
2,4	0,76	798	1023	837	698	744

Tabela 4.24 - Valores teóricos e experimentais de $T_{m\acute{a}x.}$ a diferentes distâncias da linha de fusão de solda para soldagens executadas por processo SAER sem preaquecimento.

Distância (mm)	H (kJ/mm)	$T_{m\acute{a}x.}$ Exp.(°C)	$T_{m\acute{a}x.}$ teórico 30°C	$T_{m\acute{a}x.}$ teórico 500°C	$T_{m\acute{a}x.}$ teórico 650°C	$T_{m\acute{a}x.}$ teórico 800°C
2,4	1	844	1126	953	815	861
2,6	1	849	1066	877	760	780

Tabela 4.25 – Valores teóricos e experimentais de $T_{m\acute{a}x.}$ a diferentes distâncias da linha de fusão de solda para soldagens executadas por processo SAER com preaquecimento de 100°C.

Distância (mm)	H (kJ/mm)	$T_{m\acute{a}x.}$ Exp.(°C)	$T_{m\acute{a}x.}$ teórico 30°C	$T_{m\acute{a}x.}$ teórico 500°C	$T_{m\acute{a}x.}$ teórico 650°C	$T_{m\acute{a}x.}$ teórico 800°C
		2,4	1	844	1126	953
2,6	1	798	1151	983	846	894

Tabela 4.26 – Valores do tempo de resfriamento entre 800° e 500°C obtidos experimentalmente e através da equação de Rosenthal a diferentes distâncias da linha de fusão da solda sem preaquecimento com diferentes energias de soldagem(H), utilizando o processo SAER.

Distância (mm)	H = 1 kJ/mm		H = 0,76 kJ/mm	
	$\Delta t_{8/5}$ Exp. (s)	$\Delta t_{8/5}$ teórico(s)	$\Delta t_{8/5}$ Exp.(s)	$\Delta t_{8/5}$ teórico(s)
2,4	23	21	11	12
2,6	25		13	

4.1.2 – Processo de soldagem com Arame Tubular (SAT).

As figura 4.27 e 4.28 e as tabelas 4.27 e 4.28 apresentam, respectivamente, os valores de $T_{m\acute{a}x.}$ em função da variação de H utilizando-se o processo SAT sem preaquecimento e com preaquecimento de 100°C a uma distância de 2,4mm da linha de fusão. Verifica-se que para ambas condições os valores experimentais de $T_{m\acute{a}x.}$ não sofreram alterações com o aumento de 0,1kJ/mm no valor de H (soldagem com preaquecimento) cujo efeito em $T_{m\acute{a}x.}$ foi de 16°C. Entretanto, verificou-se uma maior sensibilidade dos valores teóricos de $T_{m\acute{a}x.}$ com relação ao aumento de H ao se utilizar valores de c para temperaturas mais altas, verificando-se um aumento de até 46°C para $T_{m\acute{a}x.}$ obtido com c a 800°C. Com relação aos valores absolutos de $T_{m\acute{a}x.}$ verifica-se da mesma forma que no processo SAER que os valores teóricos que mais se aproximaram dos experimentais foram aqueles obtidos com c a 800° e 650° C. Entretanto, ao se utilizar este processo de soldagem os valores ficaram mais próximos, principalmente aqueles com c a 800°C, cuja diferença ficou em média de 43°C para soldagens com e sem preaquecimento.

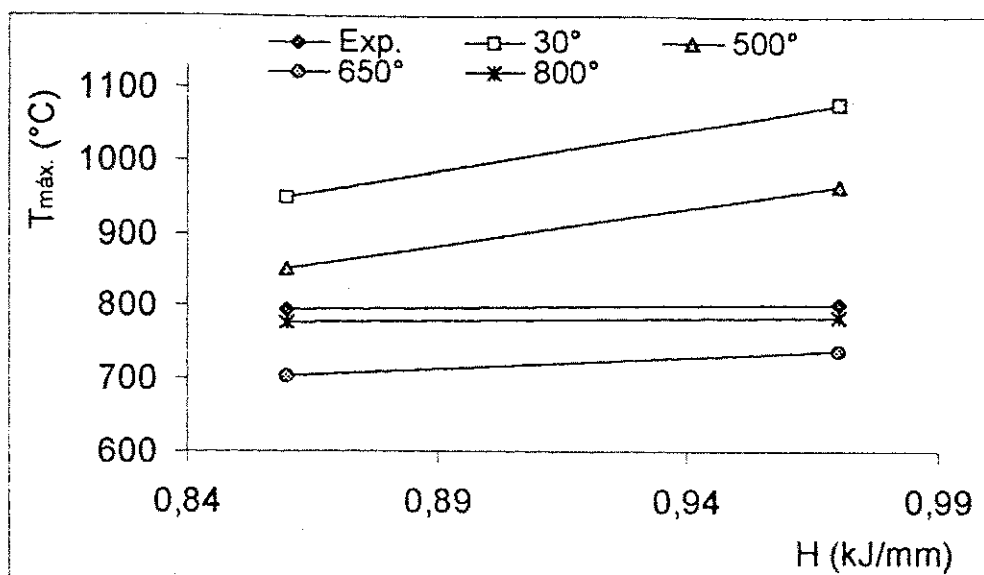


Figura 4.27 – Valores teóricos e experimentais da temperatura máxima ($T_{máx.}$) em função da energia de soldagem (H) a uma distância de 2,4 mm da linha de fusão de solda utilizando-se o processo SAT, sem preaquecimento.

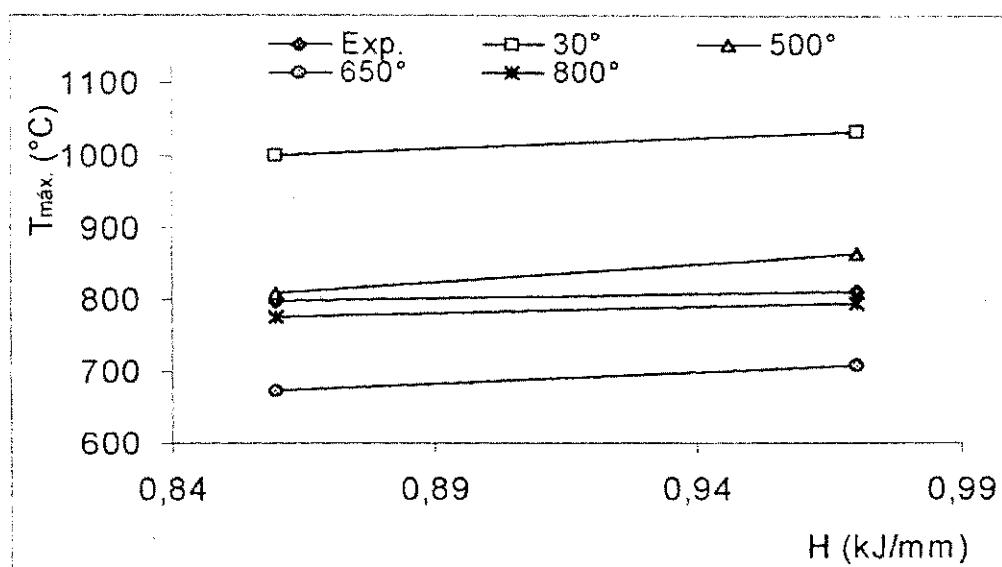


Figura 4.28 – Valores teóricos e experimentais da temperatura máxima ($T_{máx.}$) em função da energia de soldagem (H) a uma distância de 2,4 mm da linha de fusão de solda utilizando-se o processo SAT, com preaquecimento de 100°C.

As figuras 4.29 e 4.30 e as tabelas 4.29 e 4.30 apresentam os valores de $T_{\text{máx}}$ em função da distância à linha de fusão de solda para soldagens executadas por processo SAT sem preaquecimento e com preaquecimento de 100°C , utilizando-se uma energia de soldagem de $0,8 \text{ kJ/mm}$. Verificou-se um decréscimo de 46°C nos valores experimentais de $T_{\text{máx}}$ ao se distanciar de $0,2 \text{ mm}$ da linha de fusão. Com relação aos valores calculados estes decréscimos variaram de 114° a 113°C , sendo este último, o mais próximo do valor experimental, calculado com c a 800°C . Com relação aos valores absolutos de $T_{\text{máx}}$, os que mais se aproximaram dos valores experimentais foram aqueles calculados com os valores de c de 800° e 650°C , principalmente estes últimos que apresentaram diferenças de 47°C na distância de $2,4 \text{ mm}$ e de 111°C na distância de $2,6 \text{ mm}$ da linha de fusão de solda com relação aos valores experimentais. Com relação às soldagens executadas com preaquecimento os valores mais próximo dos experimentais também foram aqueles calculados com a c 800° e 650°C . Entretanto, neste caso, para a distância mais próxima da linha de fusão ($2,4\text{mm}$) valores mais próximo dos experimentais foram aqueles calculados com c a 800°C , cuja diferença foi de apenas 69°C . Esta compatibilidade entre os valores teóricos e experimentais de $T_{\text{máx}}$, já foi identificada por outros autores (Myhr e Grong, 1990, Londoño e Brandi, 1998).

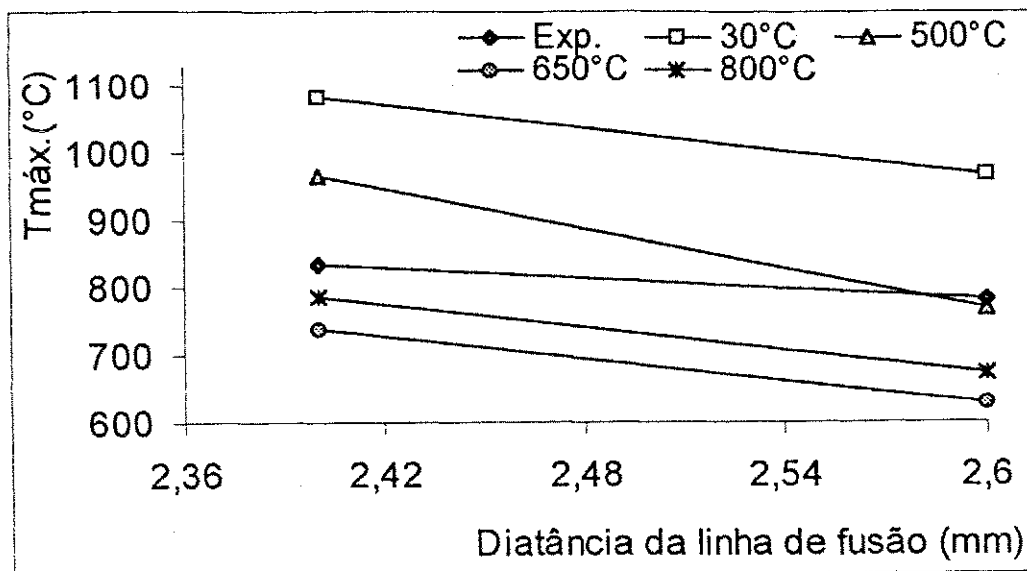


Figura 4.29 - Valores teóricos e experimentais de temperatura máxima ($T_{máx.}$) a diferentes distâncias da linha de fusão de solda para soldagens executadas por processo SAT sem preaquecimento.

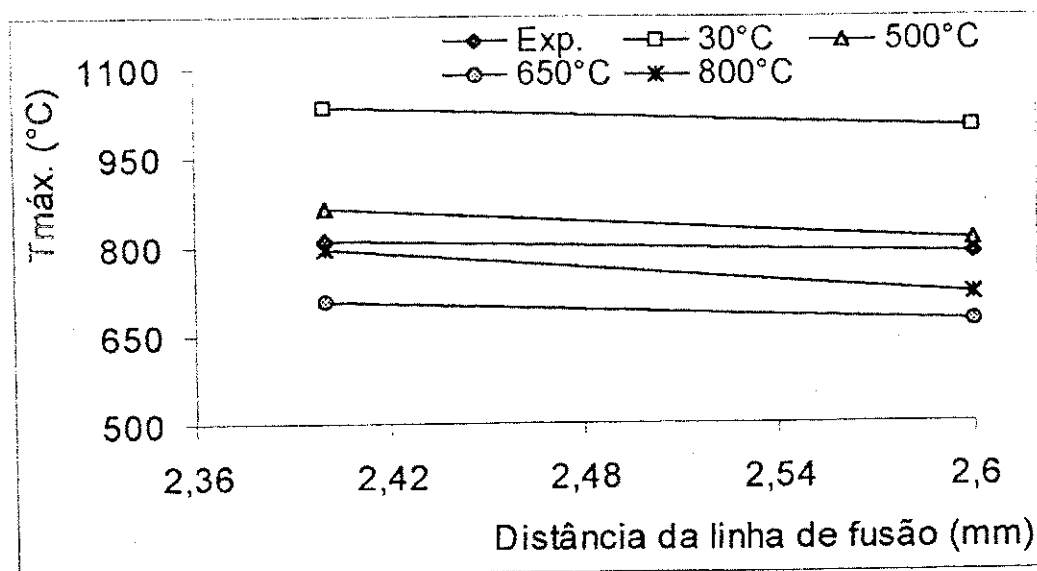


Figura 4.30 - Valores teóricos e experimentais de temperatura máxima ($T_{máx.}$) a diferentes distâncias da linha de fusão de solda para soldagens executadas por processo SAT com preaquecimento de 100°C.

A figura 4.31 e a tabela 4.31 apresentam a variação do tempo de resfriamento entre 800° e 500°C ($\Delta t_{8/5}$) com a distância da linha de fusão da solda. Verifica-se uma pequena variação de 1s nos valores de $\Delta t_{8/5}$ ao se variar a distância de 2,4 para 2,6mm. Para energia de soldagem de 1 kJ/mm esta variação foi um pouco mais de 1s e 2s. Com relação a comparação entre os valores teóricos e experimentais verifica-se que este foram de 5s e 6s .

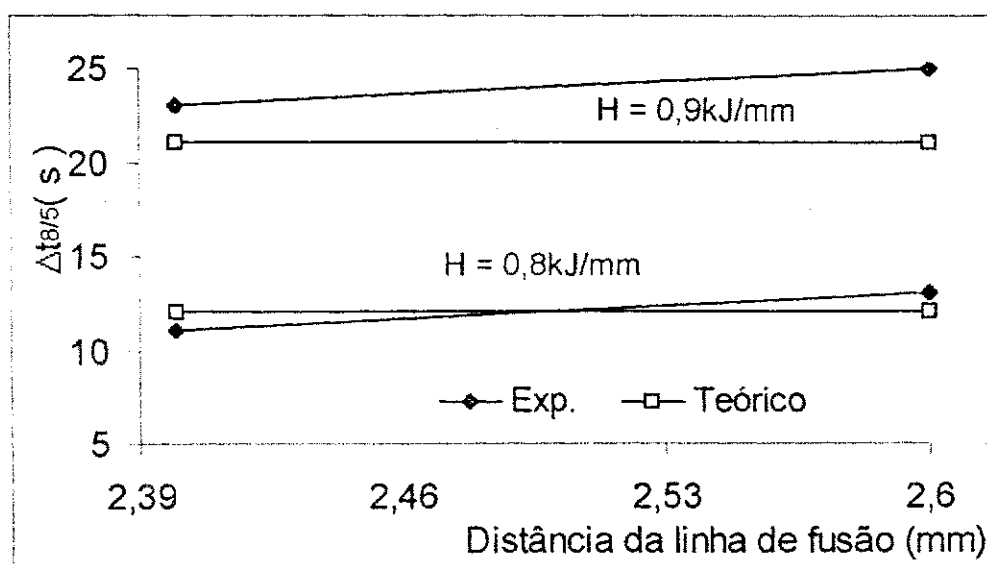


Figura 4.30 – Valores do tempo de resfriamento entre 800° e 500°C obtidos teoricamente e experimentalmente a diferentes distância da linha de fusão da solda sem preaquecimento a diferentes energias de soldagem utilizando o processo SAT.

Tabela 4.27 – Valores teóricos e experimentais da temperatura máxima ($T_{m\acute{a}x.}$) em função da energia de soldagem (H) a uma distância de 2,4 mm da linha de fusão de solda utilizando-se o processo SAT, sem preaquecimento.

Distância (mm)	H (kJ/mm)	$T_{m\acute{a}x.}$ Exp.(°C)	$T_{m\acute{a}x.}$ teórico 30°C	$T_{m\acute{a}x.}$ teórico 500°C	$T_{m\acute{a}x.}$ Teórico 650°C	$T_{m\acute{a}x.}$ Teórico 800°C
2,4	0,9	834	1081	966	739	787
2,4	0,8	796	948	851	704	754

Tabela 4.28– Valores teóricos e experimentais da temperatura máxima ($T_{m\acute{a}x.}$) em função da energia de soldagem (H) a uma distância de 2,4 mm da linha de fusão de solda utilizando-se o processo SAT, com preaquecimento de 100°C.

Distância (mm)	H (kJ/mm)	$T_{m\acute{a}x.}$ Exp.(°C)	$T_{m\acute{a}x.}$ teórico 30°C	$T_{m\acute{a}x.}$ teórico 500°C	$T_{m\acute{a}x.}$ teórico 650°C	$T_{m\acute{a}x.}$ teórico 800°C
2,4	0,9	786	999	809	673	717
2,4	0,8	810	1034	708	704	794

Tabela 4.29 - Valores teóricos e experimentais de $T_{m\acute{a}x.}$ a diferentes distâncias da linha de fusão de solda para soldagens executadas por processo SAT sem preaquecimento.

Distância (mm)	H (kJ/mm)	$T_{m\acute{a}x.}$ Exp.(°C)	$T_{m\acute{a}x.}$ teórico 30°C	$T_{m\acute{a}x.}$ teórico 500°C	$T_{m\acute{a}x.}$ teórico 650°C	$T_{m\acute{a}x.}$ teórico 800°C
2,4	0,9	834	1081	966	739	787
2,6	0,9	784	968	770	626	673

Tabela 4.30 - Valores teóricos e experimentais de $T_{m\acute{a}x.}$ a diferentes distâncias da linha de fusão de solda para soldagens executadas por processo SAT com preaquecimento de 100°C.

Distância (mm)	H (kJ/mm)	$T_{m\acute{a}x.}$ Exp.(°C)	$T_{m\acute{a}x.}$ teórico 30°C	$T_{m\acute{a}x.}$ teórico 500°C	$T_{m\acute{a}x.}$ teórico 650°C	$T_{m\acute{a}x.}$ teórico 800°C
2,4	0,9	786	999	809	673	717
2,6	0,9	796	1061	878	739	785

Tabela 4.31 – Valores do tempo de resfriamento entre 800° e 500°C obtidos experimentalmente e teórico a diferentes distância da linha de fusão da solda sem preaquecimento a diferentes energia de soldagens utilizando o processo SAT.

Distância (mm)	H = 0,9 kJ/mm		H = 0,8 kJ/mm	
	$\Delta t_{8/5}$ Exp. (s)	$\Delta t_{8/5}$ teórico(s)	$\Delta t_{8/5}$ Exp.(s)	$\Delta t_{8/5}$ teórico(s)
2,4	23	16	19	13
2,6	24		20	

4.2 – Efeito das variáveis do ciclo térmico sobre a microestrutura e dureza da ZTA.

4.2.1 – Processo SAER

Figura 4.32 e a tabela 4.32 apresentam os efeitos da temperatura máxima sobre a dureza da junta soldada a uma distância de 2,4 mm da linha de fusão utilizando como metal de base o aço SAR100T . Verificou-se que para uma variação de 110°C no valor de $T_{\text{máx}}$ houve uma redução de apenas 15HV no valor da dureza neste ponto da junta soldada.

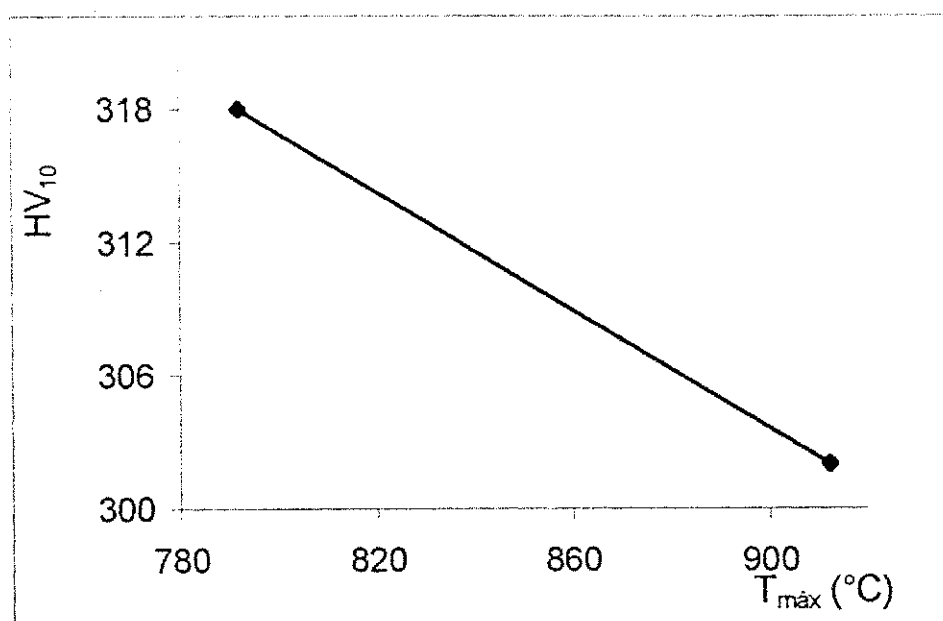


Figura 4.32 – Variação dos valores da dureza com temperatura máxima ($T_{\text{máx}}$) a um distância de 2,4mm da linha de fusão de solda.

A figura 4.33 e a tabela 4.33 apresentam a relação entre os valores de $\Delta t_{8/5}$ medidos a uma distância de 2,4 mm da linha de fusão com a extensão da região de grão grosseiros (RGG) da ZTA utilizando-se o aço SAR100T como metal de base. Verificou-se um aumento 0,3mm na extensão da RGG que corresponde a 0,3% nos percentuais do seu valor, para uma variação de 4,3s nos valores de $\Delta t_{8/5}$ proporcionados por um aumento de 120°C nos valores da temperatura máxima. Além do aumento da RGG, o aumento de $\Delta t_{8/5}$ proporcionou uma RGG martensítica com grão mais grosseiros, que proporcionou um aumento de 65HV nos valores da dureza, conforme pode ser observando nas figura 4.34 (a) e 4.34 (b).

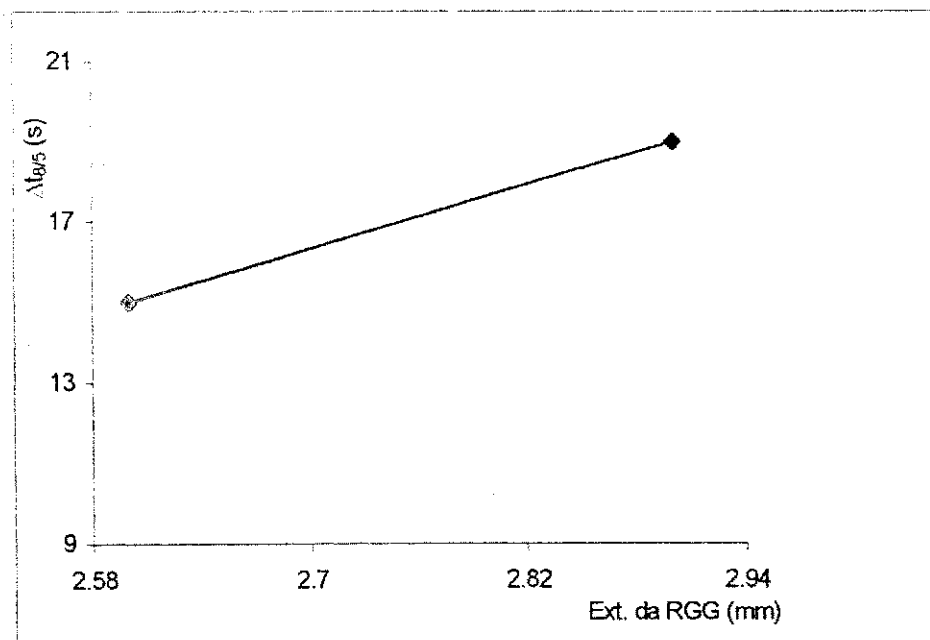


Figura 4.33 – Relação entre o tempo de resfriamento entre 800° e 500°C a uma distância de 2,4 mm da linha de fusão e a extensão da região de grão grosseiro (RGG) na ZTA.

A figura 4.34 e a tabela 4.34 apresentam os efeitos da variação de T_0 sobre o perfil da dureza da junta soldada utilizando como metal de base o aço SAR100T. O perfil apresentado mostra que houve um aumento da dureza na RGG devido à formação de martensita. Percebe-se decréscimos significativos de dureza ao se aplicar preaquecimentos na junta soldada. Foram observados os seguintes decréscimo da dureza: no metal de solda de 73HV, na região de grão grosseiro de 47HV e na região de grão fino de 62HV. Os resultados obtidos enfatizam portanto o significativos efeitos da aplicação de preaquecimento no ciclo térmico e consequentemente na dureza da junta soldada. A figura 4.35(a) e 4.35(b) apresenta as microestruturas de cada uma das regiões sem preaquecimento de 200°C.

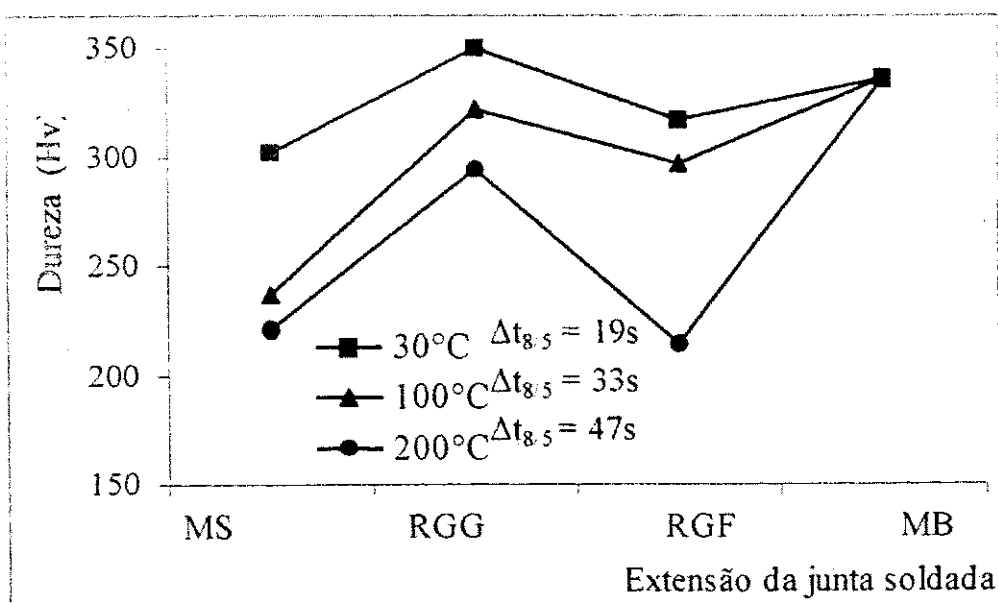


Figura 4.34 – Valores da dureza em relação as regiões do metal de solda (MS), regiões dos grãos grosseiros (RGG), regiões de grãos finos (RGF) e regiões do metal de base (MB), sem e com preaquecimento de 100 e 200°C a uma distância de 2,4 mm no processo SAER.

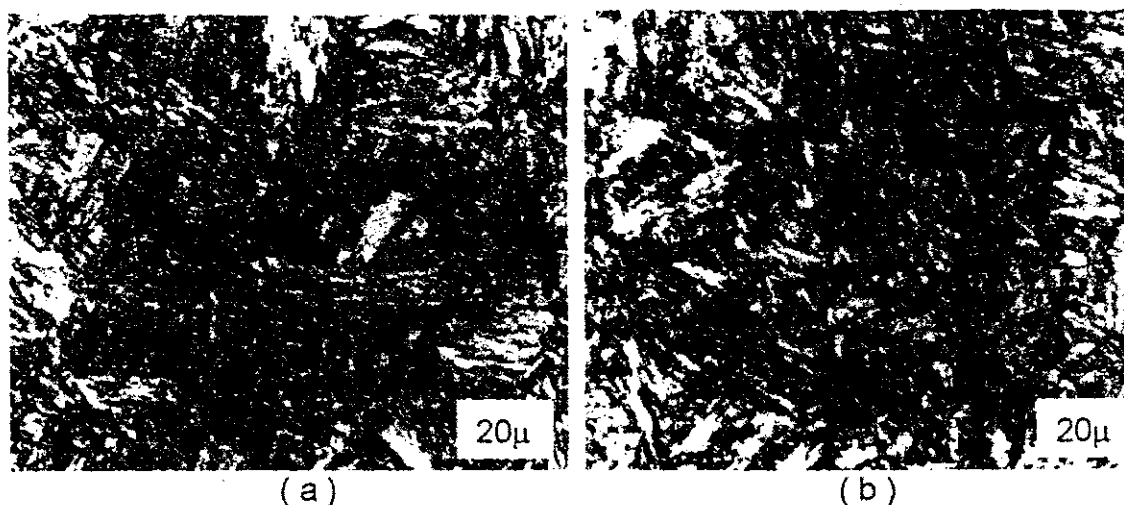


Figura 4.35 – Microestruturas na região de grãos grosseiros sem preaquecimento (a) e com preaquecimento de 200°C a uma distância de 1mm da linha de fusão com um aumento de 400x no processo SAER.

A figura 4.36 e a tabela 4.36 apresentam os ciclos térmicos obtidos pelo processo SAER com metal de base SAR100T para uma soldagem sem preaquecimento e com preaquecimento de 200°C a uma distância de 2,4mm da linha de fusão com mesma energia de soldagem de 1kJ/mm. Observa-se que à aplicação do preaquecimento no ciclo térmico, com a mesma energia de soldagem $H=1\text{kJ/mm}$, foram obtidos ciclos térmicos com menor duração e com maior velocidade de resfriamento que proporcionou valores do tempo de resfriamento entre 800° e 500°C de 19s para 15s. Resultados esses que condizem com os obtidos por Wainer(Wainer,1992). Os outros ciclos térmicos para as outras condições estão no anexo I.

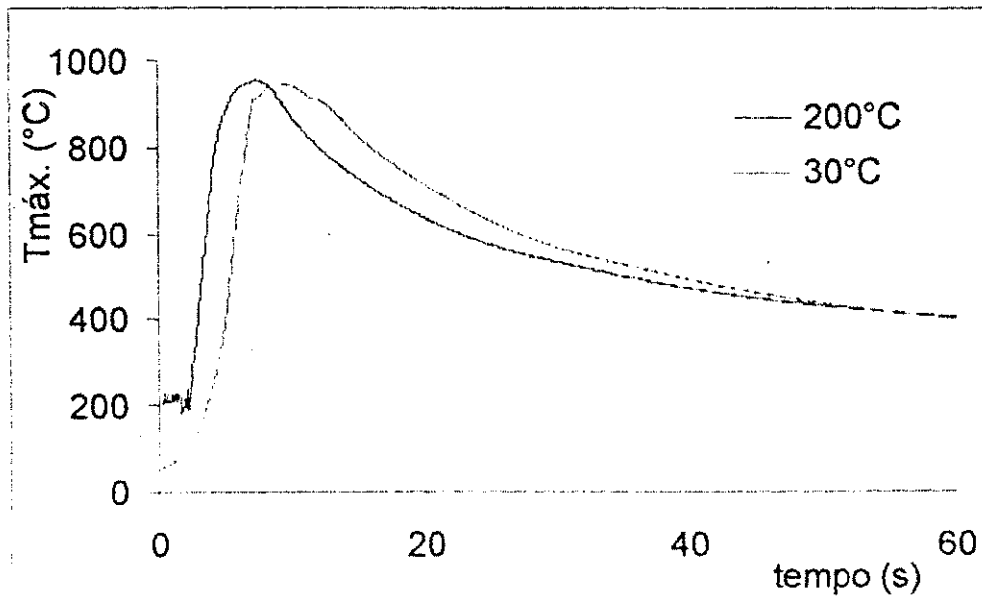


Figura 4.36 – Ciclos térmicos obtido sem preaquecimento e com preaquecimento de 200°C, utilizando energia de soldagem de 1kJ/mm no processo SAER.

Tabela 4.32 – Variação dos valores da dureza com temperatura máxima ($T_{m\acute{a}x.}$) a uma distância de 2,4mm da linha de fusão de solda.

$T_{m\acute{a}x}$ (°C)	HV (10kg)
912	302
792	313

Tabela 4.33 – Relação entre o tempo de resfriamento entre 800 e 500°C a uma distância de 2,4 mm da linha de fusão e a extensão da região de grão grosseiro (RGG) na ZTA.

$\Delta t_{8/5}$ (s)	RGG(mm)
19	2,9
15	2,6

Tabela 4.34 – Valores da dureza em relação as regiões do metal de solda (MS), regiões dos grãos grosseiros (RGG), regiões de grãos finos (RGF) e regiões do metal de base (MB), sem e com preaquecimento de 100 e 200°C a uma distância de 2,4 mm no processo SAER.

Corpo de Prova	Medidas	To (°C)		
		30°	100°	200°
MS	1	297	236	213
	2	311	236	227
	3	292	239	220
	Média	300	237	220
	Desvio Padrão	9,8	1,7	7
RGG	1	350	322	297
	2	350	322	297
	3	350	322	297
	Média	350	322	297
	Desvio Padrão	0	0	0
RGF	1	335	306	254
	2	317	297	254
	3	328	300	254
	Média	326,6	301	254
	Desvio Padrão	9,1	4,6	0
MB	1	336	336	336
	2	336	336	336
	3	336	336	336
	Média	336	336	336
	Desvio Padrão	0	0	0

4.2.2 – Processo SAT

A figura 4.37 e a tabela 4.37 apresentam os efeitos da temperatura máxima sobre a dureza da junta soldada a uma distância de 2,4mm da linha de fusão, utilizando como metal de base o SAR100T . Verificou-se uma redução de apenas 7HV uma variação de 62°C no valor da temperatura máxima.

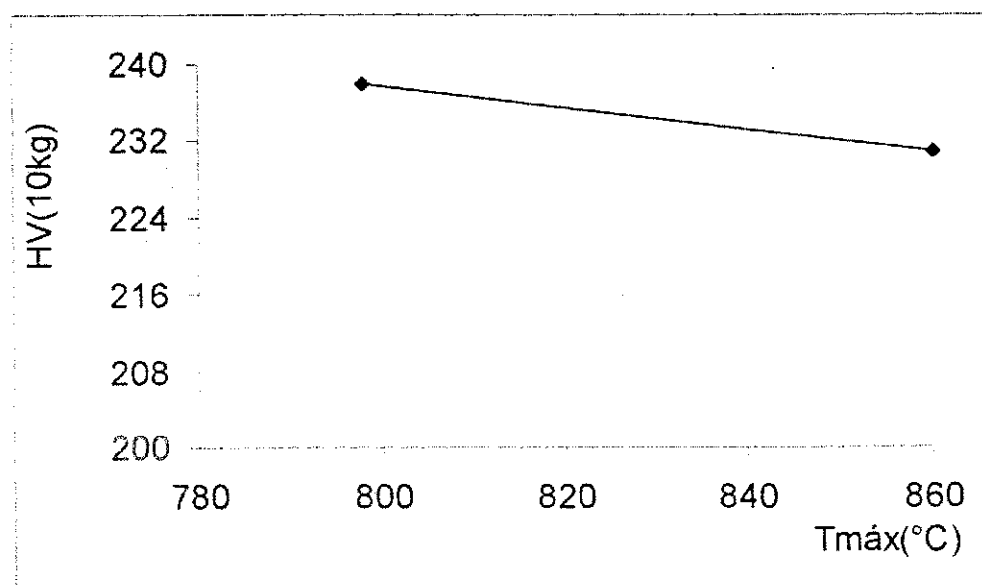


Figura 4.37 – Relação dos valores da dureza com os das temperatura máxima no processo SAT no SAR100T a uma distância de 2,4mm da linha de fusão.

A figura 4.38 e a tabela 4.38 apresentam a relação entre os valores do tempo de resfriamento entre 800° e 500°C medidos a uma distância de 2,4mm da linha de fusão com a extensão da RGG utilizando-se o aço SAR100T como metal de base. Verificou-se um aumento da 0,2mm na extensão na RGG que

corresponde a 0,2% nos percentuais do seu valor, para uma variação de 3s nos valores de $\Delta t_{8/5}$, proporcionados por um aumento de 66°C da sua temperatura máxima. Além do aumento da extensão da RGG, o aumento de $\Delta t_{8/5}$ proporcionou um RGG martensítica com grão mais grosseiras, conforme observa-se na figura 4.37, que proporcionou um aumento de 7HV nos valores da dureza.

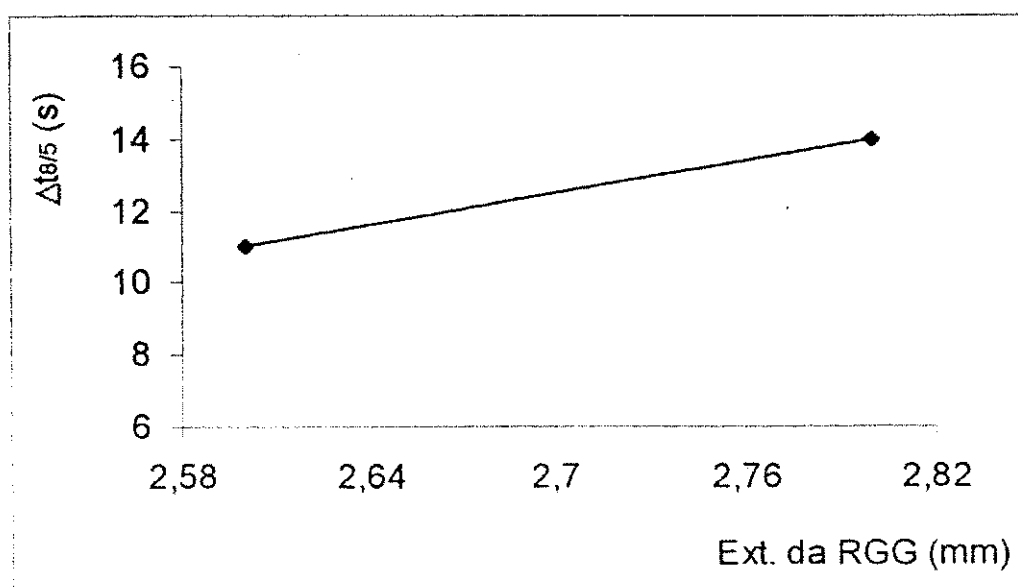


Figura 4.38 – Relação do tempo de resfriamento entre 800° e 500°C a uma distância de 2,4mm da linha de fusão e a extensão da região de grão grosseiro na ZTA.

A figura 4.39 e a tabela 4.39 apresentam os efeitos da variação de T_o sobre o perfil de dureza da junta soldada utilizando como metal de base o aço SAR100T. O perfil apresentado mostra que houve um aumento da dureza na RGG devido à formação de martensita. Percebe-se decréscimos significativos de dureza ao se aplicar preaquecimentos na junta soldada. Foram observados os seguintes decréscimos da dureza: no metal de solda de 15,5HV, na região de grão

grossoiro de 40HV e na região de grão fino de 56HV no processo SAT. Estas diferenças ocorreram devido as variações das temperaturas máximas que geraram diferentes valores do tempo de resfriamento ($\Delta t_{8/5}$). Estas temperaturas máximas atingidas no processo SAT proporcionaram estruturas mais grosseiras na ZTA, e maiores valores na extensão da ZTA, principalmente na extensão da região de grãos grosseiros, conforme pode ser observado nas figuras 4.40 (a) e 4.40 (b).

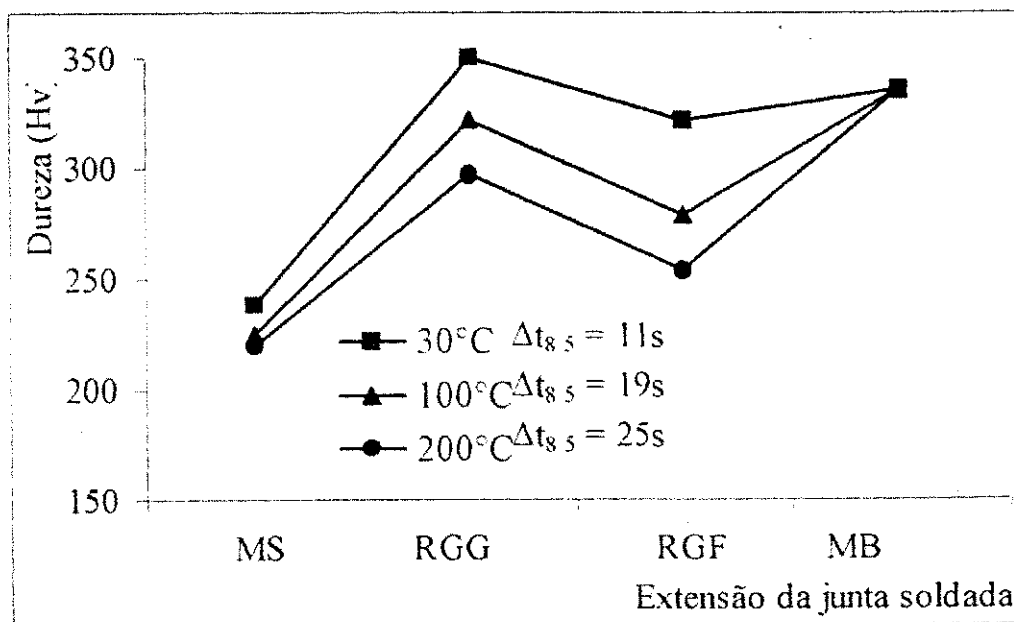


Figura 4.39 - Valores da dureza em relação as regiões do metal de solda(MS), regiões dos grãos grosseiros (RGG), regiões de transição (RT) e regiões do metal de base (MB), sem e com preaquecimento de 100 e 200°C a uma distância de 2,4 mm no processo SAT.

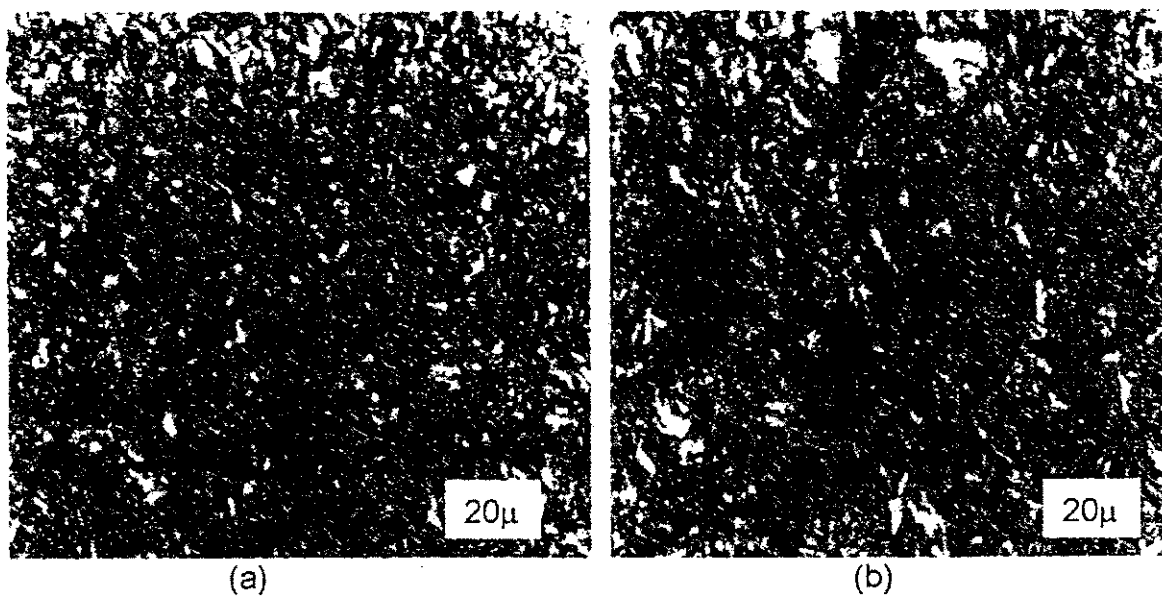
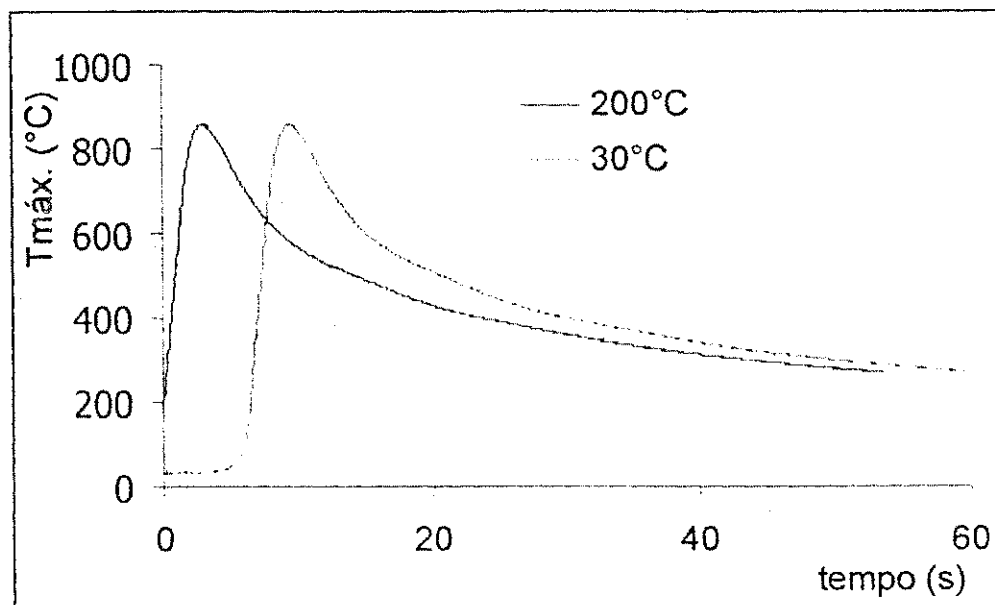


Figura 4.40 – Microestruturas na região de grãos grosseiros sem preaquecimento (a) e com preaquecimento de 200°C a uma distância de 1mm da linha de fusão com um aumento de 400x no processo SAT.

A figura 4.41 apresenta os ciclos térmicos obtidos pelo o processo de soldagem SAT com o metal de base SAR100T para uma soldagem sem preaquecimento e com preaquecimento de 200°C a uma distância de 2,4mm da linha de fusão com uma variação da energia de soldagem de 0,2kJ/m. Observou-se que com a aplicação do preaquecimento variando os valores de energia de soldagem (H) de 0,8 para 0,9kJ/mm, foram obtidos ciclos térmicos de maior duração e, conseqüentemente, proporcionando assim uma diminuição bem sensível da velocidade de resfriamento, assim os valores do tempo de resfriamento entre 800° e 500°C ($\Delta t_{8/5}$) de 20s para 25s. Resultados estes que condizem com os obtidos por (Wainer,1992). Os outros ciclos térmicos para as outras condições estão no anexo II.



A figura 4.41 – Ciclos térmicos obtidos sem preaquecimento e com energia de soldagem de 0,8kJ/mm e com preaquecimento de 200°C e energia de soldagem de 0,9kJ/mm, utilizando o aço SAR100T como metal de base .

Tabela 4.37 – Relação dos valores da dureza com os das temperatura máxima no processo SAT no SAR100T a uma distância de 2,4mm da linha de fusão.

T_{\max} (°C)	HV (10kg)
804	228
796	231

Tabela 4.38 – Relação do tempo de resfriamento entre 800° e 500°C a uma distância de 2,4mm da linha de fusão e a extensão da região de grão grosseiro(RGG) na ZTA.

$\Delta t_{8/5}$ (s)	RGG(mm)
20	2,9
24	2,6

Tabela 4.39 - Valores da dureza em relação as regiões do metal de solda (MS), regiões dos grãos grosseiros (RGG), regiões de grãos finos (RGF) e regiões do metal de base (MB), sem e com preaquecimento de 100 e 200°C a uma distância de 2,4 mm no processo SAT.

Corpo de Prova	Medidas	To (°C)		
		30°	100°	200°
MS	1	277	227	220
	2	227	226	220
	3	254	220	220
	Média	236	237	220
	Desvio Padrão	15,6	3,8	0
RGG	1	350	322	297
	2	350	322	297
	3	350	322	297
	Média	350	322	297
	Desvio Padrão	0	0	0
RGF	1	339	306	279
	2	322	279	252
	3	324	297	278
	Média	328,3	294	269,6
	Desvio Padrão	9,3	13,7	15,3
MB	1	336	336	336
	2	336	336	336
	3	336	336	336
	Média	336	336	336
	Desvio Padrão	0	0	0

4.3 – Efeito das variáveis do ciclo térmico sobre a microestrutura e dureza do metal de solda.

4.3.1 - Processo SAER

A figura 4.42 mostra a influência de T_o sobre percentagem de Ferrita Acicular (%AF) em metais de solda obtidos utilizando o aço SAR100T como metal de base. Verifica-se que os percentuais de Ferrita Acicular diminuem de modo pouco significativo com a aplicação de preaquecimento demonstrando a pouca influência deste parametro de soldagem sobre a microestrutura resultante no metal de solda. Entretanto, conforme observado na figura 4.43 as medidas de dureza dos metais de solda tiveram uma redução de 38HV nos seus valores, quando submeteram ao pré-aquecimento de 200°C.

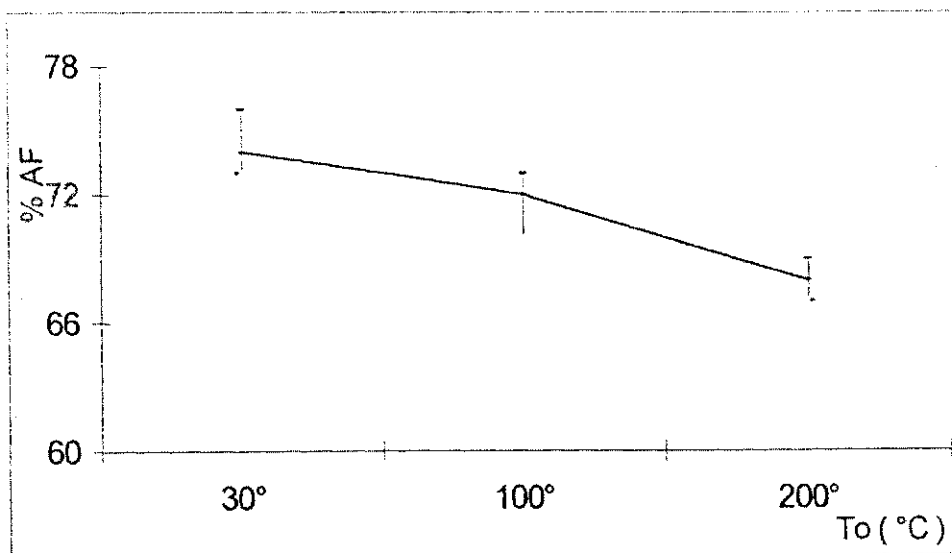


Figura 4.42 – Relação dos percentuais de AF no metal de solda e a temperatura de preaquecimento (T_o) de 100° e 200°C, utilizando o processo SAER.

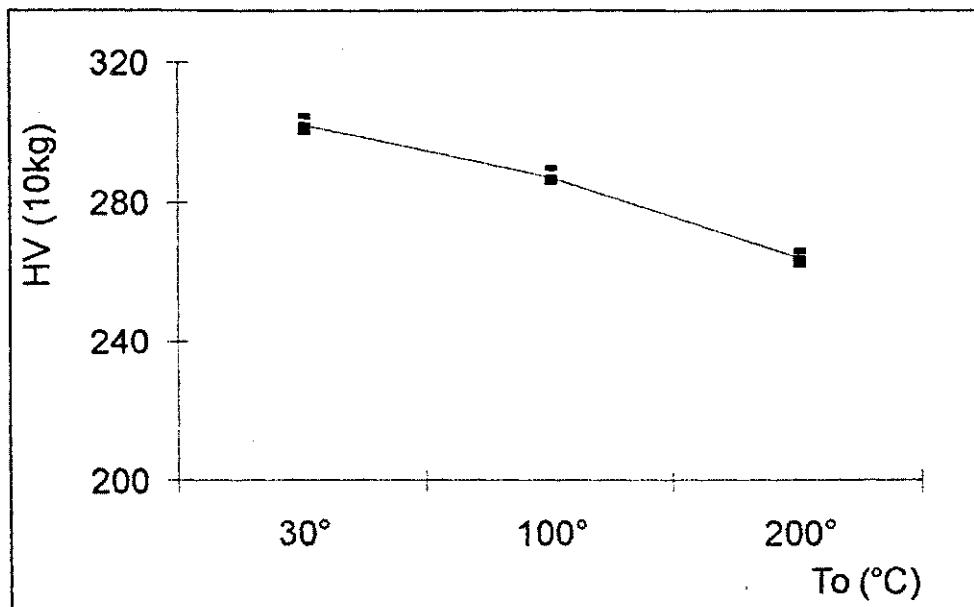
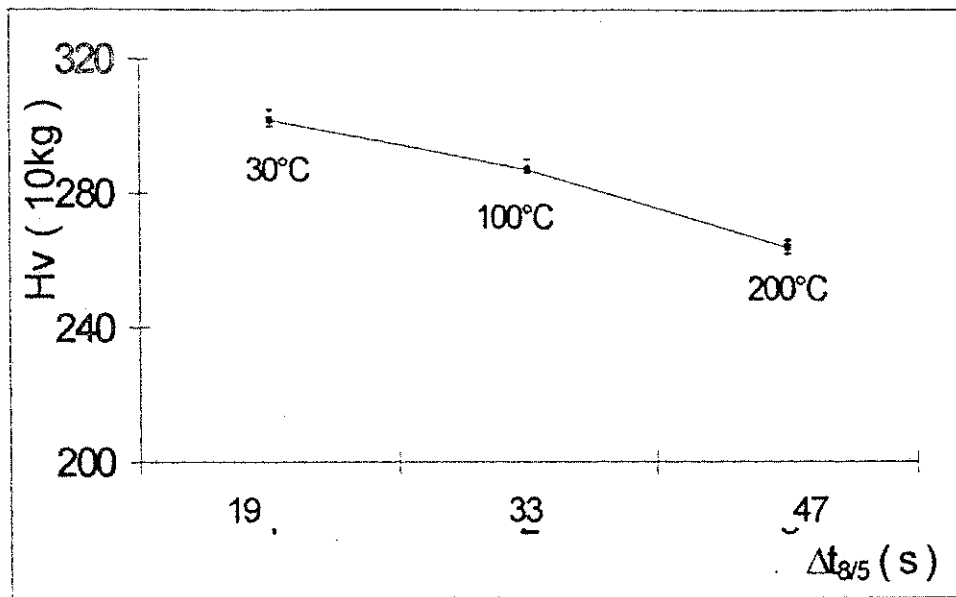
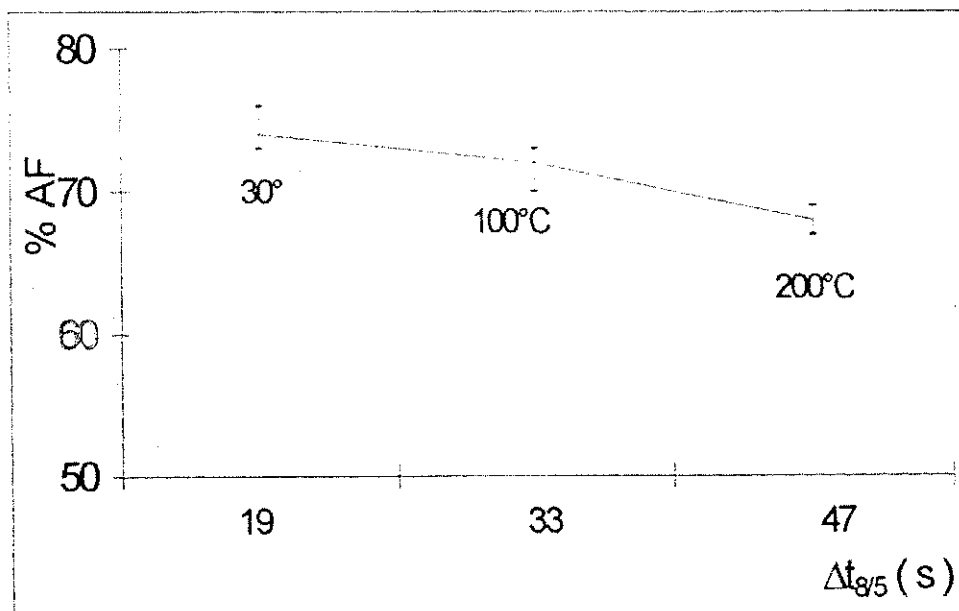


Figura 4.43 – Relação entre a dureza no metal de solda e as temperaturas de preaquecimento de 100° e 200°C, com energia de soldagem de 1kJ/mm.

As figuras 4.44 (a) e 4.44(b) apresentam os efeitos das variações de $\Delta t_{8/5}$ originados das variações dos parâmetros de soldagem medidas a uma distância de 2,4mm da linha de fusão, sobre os percentuais de AF e os valores de dureza nos metais de solda. Verifica-se que os valores de $\Delta t_{8/5}$ aumentaram em 15s ao aplicar-se um preaquecimento de 200°C. Apesar disto verifica-se que os valores de dureza dos metais de solda obtidos por este processo teve redução de apenas 38HV e uma variação de 6 % nos percentuais de AF.



(a)



(b)

Figura 4.44 – Influência dos valores de $\Delta t_{8/5}$ a uma distância de 2,4mm da linha de fusão sobre a dureza (a) e o percentual de AF (b) dos metais de solda.

4.3.2 – Processo SAT

A figura 4.45 apresenta a influência de T_o sobre porcentagem de Ferrita Acicular(%AF) em metal de solda utilizando o aço SAR100T como metal de base. Verifica-se que os percentuais de Ferrita Acicular diminuem de modo pouco significativo com a aplicação do preaquecimento, demonstrando a pouca influência deste parâmetro de soldagem sobre a microestrutura resultante no metal de solda. Entretanto, conforme observado na figura 4.46 as medidas de dureza dos metais de solda tiveram uma redução de 52HV quando aplicou-se o preaquecimento de 200°C.

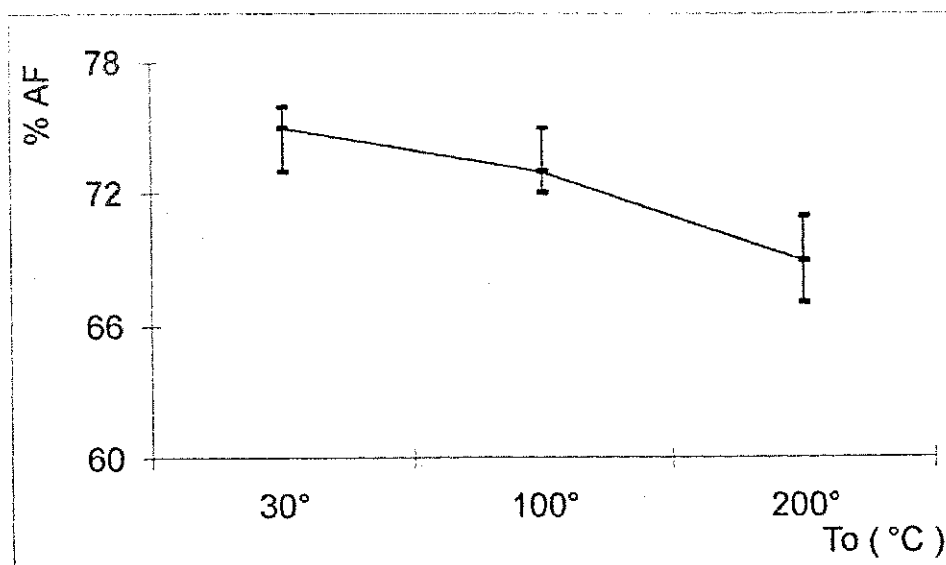


Figura 4.45 - Relação entre os percentuais de AF nos metais de solda e as temperaturas sem e com preaquecimento 100° e 200°C a uma distância de 2,4mm da linha de fusão de solda.

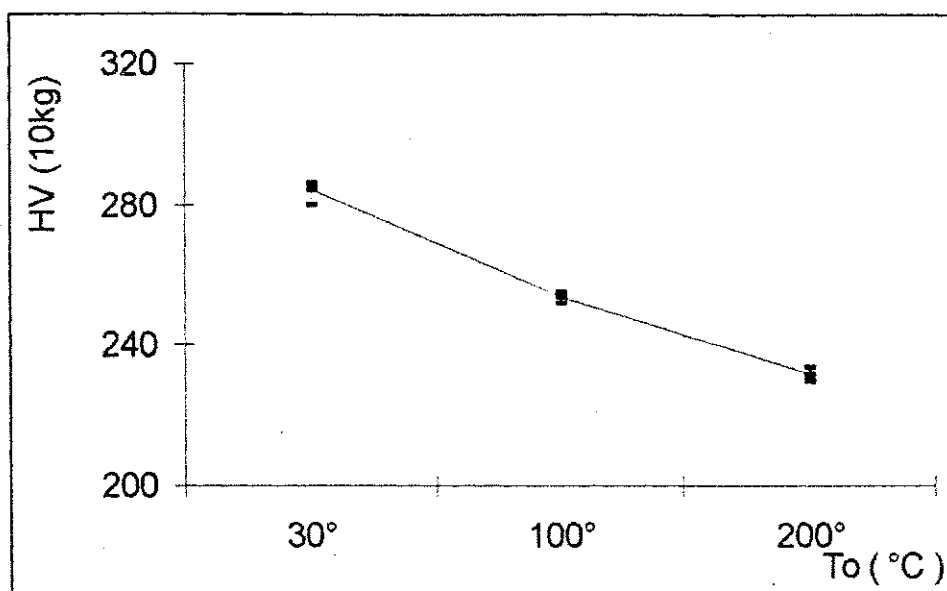
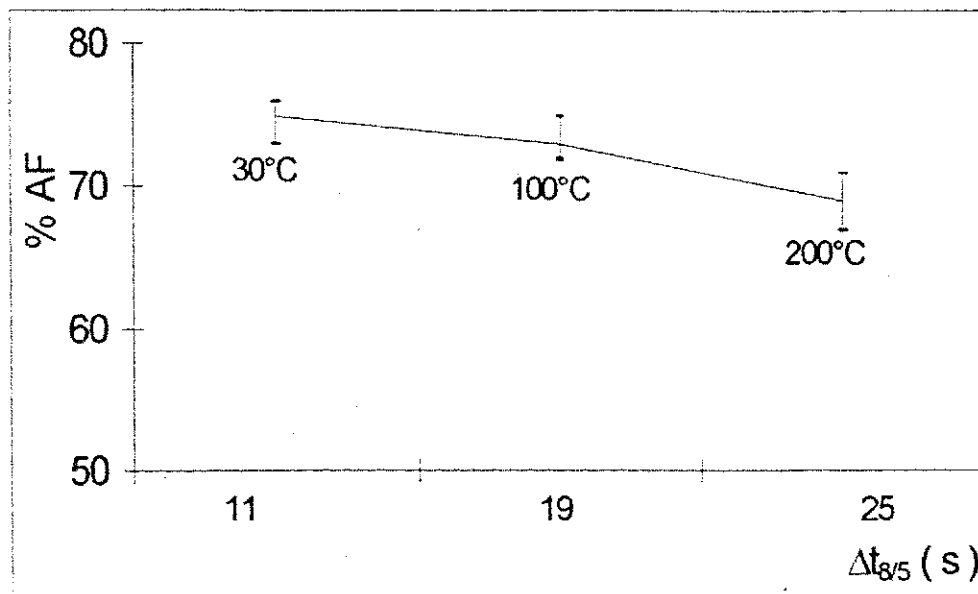


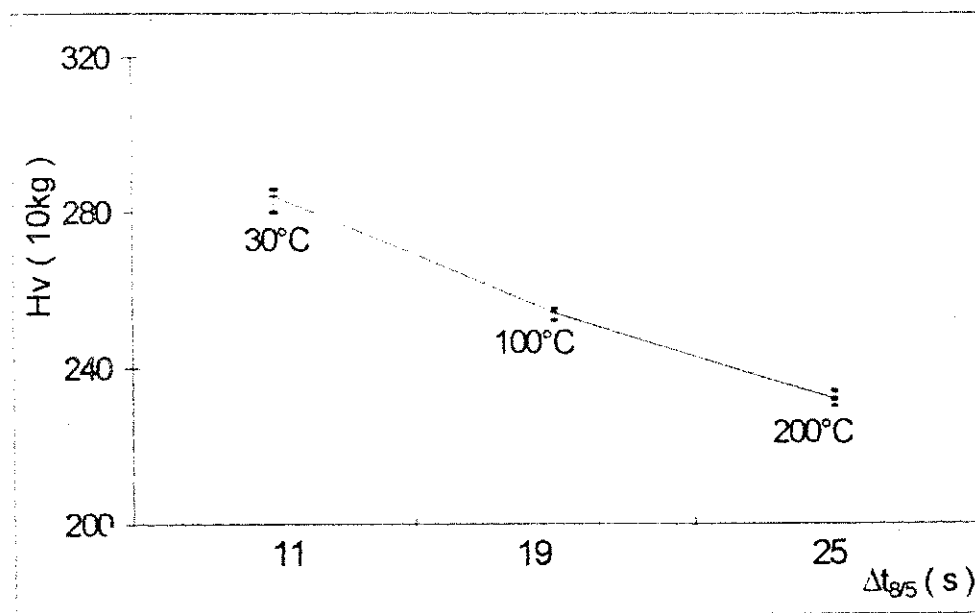
Figura 4.46 – Relação entre a dureza no metal de solda e as temperaturas de preaquecimento de 100° e 200°C, com energia de soldagem de 0,7kJ/mm.

As figura 4.47 (a) e 4.47 (b) apresentam respectivamente, os efeitos das variações de $\Delta t_{8/5}$ originados das variações dos parâmetros de soldagem, sobre os percentuais de Ferrita Acicular e os valores de dureza nos metais de solda. Pela figura 4.47(a), verifica-se que houve uma variação de 14s nos valores de $\Delta t_{8/5}$ ao se aplicar um preaquecimento de 200°C. Na figura 4.47(b) verificou-se que esta variação em $\Delta t_{8/5}$ proporcionou uma redução de 52HV nos valores de dureza do metal de solda.

Na tabela 4.47 apresenta os valores dos parâmetros e das variáveis de soldagem obtidos nos Ciclos Térmicos.



(a)



(b)

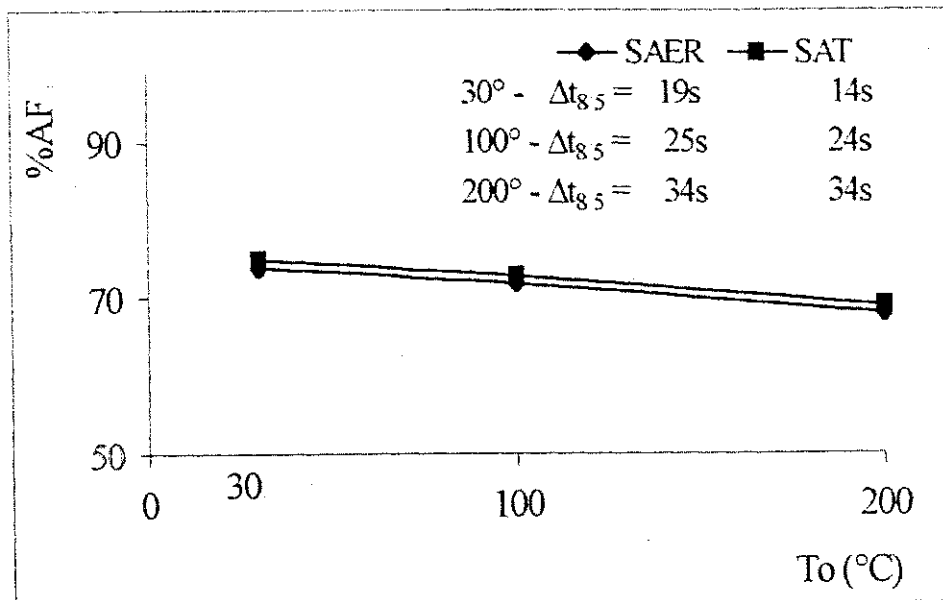
Figura 4.47 - Influência dos valores do tempo de resfriamento entre 800° e 500°C a uma distância da linha de fusão de 2,4mm sobre os percentuais de Ferrita Acicular (a) e os efeitos nos valores de dureza (b) nos metais de solda.

Tabela 4.47 – Valores dos Parâmetros e das variáveis de soldagem obtidos nos Ciclos Térmicos.

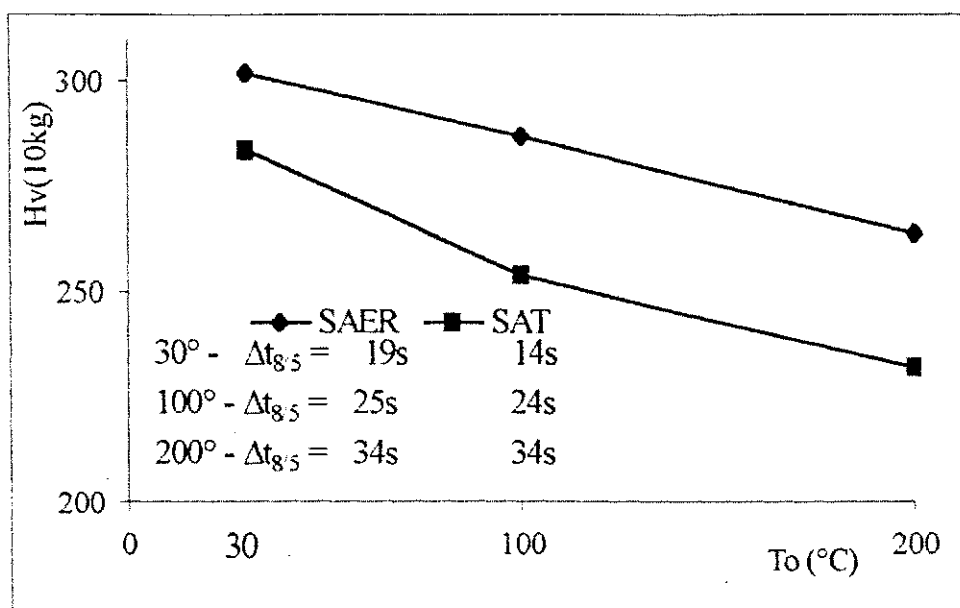
To (° C)	SAER H = 1kJ/mm			SAT H = 0,7kJ/mm		
	% AF	$\Delta t_{8/5}$ (s)	Dureza HV(10kg)	% AF	$\Delta t_{8/5}$ (s)	Dureza HV(10kg)
30°	74	19	302	75	11	284
100°	72	33	287	73	19	254
200°	68	47	264	69	25	232

4.4 - Comparação entre os resultados obtidos para os dois processos de soldagem SAER e SAT.

A figura 4.48 (a) apresenta a relação entre os percentuais de AF nos metais de solda para soldagens executadas sem preaquecimento e com preaquecimentos de 100 °C e 200 °C, com os respectivos valores de $\Delta t_{8/5}$ para cada condição, medida a uma distância de 2,4mm da linha de fusão de solda, enquanto que a figura 4.48 (b) apresenta os valores de dureza resultantes das variações em $\Delta t_{8/5}$. Verificou-se reduções de apenas 2 e 6% nos percentuais de AF resultantes da aplicação dos preaquecimentos de 100°C e 200°C. Pela figura 4.48 (b), a variação nos valores de dureza também foi pequena à exceção dos metais de solda obtidos pelo SAER, onde ocorreu uma redução de 65 HV no valor da dureza para um preaquecimento de 100°C.



(a)



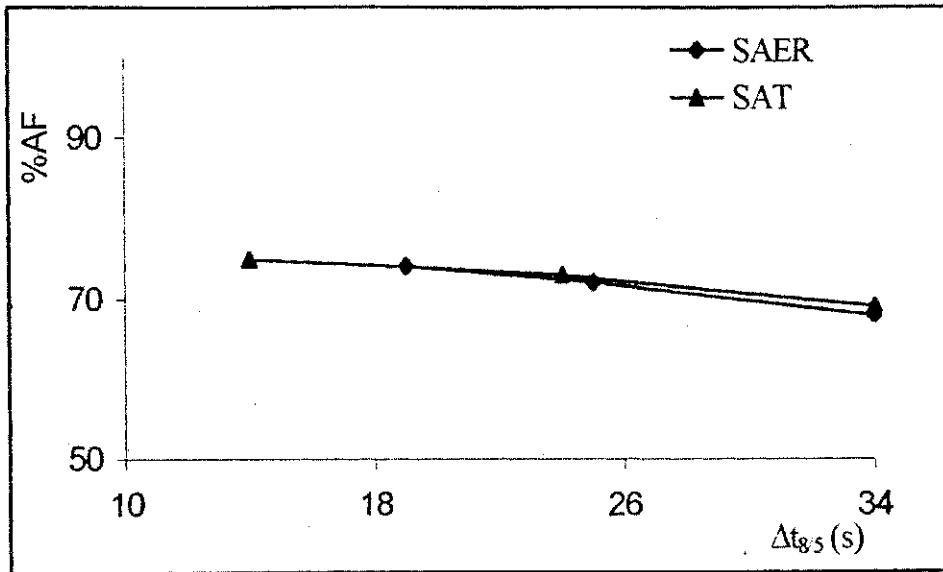
(b)

Figura 4.48 – Relação entre os percentuais de AF nos metais de solda e as temperaturas de preaquecimento com os respectivos valores $\Delta t_{8,5}$ utilizando-se os processos SAER e SAT (a) e os efeitos nos valores de dureza (b)

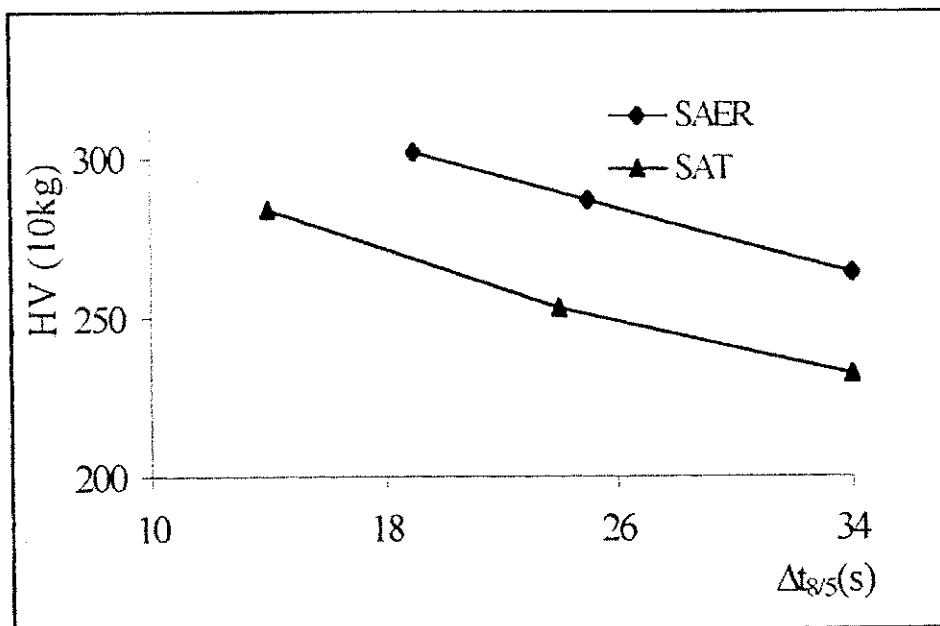
Este pequena influência do preaquecimento sobre os percentuais de AF e sobre os valores de dureza do metal de solda, para valores correspondentes de $\Delta t_{8,5}$ superiores a 10s foram obtidos por Chistensen (Chistensen,1980, Chistensen,1981). Verifica-se ainda que os valores de $\Delta t_{8,5}$ foram maiores para o processo de soldagem SAER devido à maior energia de soldagem utilizada neste processo. Entretanto verifica-se também que esta diferença diminui para soldagens sem preaquecimento sendo igual para soldagem com preaquecimento de 200°C. Isto pode ser atribuído à não uniformidade do preaquecimento feito por chama oxi-acetilênica.

As figuras 4.49(a) e 4.49(b) apresentam, respectivamente, os efeitos das variações dos parâmetros de soldagem, sobre os percentuais de AF e os valores de dureza nos metais de solda.

Pela figuras 4.49(a) e 4.49(b) verifica-se também que os percentuais de AF nos metais de solda obtidos pelo processo SAER foram ligeiramente superiores àqueles obtidos pelo SAT. Isto pode ser atribuído à menor energia de soldagem utilizada no processo SAT, que induz uma maior taxa de resfriamento na junta soldada, representada pelos menores valores de $\Delta t_{8/5}$. Verifica-se ainda que apesar dos maiores valores de $\Delta t_{8/5}$ os valores de dureza dos metais de solda obtidos pelo processo SAER foram superiores àqueles dos metais de solda obtidos para o processo SAT, principalmente para soldagem sem preaquecimento. Isto pode ser atribuído a possíveis presenças de fases frágeis como a Martensítica em função dos maiores teores de alguns elementos de liga presentes nestes metais de solda principalmente o Ni. Observado por Zhang et al (Zhang et al, 1997).



(a)



(b)

Figura 4.49 – Relação entre os valores de $\Delta t_{8/5}$ e os percentuais de AF nos metais de solda (a) e os efeitos nos valores de dureza (b)

As figuras 4.50 e 4.51 apresentam os efeitos da variação da temperatura de preaquecimento sobre a temperatura máxima ($T_{m\acute{a}x.}$) e sobre o tempo de resfriamento entre 800 e 500°C ($\Delta t_{8/5}$) utilizando-se os processos SAER e SAT a uma distância de 2,4 mm da linha de fusão de solda. Observa-se que com a aplicação do preaquecimento de 200°C a temperatura máxima neste ponto aumentou para valores em torno de 55°C ao utiliza-se o processo SAER, enquanto que com processo SAT este aumento foi de 230°C. A figura 4.50, por sua vez, mostra que estas diferenças nos valores de $T_{m\acute{a}x.}$ corresponderam a acréscimos de 18s e 34s respectivamente nos valores de ($\Delta t_{8/5}$). As maiores diferenças nos valores de T_0 e $\Delta t_{8/5}$ no processo SAER, podem ser observadas à maior energia de soldagem utilizando neste processo que foi de 1kJ/mm demonstrando assim os efeitos significativos da variação deste parâmetro de soldagem sobre estas variáveis do ciclo térmico.

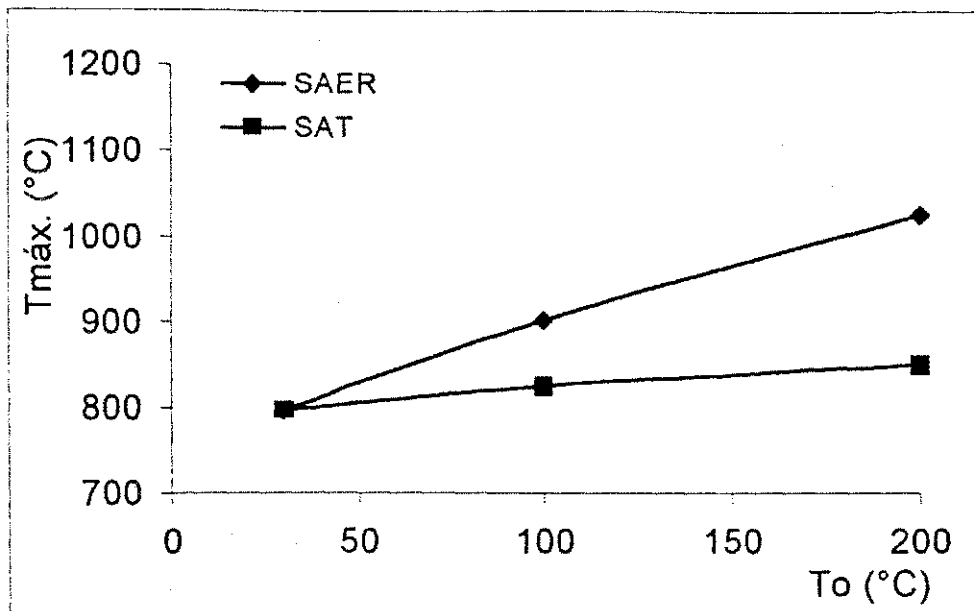


Figura 4.50– Relação entre a temperatura de preaquecimento (T_o) e as temperaturas máxima ($T_{máx.}$) a uma distância de 2,4mm da linha de fusão utilizando-se o processo SAT com energia de soldagem de 0,8kJ/mm e o processo SAER com de soldagem de 1 kJ/mm.

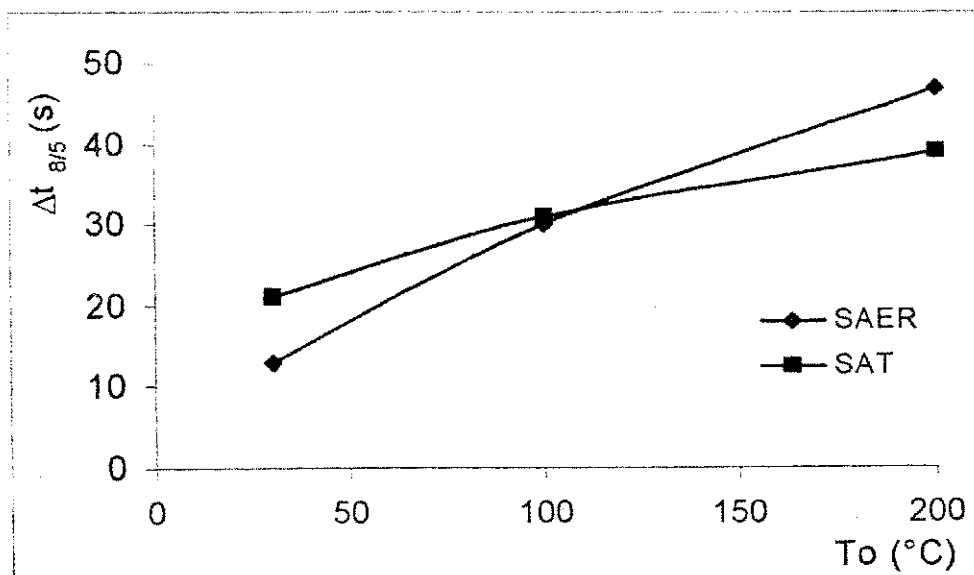
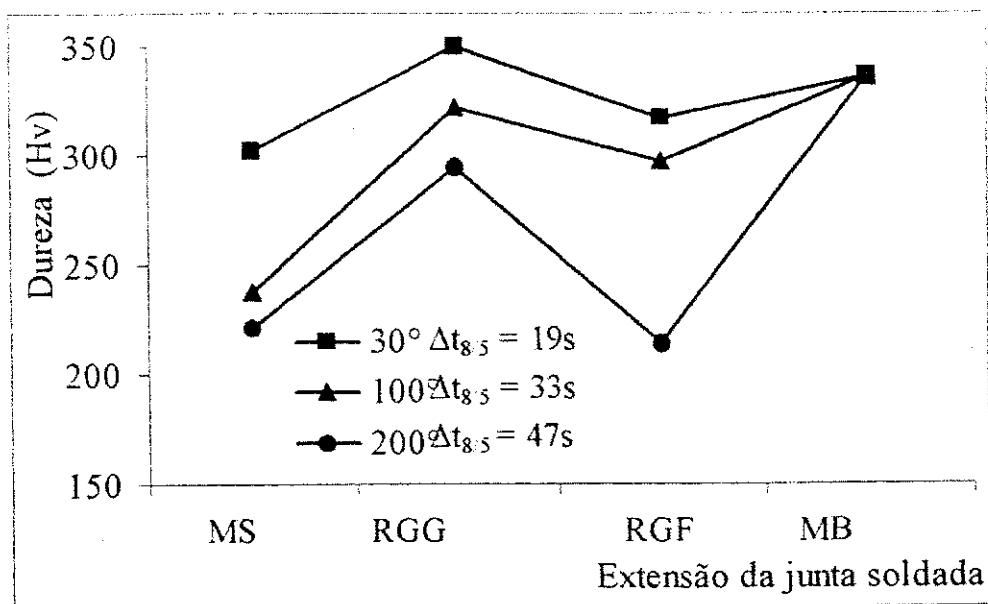
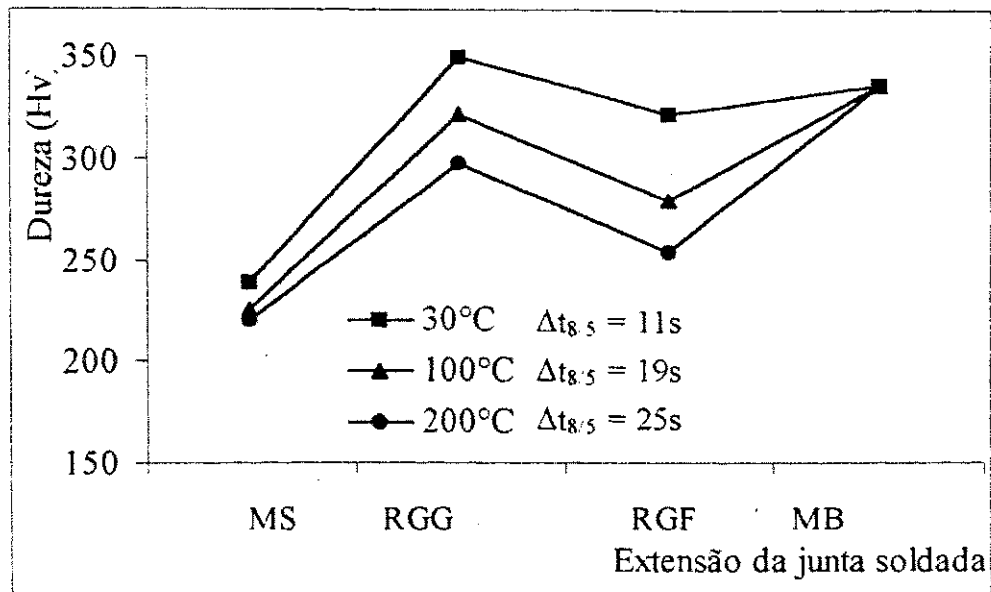


Figura 4.51 – Relação entre a temperatura de preaquecimento(T_o) e os valores do tempo de resfriamento 800 e 500°C ($\Delta t_{8/5}$) a uma distância de 2,4 mm da linha de fusão, nos processos SAER e SAT.

As figuras 4.52 (a) e 4.52(b) apresentam o perfil de dureza das juntas soldadas pelos dois processos de soldagem variando-se a temperatura de preaquecimento. Verifica-se um aumento da dureza na região de grãos grosseiros (RGG) em função da presença da Martensita e um decréscimo da mesma na região de grãos finos (RGF), como era de se esperar. Verifica-se que diferença de energia de soldagem dos dois processos não foi suficiente para alterar significativamente o perfil de dureza da junta soldada. Correlacionado-se os valores de dureza entre as diferentes regiões da ZTA verifica-se que ocorreu variações significativas, à exceção da diferença entre as durezas do metal de solda e da RGG, principalmente nas solda executadas com o processo SAT em que esta diferença ficou em torno de 100 HV.



(a)



(b)

Figura 4.52 –Valores de dureza no metal de solda (MS) nas regiões de grãos grosseiros (RGG) da junta soldada pelo processo SAT (a) e pelo processo SAER em função da variação da temperatura de preaquecimento (b).

A figura 4.53 apresenta os efeitos conjuntos da energia de soldagem e da temperatura de preaquecimento sobre os valores de $\Delta t_{8/5}$ e os seus reflexos nos valores da dureza nas regiões de grãos grosseiros (RGG) e de grãos finos (RGF) da ZTA do aço SAR100T. Por esta figura pode-se observar que houve uma considerável variação nos valores de $\Delta t_{8/5}$ e nos efeitos desta variável do ciclo térmico sobre a dureza em ambas as regiões da ZTA, indicando reduções de 44 HV para a RGG e de 39HV para a RGF no processo SAER e 50HV e 46HV

respectivamente para o processo SAT. Valores similares de redução de dureza na ZTA de juntas soldadas de aços ARBL pela aplicação de pré-aquecimentos nesta mesma ordem de grandeza foram obtidos por Welland(Welland,1986) utilizando processo SAT com uma energia de soldagem de 1kJ/mm.

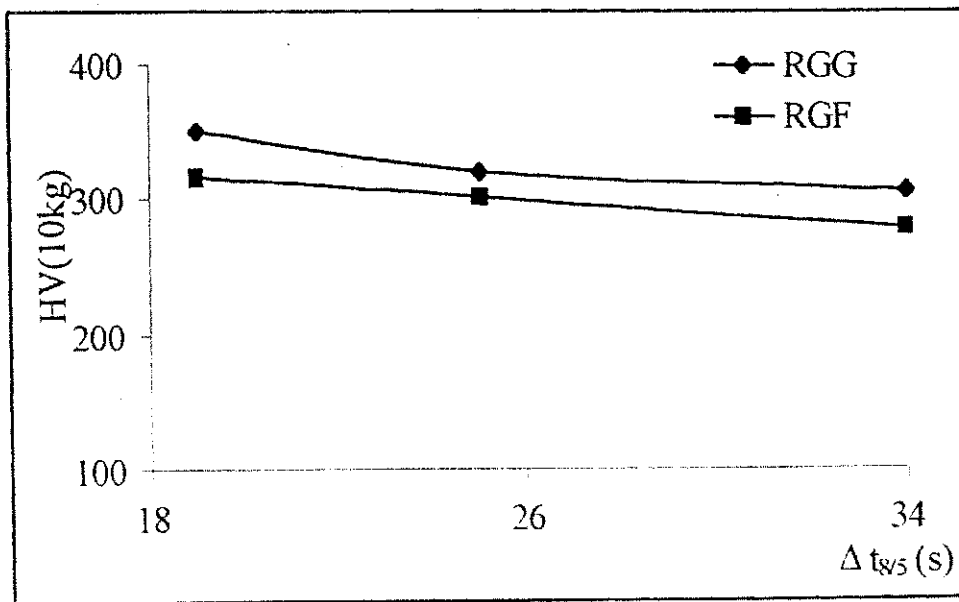


Figura 4.53 – Efeitos das variações nos valores de $\Delta t_{8/5}$ sobre a dureza nas regiões de grãos finos (RGF) e nas regiões de grãos grosseiros (RGG) da ZTA.

5 - CONCLUSÕES

O sistema de aquisição de dados utilizado para a obtenção dos ciclos térmicos nas juntas soldadas se mostrou adequado para a obtenção dos valores das temperaturas máxima e dos tempos de resfriamentos entre 800° e 500°C na zona termicamente afetada (ZTA).

Os valores calculados da $T_{m\acute{a}x}$, para diferentes valores de calor específico obtiveram diferenças significativas demonstrando a necessidade da consideração da variação desta propriedade física com a temperatura na estimativa da temperatura máxima atingida em diferentes pontos da ZTA da junta soldada.

Os valores calculados da temperatura máxima (T_m) mais próximas dos valores experimentais em ambos os processos de soldagens com e sem preaquecimento foram aqueles calculados com c à temperatura de 500° e 800°C, para soldagem sem preaquecimento e com c a 650° e 800°C para soldagem com preaquecimento, indicando assim que a utilização desta propriedade física nesta faixa de temperatura é a mais adequada para a estimativa dos valores desta variável do ciclo térmico na junta soldada.

Os significativos aumentos da ($T_{m\acute{a}x}$) e de ($\Delta t_{8/5}$) com a variação do preaquecimento e da energia de soldagem em ambos os processos de soldagem, demonstram a necessidade de controle destes parâmetros na soldagem de aço ARBL.

As pequenas variações nos valores das distâncias à linha de fusão foram suficientes para alterar os valores de $\Delta t_{8/5}$, sendo que todos eles foram superiores aos valores calculados.

Os menores valores das temperaturas máximas atingidas e dos valores de ($\Delta t_{8/5}$) obtidos no processo SAT, utilizado com menor energia de soldagem demonstraram a necessidade da escolha adequada do processo de soldagem na soldagem de aço ARBL.

As variações no preaquecimento e na energia de soldagem não alteraram significativamente os percentuais de Ferrita Acicular nem os valores de dureza dos metais de solda apesar da considerável variação nos correspondentes valores de $\Delta t_{8/5}$.

Os percentuais de Ferrita Acicular nos metais de solda obtidos pelo processo SAT foram ligeiramente superiores àqueles obtidos pelo processo SAER devido à diferença na energia de soldagem, entretanto os valores de dureza nestes últimos foram superiores.

A variação do processo de soldagem não alterou significativamente o perfil de dureza da ZTA, entretanto a aplicação do preaquecimento proporcionou variações nos valores de $\Delta t_{8/5}$ suficientes para alterar consideravelmente os valores de dureza de cada região da ZTA.

A variação nos valores de $\Delta t_{8/5}$ proporcionada pela variação conjunta da energia de soldagem e da temperatura de preaquecimento proporcionam alteração considerável nos valores da dureza da região de grão finos e de grão grosseiros da ZTA da junta soldada.

6 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1 - Propor um modelo matemático para aproximar melhor os valores entre os resultados teóricos e experimentais das variações do ciclo térmico.

2 - Avaliar o efeito das variáveis do ciclo térmico na soldagem sobre a resistência ao impacto e a tenacidade a fratura das diferentes regiões da ZTA.

3 - Avaliar o efeito das variáveis do ciclo térmico sobre as propriedades mecânicas de juntas soldadas de metais não ferrosos e/ou aços inoxidáveis.

7 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Abson, D. J. , Duncan, A. Pargeter, R. J Guide to The Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals. IIW DOC. IX-1533-88, IXJ – 123 –87, Revision 2, June, 1988.
- Adams, C. M., Cooling Rate and Peak Temperature in Welding. Welding Journal 37(5), 210s –215s, 1958.
- Akselsen, O. M. , & Simonsen, T. , Techniques for Examining Transformation Behaviour in Weld Metal and HAZ, a State of Art Review., Welding in the World 25(1/2): 26 – 34, 1987.
- Alcântara, N. G., Tecnologia da Soldagem, Instituto Latino Americano de Tecnologia (IBM) – São Carlos –SP –1991.
- Alcântara, N. G. , Weld Metal Hydrogen Cold Cracking – Cranfield Institute of Technology – School of Industrial Science, 322p Cranfield, April, 1982 (Thesis).
- Andrade, A. M. V. , Pia de – A study of the Coarse Grained Heat Affected Zones in Ferritic Steels – Cranfield Institute of Technology, School of Industrial Science, 319p. , Cranfield, Feb., 1985 (Ph. D. Thesis).
- Barlow, J. A . The Effect of Plate Size on The Submerged Arc Weld Thermal Cycle. The Welding Institute Research Bulletin, n. 23, p. 77- 82, 1982.
- Barlow, J. A .& Percival, D. F., An Initial Study of Thermal Cycle Prediction in Submerged – Arc Welds. The Welding Institute Research Report 218/1983, 20p, June 1983.
- Bhadeshia, H. K.D. H. & Svensson, L.E , Modelling The Evolution of Microstructure in Steel Weld Metal, IIW. Doc. II-A – 846-91, 1991.

- Blodgett, G. , Calculating Cooling Rates by Computer Programing. Welding Journal 19: 19-34, March,1984.
- Boniszewski, T. & Watkinson, F. , Effect of Weld Microstructure on Hydrogen Induced Cracking in Transformable Steels. Metals and Materials Part1 7(3): 145 – 151, 1973.
- Campos, W. R. C., Marques,P.V.,Martins,G, Ciclos Térmicos de Soldagem. In: XVIII ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM - Anais . Recife, ABS: 497 – 513, Setembro, 1991.
- Christensen, N. Transformation Behaviour of Carbon-Manganese Weld Metal an International Study. IIW Doc. II-933-80, 15p, 1980.
- Christensen, N. & Simonsen, T., Transformation Behaviour of Weld Metal. Scandinavian Journal of Metallurgy 10(4): 147 – 156. 1981.
- Choi, C.. L & Hill, D. C. A Study of Microstructural Progression in As – Deposited Weld Metal. Welding Journal . 57(8): 232s – 236s, 1978.
- Coward, D & Apps, R. L., Measureente of Thermal Cycles in The Weld Heat Affected Zone of Mild Steel.. The College of Aeronautics, Institute of Techonology, Cranfield, September, 1967.
- Court, S. A .& Pollard, G., The Development of Microstructure in C-Mn Steel Weld Deposits. IIW – Doc.. II- A – 788 – 89, 1989.
- Cranfield Institute of Technology – Manual Metal Arc Welding Mat. N°. 153, MSc. Course.
- Documento IIW – IX – 1533-88, Intenational Institute of Welding Guide to the Ligh Microscopie Examination of Ferritic Steels Weld Metals, 22p. 1988.

Evens, G. M. , Effect of Molydlenum on Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits. Joining & Materials 1(5): 239-246, November, 1988.

Evans, G. M. , The Effect of Chromium on The Microstructure and Properties of C-Mn All Weld Metal Reposits.. Welding Metal Fabrication: 346 – 358, August / Sptember, 1989.

Farrar, A. Advances in our Understanding of C-Mn Weld Influences of Composition and Cooling Rate. Doc. IIW –1984.

Fechine, G. J. M. e Maciel, T.M., Influência da Temperatura de Preaquecimento na microestrutura e na Dureza de Metais de Solda de Aços ARBL. COBENE / SICTEC 95, UFPE, Recife. p.p.120. Out. ,1995.

Ferrante, M., Influência da Composição Química sobre a Microestrutura e Tenacidade de Metal de Solda Ferrítico. Parte I: Manganês, Silício, Oxigênio e Nióbio. Soldagem & Materiais 1(3): 36 – 43, Julho / Setembro, 1989.

Ferrante, M., Influência da Composição Química sobre a Microestrutura e tenacidade de Metal de solda Ferrítico. Parte II: Alumínio, Titânio, Nitogênio e Boro. Soldagem & Materiais 2(3): 38-45, Julho / Setembro, 1990.

Fipphen, J. S. , & Sparks, R.B., Using Differential Thermal Analysis. Metal Progress 115(4): 56 – 59, 1979.

Glover, A . G. , McGrath, J. T., Tinkler, M. J. & Weatherly, G. L., The Influence of Cooling Rate and Composition on Weld Metal Microstructure in a C-Mn and a HSLA Steel, Welding Journal, 56(9): 267s, 1977.

- Granjon, H. & Gaillard, R., Possibilities Offered by the "In Situ" Thermodynamic Analysis for the Study of Steel Transformations during Welding., *Revue de Metallurgie* : 64(4) 335-34, 1967.
- Granjon, H. , Debiez, S., Gaillard, R., Study of the Weldability of Steels by the Implantation Method: Actual Results and New Perspectives.. *Soudage et Techniques Connexes*, (3/4): 103-124, 1970.
- Grong, O. & Matlock, D. K., Microstructural Development in Mild and Low-Alloy Steel Weld Metals. , *International Metal Reviews* , 31(1): 27-48, 1986.
- Harrison, P. L. & Farrar, R. A. , Applications of Continuous Cooling Transformations Diagrams for Welding of Steels, *International Materials Reviews*, 34(1): 35-35. 1989.
- Horii, Y, Ohkita, S. Prediction of Weld Microstructure: Part 1 -- Low Alloy Steels. *Welding International*, v. 6, n. 10, p. 761-765, 1992.
- Jordan , A . D., et al, Weld Thermal Simulation and Its Effect Upon The Microstructure of As-Cast Fe-C-Based Materials. *Materials Characterization Vol/*. 43, pp. 227-233, 1999.
- Leal, V. S., Mantovani, R., Alcântara, N. G., et. Al. Influência da Energia de Soldagem na Junta Soldada de um aço ARBL. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 12, 1996, Águas de Lindóia, SP. Anais. Águas de Lindóia: 1996. V..2, p.951-954.
- Lima, M S., Controle da Umidade em Eletrodos e sua Influência nas Trincas a Frio no Metal de Solda, Tese de Mestrado, UFPB, Capina Grande, PB, 1989.
- Liu, S. & Olson, L. , The Influence of Inclusions Chemical Composition on Metal Microstructure. *J. Materials Engineering* 9(3): 237-251,1987.

- Liu, S. & Indacochea, J. E., Control of Chemical Composition and Microstructure in Low-Carbon Microalloyed Steel Weldments. *Welding: Theory and Practice*, Chapter 4: 117-147, Ed. By Elsevier Science Publishers B. V. 1990
- Londoño, A. J. R e Brandi, S. D., 1998, Modificação da Solução de Rosenthal para a Equação de Fluxo de Calor para Simulação de soldas Multipasse, Anais do XXIV, ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, Fortaleza, pp. 1-13, 1998.
- Maciel, T. M. Ciclos Térmicos em Metais de Solda de Alta Resistência. São Carlos, SP, fev. 1994. 194p. Tese de Doutorado – Universidade Federal de São Carlos.
- Maciel, T. M., Alcântara, N. G., Kiminami, C.S. Transformações Microestruturais em Metais de Solda de Aços ARBL. In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 20, 1993, CONTAGEM, MG. Anais. Contagem: ABS, 1994. P. 391-404.
- Marques, P. V. Tecnologia da Soldagem; Belo Horizonte : ESAB, 1991. 352p.
- Martins, S.H., Estudo das Trincas Induzidas pelo Hidrogênio Através do Ensaio de Restrição Controlada, Tese de Mestrado, UFSC, São Carlos, São Paulo, 1990.
- Miller, L. R., & Alcântara, N G de - Obtenção e Caracterização das Curvas de Resfriamento Direto em Metais de Solda , In: XII ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DE SOLDAGEM, XII-Anais., Capos de Jordão, 5-8, Out. 1986.
- Myhr, O. R. and Grong, O ., Dimensionales Maps for Heat Flow Analyse in Fusion *Welding Acta* , Metallurgical Materials , Vol. 38(3) pp 449-460 1990.

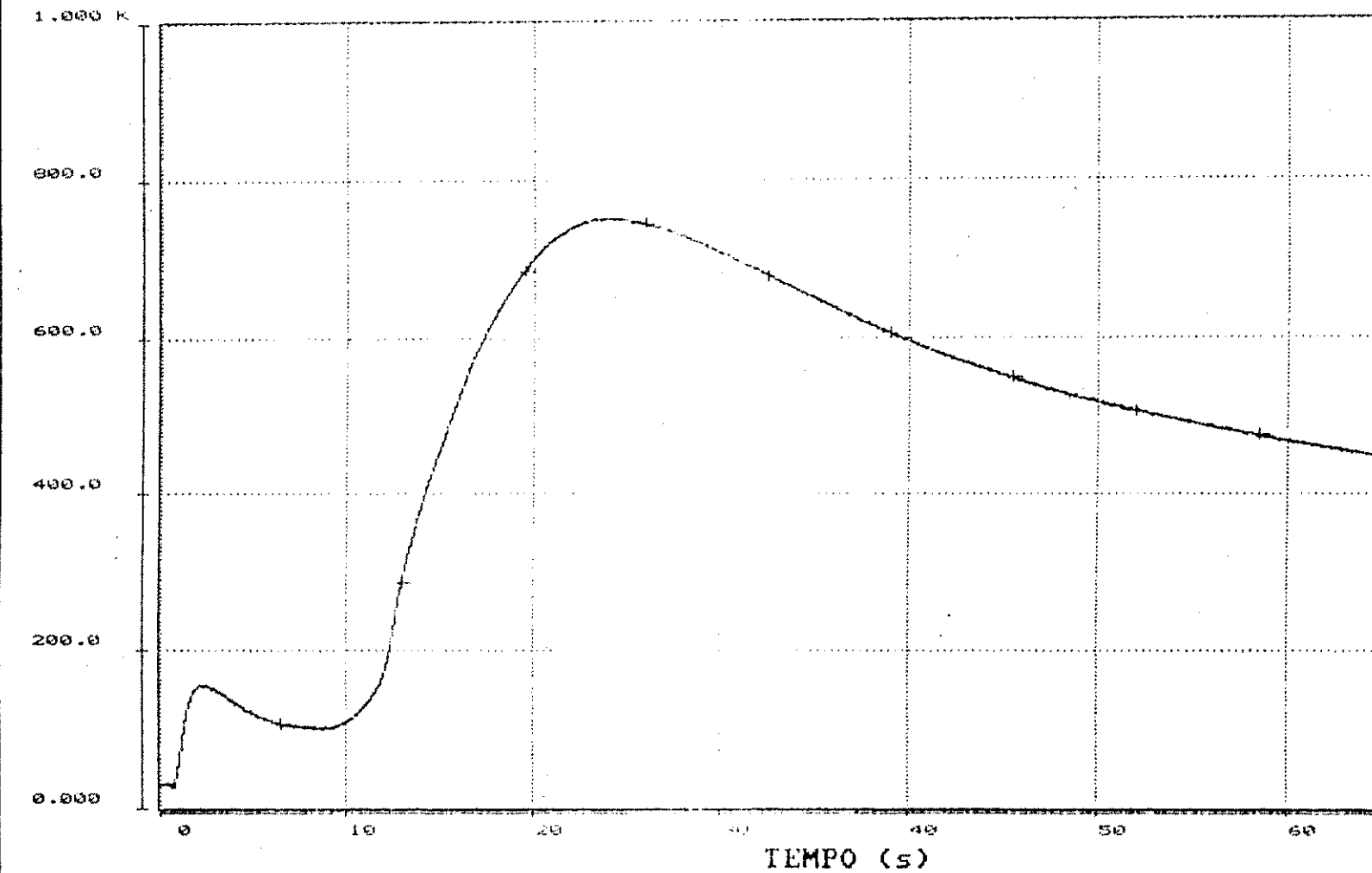
- Modenesi, P. J & Araújo, C. L., Medida e Análise de Ciclos Térmicos Utilizando um Equipamento Baseado em Micro processador, In: XVII ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM – Anais, ABS: 177-192, Setembro. 1991.
- Okmura, T. & Taniguchi, C., Engenharia de soldagem e Aplicações , Rio de Janeiro, Ed. LTC Livros Técnicos e Científicos Editora S. A . 1982.
- Pedigão, S.C. Instrução para Classificação dos Constituintes Microestruturais do Metal de Solda dos Aços Ferríticos, utilizando-se Microscopia Ótica. In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 12, 1986, Campos do Jordão, SP. Anais.. Campos do Jordão : ABS, 1986 p211-228.
- Phillips, R.H., In Situ. Determination of Transformation Temperature in The Weld Heat-Affected – Zona. Welding Journal, 62(10):12-18 1983.
- Phillips, R.H., Welding High Strength Steels. Australian Welding Journal, p. 31-34, Winter , 1982.
- Pereira , O . M., Estatística e Incerteza de Medida (SENAI/DN) PSGM, SBM , C. Grande, PB ., p.13-15, Out de 2000.
- Rabello, J. M. A ., Soldagem II. [s. I], Instituto Brasileiro de Qualidade Nuclear, 1985. 270p.
- Rosenthal, D., Mathematical Theory of Heat Distribution During Welding and Cutting, Welding Journal. Vol. 20 , pp. 220-234.1941.
- Rosenthal, D., The Theory of Moving Sources of Heat and Its Application to Metal Treatments, Welding Journal. Vol. 68, pp.849-866. 1946.
- Rorvik, G., Onsoien, M. I., Klucken, A . O ., et al. High Heat Input Welding of Offshore Structures – Procedures and Weld Properties. Welding Journal, p 331s-339s, sept. 1992.

- Santos, F. S., Factors Affecting Transformation and Microstructure in High Strength Ferritic MMA weld Metals – Cranfield Institute of Technology – School of Industrial Science, p401, Cranfield, September, 1983 (Phd Thesis).
- Smith, N.J., McGrath, J.T., Gianetto, J.A., Orr, R.F. Microstructure Mechanical Property Relationship of Submerged Arc Welds in HSLA 80 Steel. *Welding Journal*. 112s-120s; March, 1989.
- Surian, E. & Boniszewski, T., Effect of Manganese and Type of Current on The Properties and Microstructure of All-weld Metal Deposited from E7016-1 Electrodes. *Welding Journal* 71(9), 348s-363s. September, 1992.
- Svensson, L. E., Grefott, B. Microstructure and Impact Toughness of C-Mn Weld Metals. *Welding Journal*, p. 454s-461s, Dec. 1990.
- Svensson, L. E., Grefott, B., Bhadeshia, H. K. D. H., An Analysis of Cooling Curves from The Fusion Zone of Steel Weld Deposits. *Scandinavian Journal of Metallurgy* 15(2): 97-103, 1986.
- Stembera, V. & Raz, L., A direct Method for The Examination of Phase Transformation and Construction of Austenite Break- Down Diagrams for Weld Metals. *Welding Production* 28(4): 4-8, 1981.
- Suzuki, R. N. et al, Ciclos Térmicos na soldagem Multipasse de um Aço Alta Resistência e Baixa Liga. Anais do XXIV ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, Fortaleza, pp. 1-11. 1998.
- Thiwlis, G., Transformations Kinetics of Submerged Arc Weld Metal Preliminary Investigations. *IIV-Doc. IX – 1044-91*, 1991.
- Thaulow, C. Paauw, A. J. & Guttormsen, K., The Heat-Affected Zone Toughness of Low-Carbon Microalloyed Steels. *Welding Journal*. Pp. 266s-279s, 1987.

- Wainer, E. et al, Soldagem , Processo e Metalurgia , Ed Edgar Blucher, São Paulo, 1992.
- Welland, W. G., Routine Hardenability Testing of Structural and Pipeline Steels. Welding Journal, Vol. 55, pp.55-60, 1989.
- Kasuya, T & YurioKa, N , Prediction of Welding Thermal History by a Comprehensive Solution Welding Journal. 72(3): 107s-115s March, 1993..
- Kikuta, Y., Araki, T. Yoneda, M. Relationship Between Microstructure and Toughnes in Welds Metal and its Reheated Zone of High Strenagh Steel. Technology Reports of The Osaka University, 37(1874): 75-8, March, 1987.
- Knney, B. G., Keer, H. W., Lazor, R. B., Graville, B. Ferrite Transformations characteristics and CCT Diagrams in Weld Metals. Metal Constructions, 17(6): 374r-318r, 1985.
- Kohno, R. & Jones, S. B. – An Initial study of Arc Energy and Thermal Cicles in The Submerged-Arc Welding of Steel. The Welding Institute Research Report, 81/ 1978 / PE. , p.1-20. Decemby, 1978.
- Yang, J. R. The Dislocation Density of Acicular Ferrite in Steel Welds. Welding Journal, v. 69, n. 8, p. 305s-307s, 1990.
- Yang, J. R., Bhadeshia , H. K. D. H. Acicular Ferrite Transformation in Alloy-Steel Weld Metals. Journal of Materials Science, v 26, n. , p.. 839-845, 1991.
- Zhang, Z. & Farrar, R. A ., Influence of Mn and Ni on the Microstructure in C-Mn-Ni Weld Metals. Welding Journal Vol. 76 (60 , pp. 183-196, 1997.

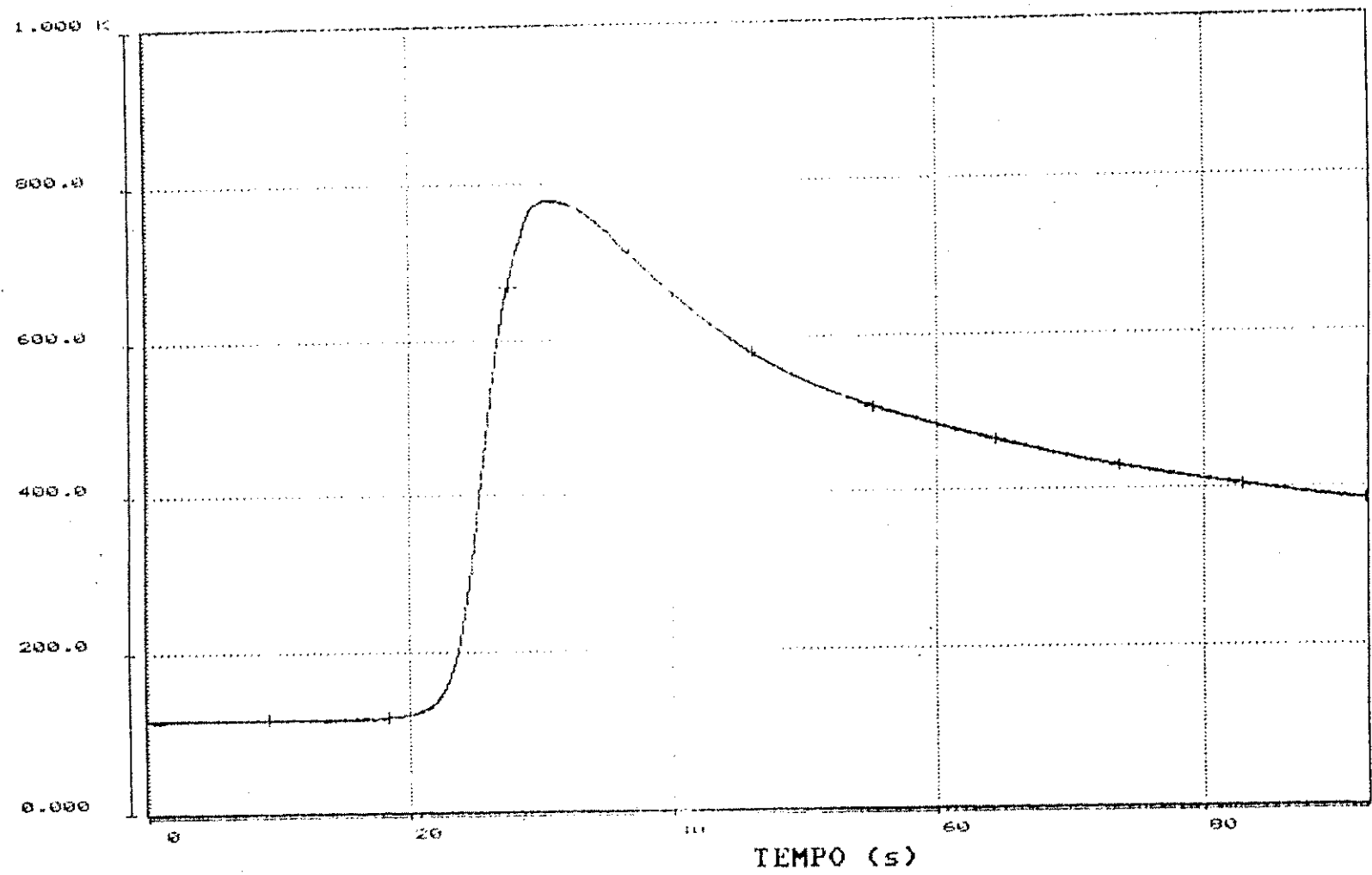
ANEXO I

Ciclo Térmico Ensaio sem pré-aquecimento SAER



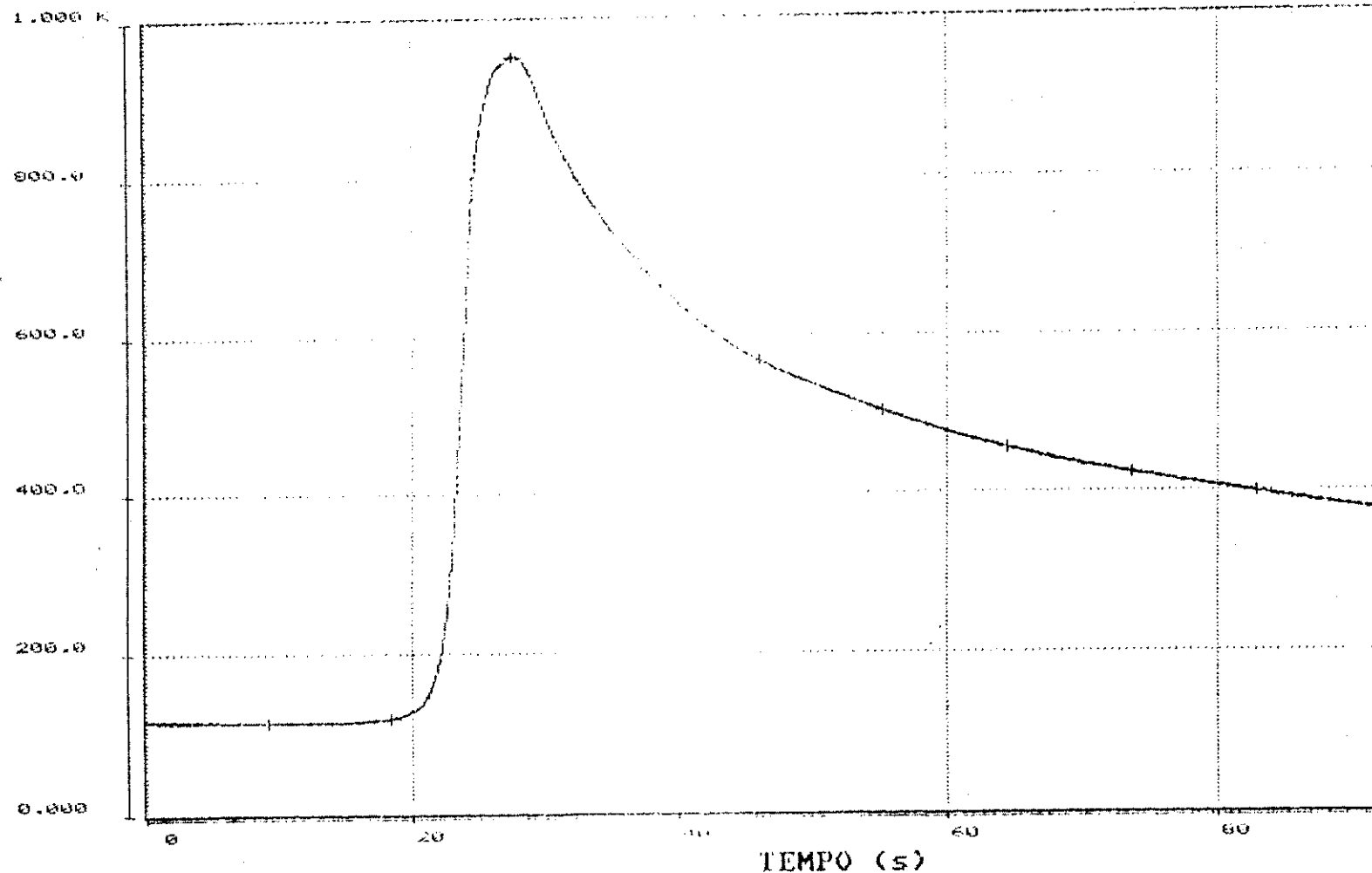
+ Canal 4 (oC)

Ciclo Térmico Ensaio com pré-aquecimento de 100 SAER



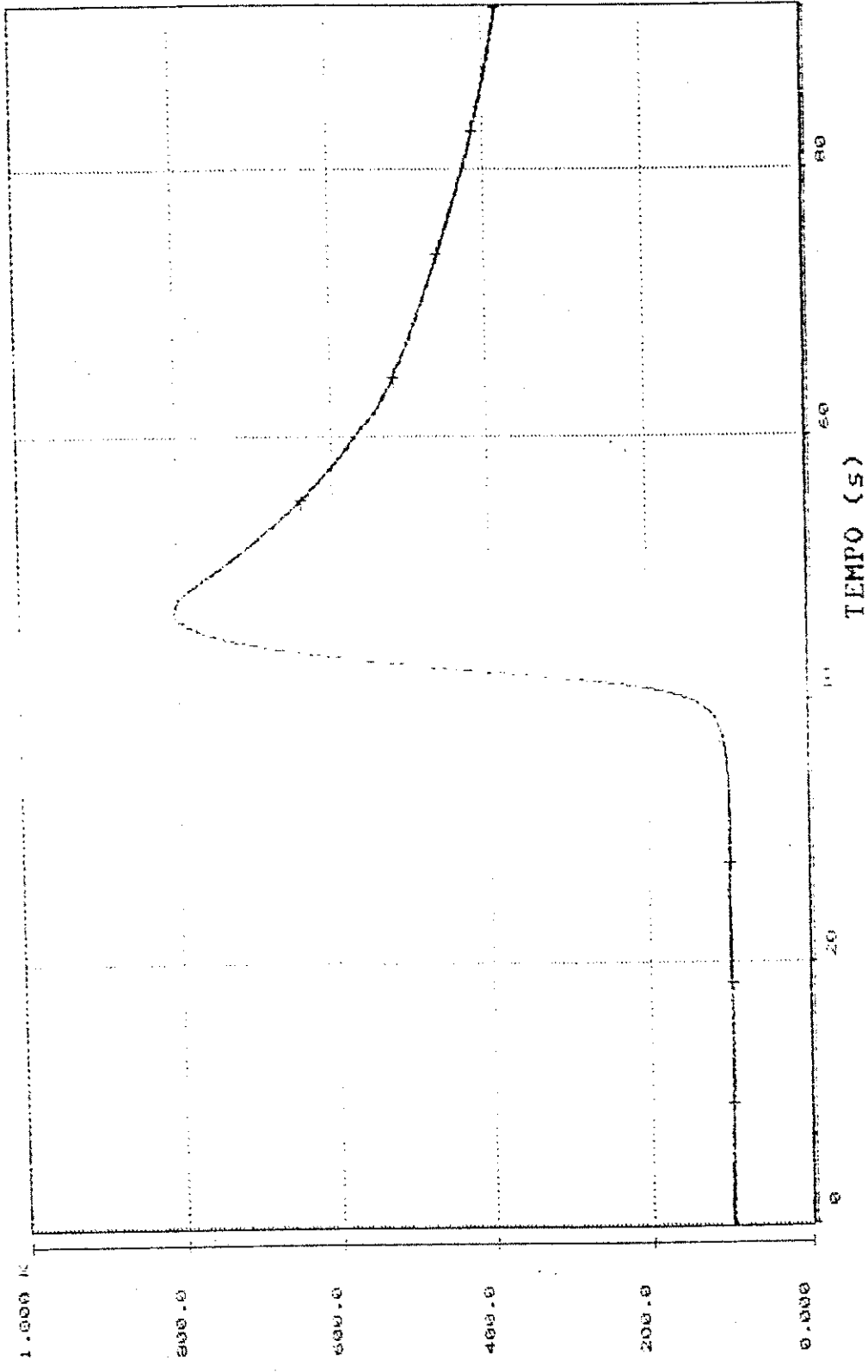
+ Canal 6 (oC)

Ciclo Termico Ensaio com pré-aquecimento de 100 SAER



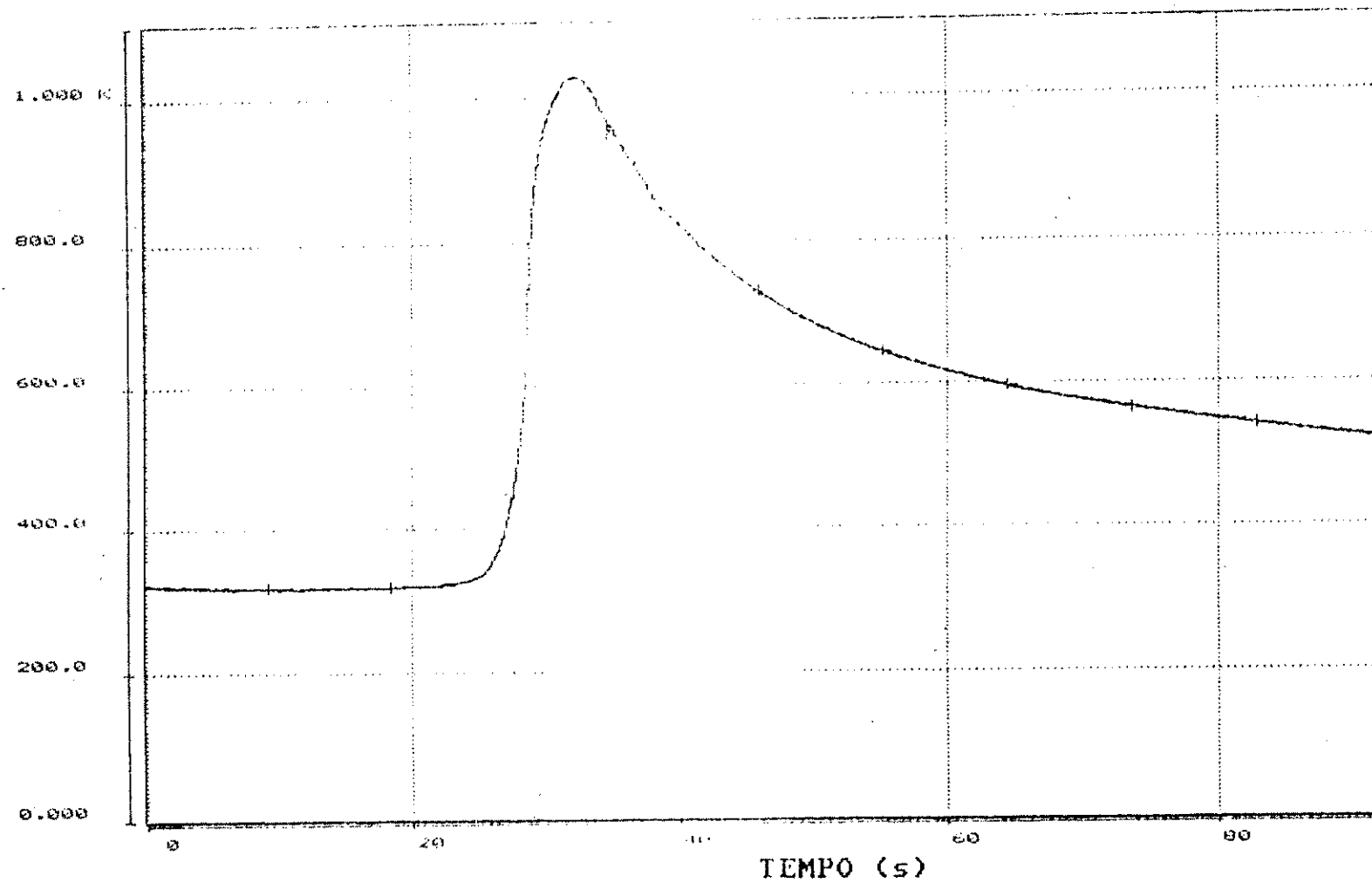
+ Cana.1 6 (oC)

ENSAIO COM CICLO TÉRMICO DE 100 SAER



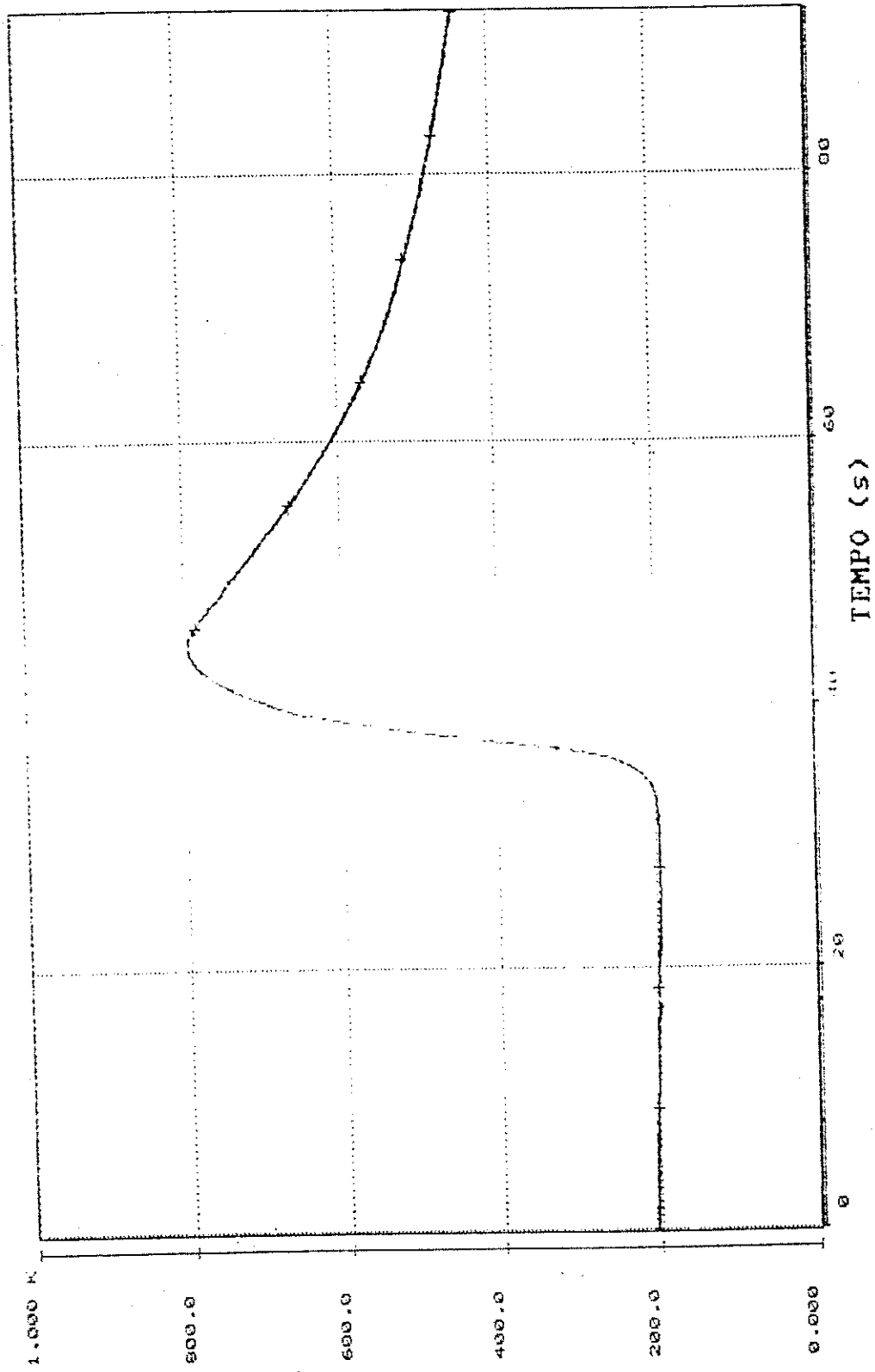
+ Canal 1 T (cel)

Ciclo Térmico Ensaio com pré-aquecimento de 200 SAER



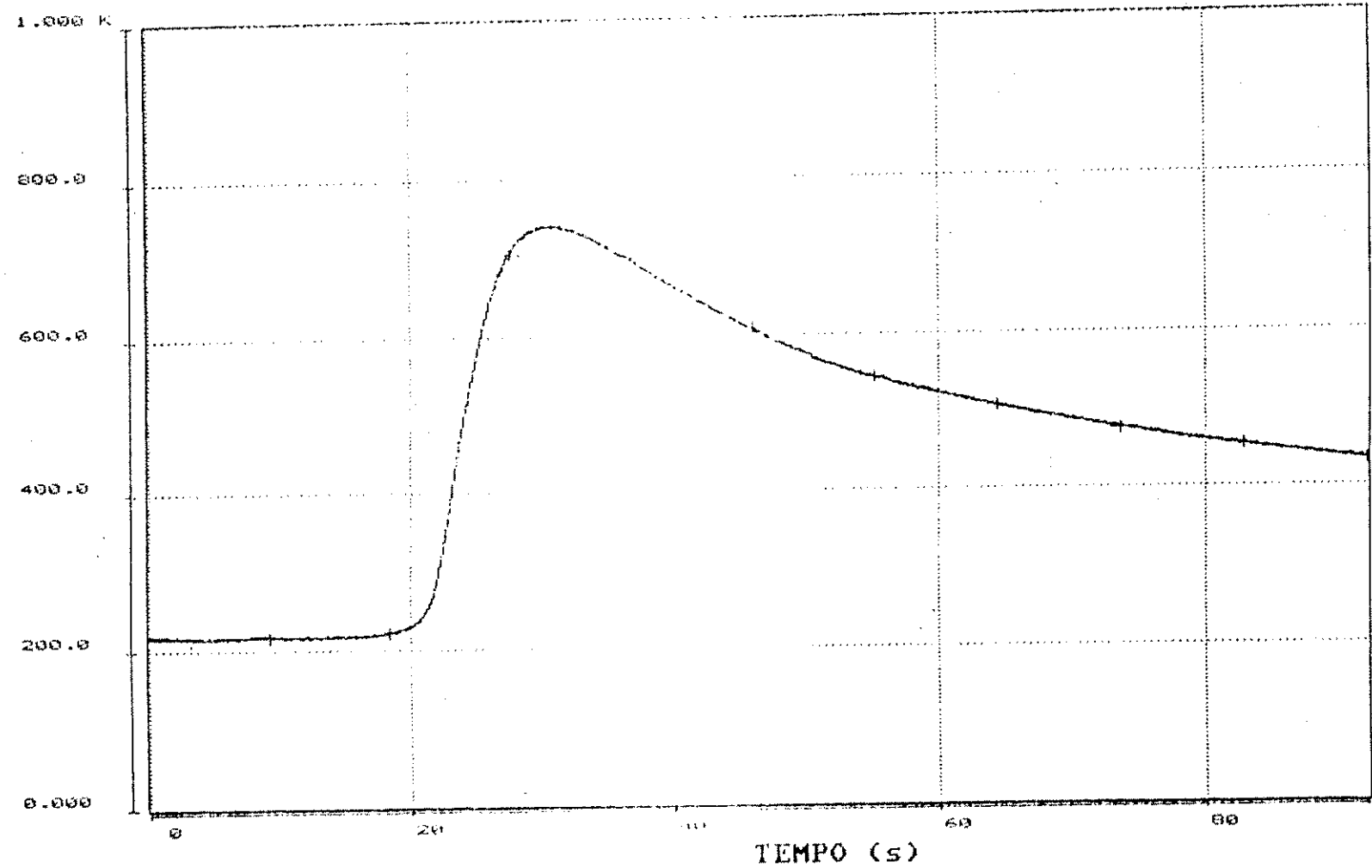
+ Canal 6 (KOC)

Ensaio com Pré-aquecimento de 200 SAER
Ciclo Térmico



+ Canal 7 (OC)

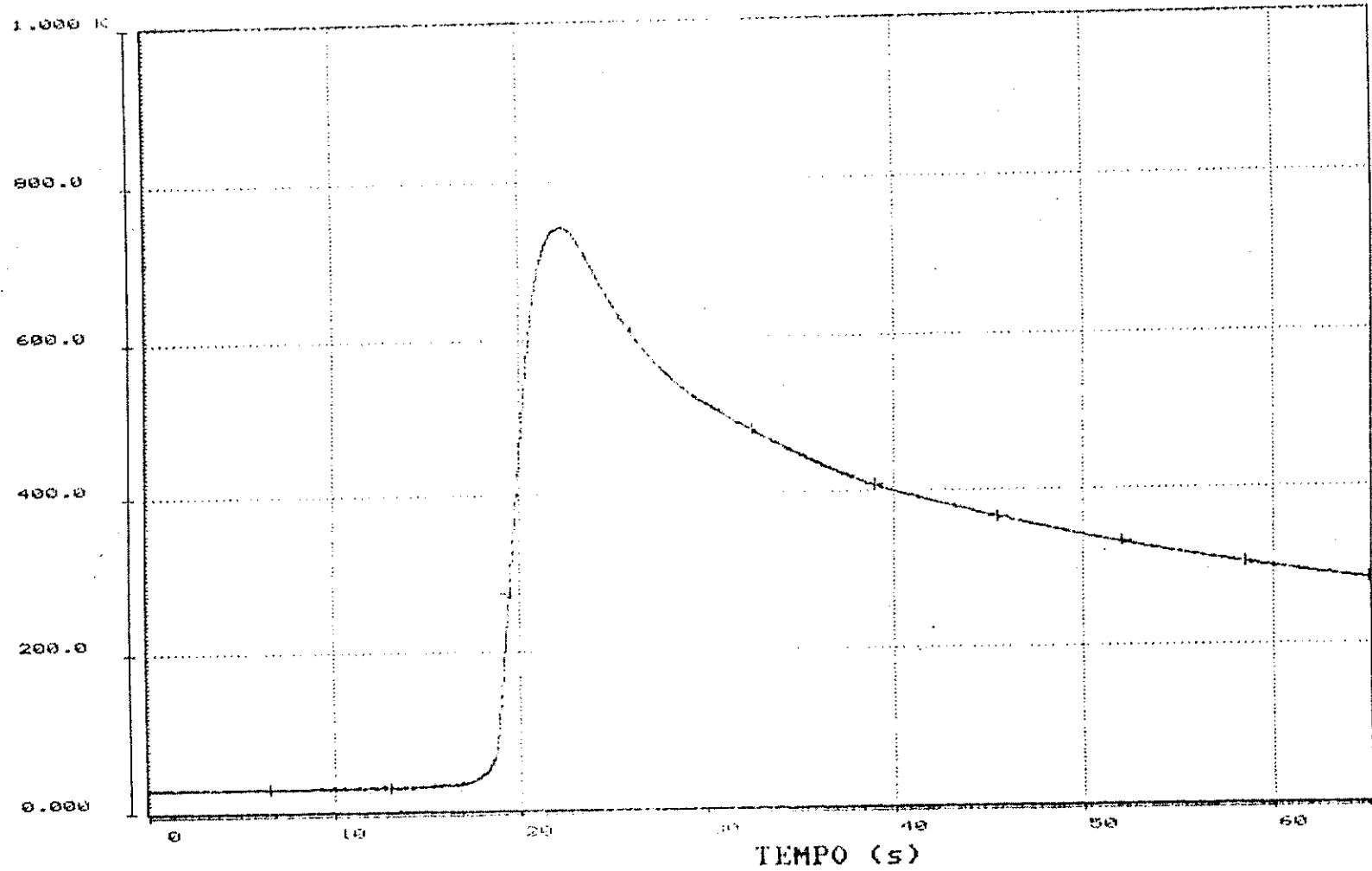
Ciclo Térmico Ensaio com pré-aquecimento de 200 SAER



+ Canal 6 (°C)

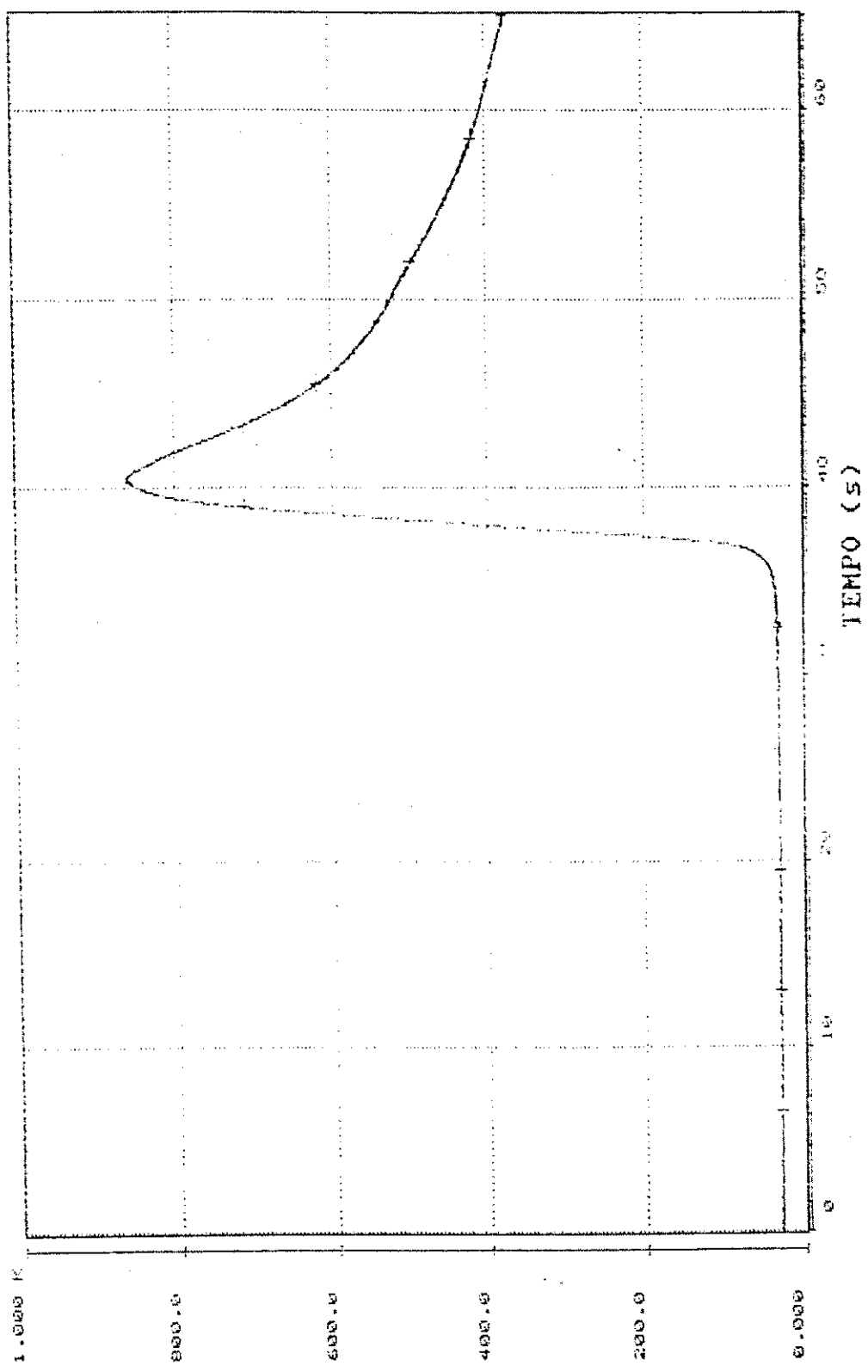
ANEXO II

Ciclo Térmico Ensaio sem pré-aquecimento SAT



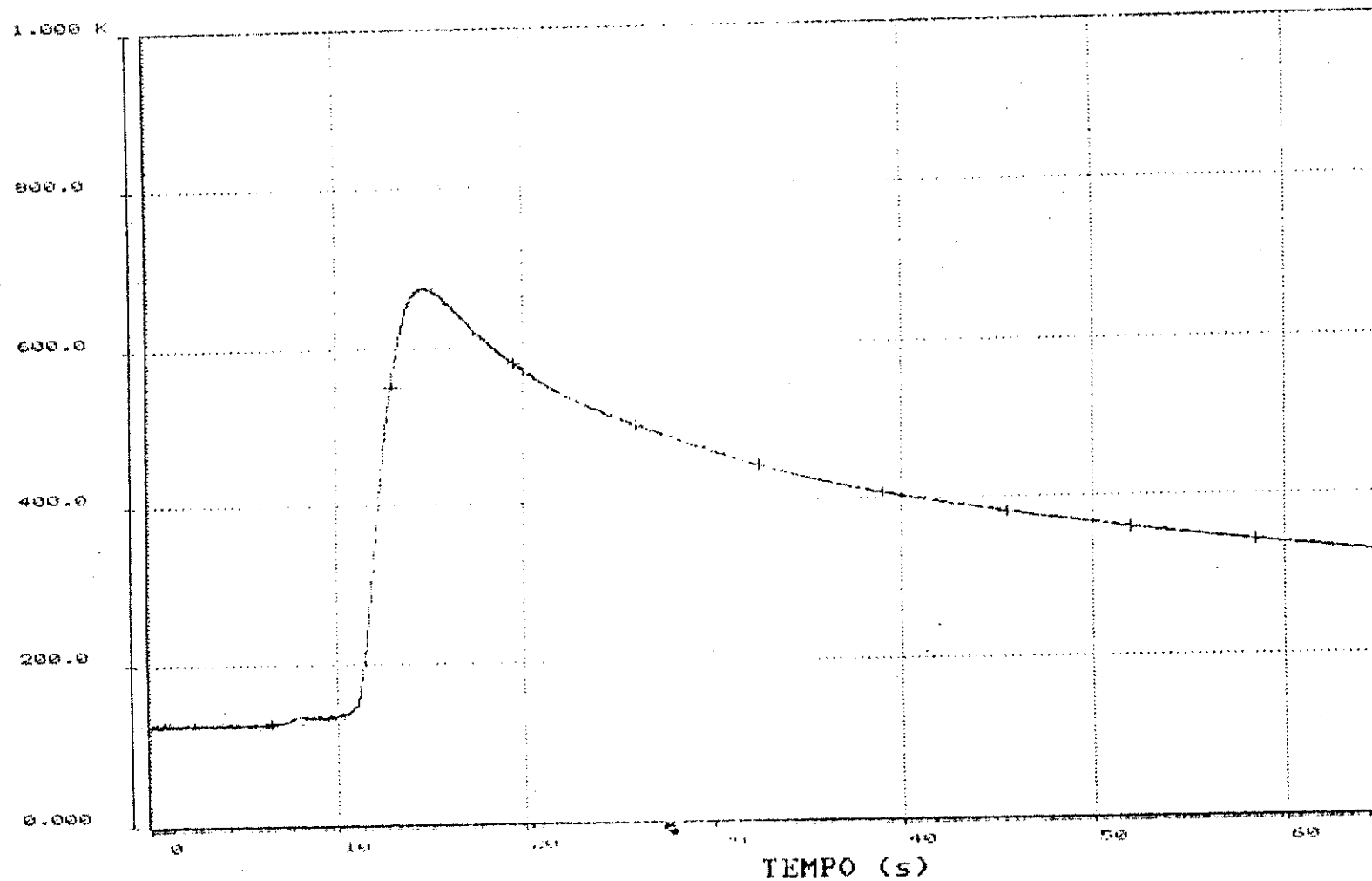
+ Canal 6 (oC)

ENSAIO SEM TUBO DE AQUECIMENTO SAT
CAPÍTULO TÉCNICO



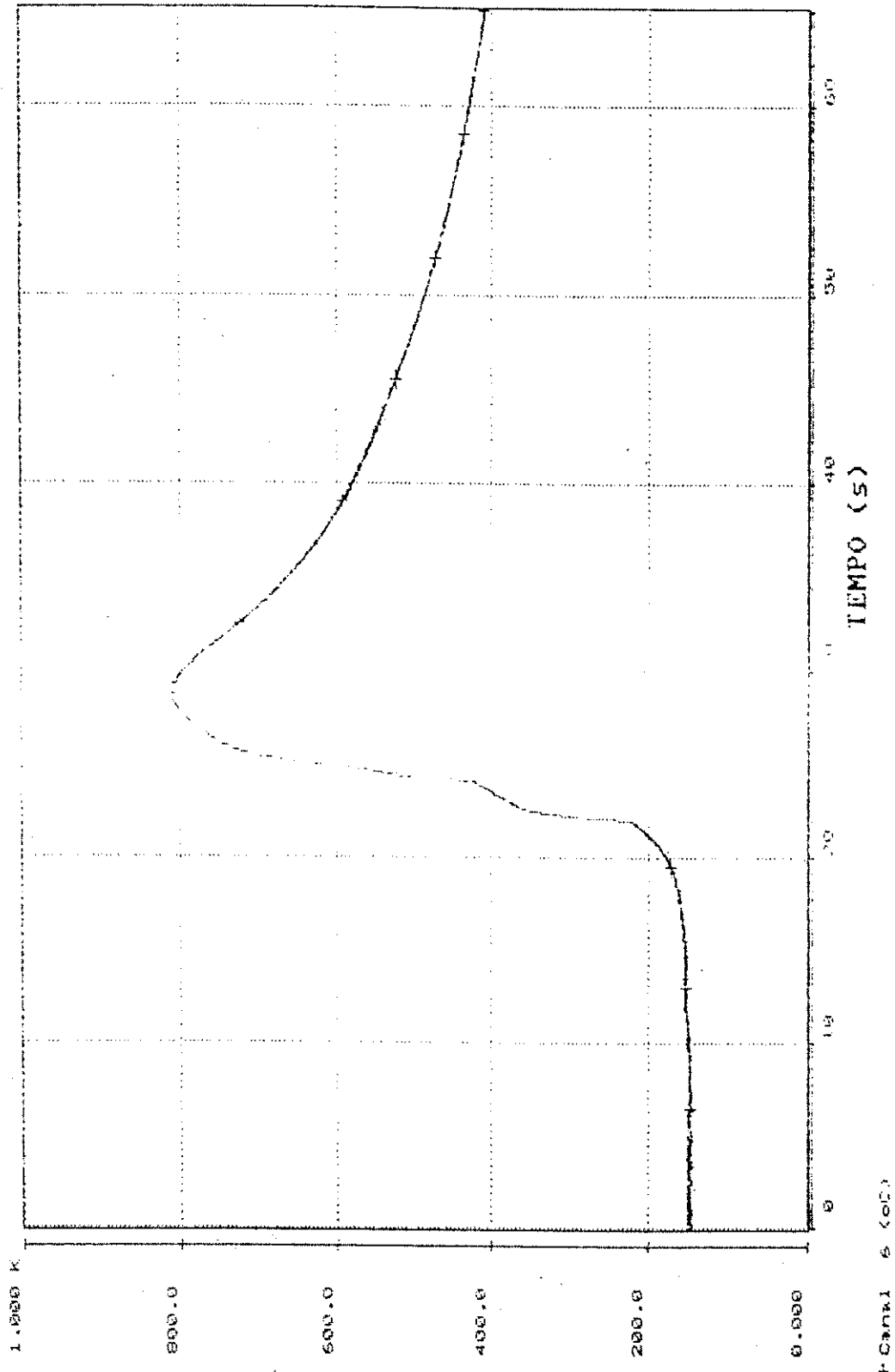
+ Canal 6 (000)

Ciclo Térmico Ensaio com pré-aquecimento de 100C SAT



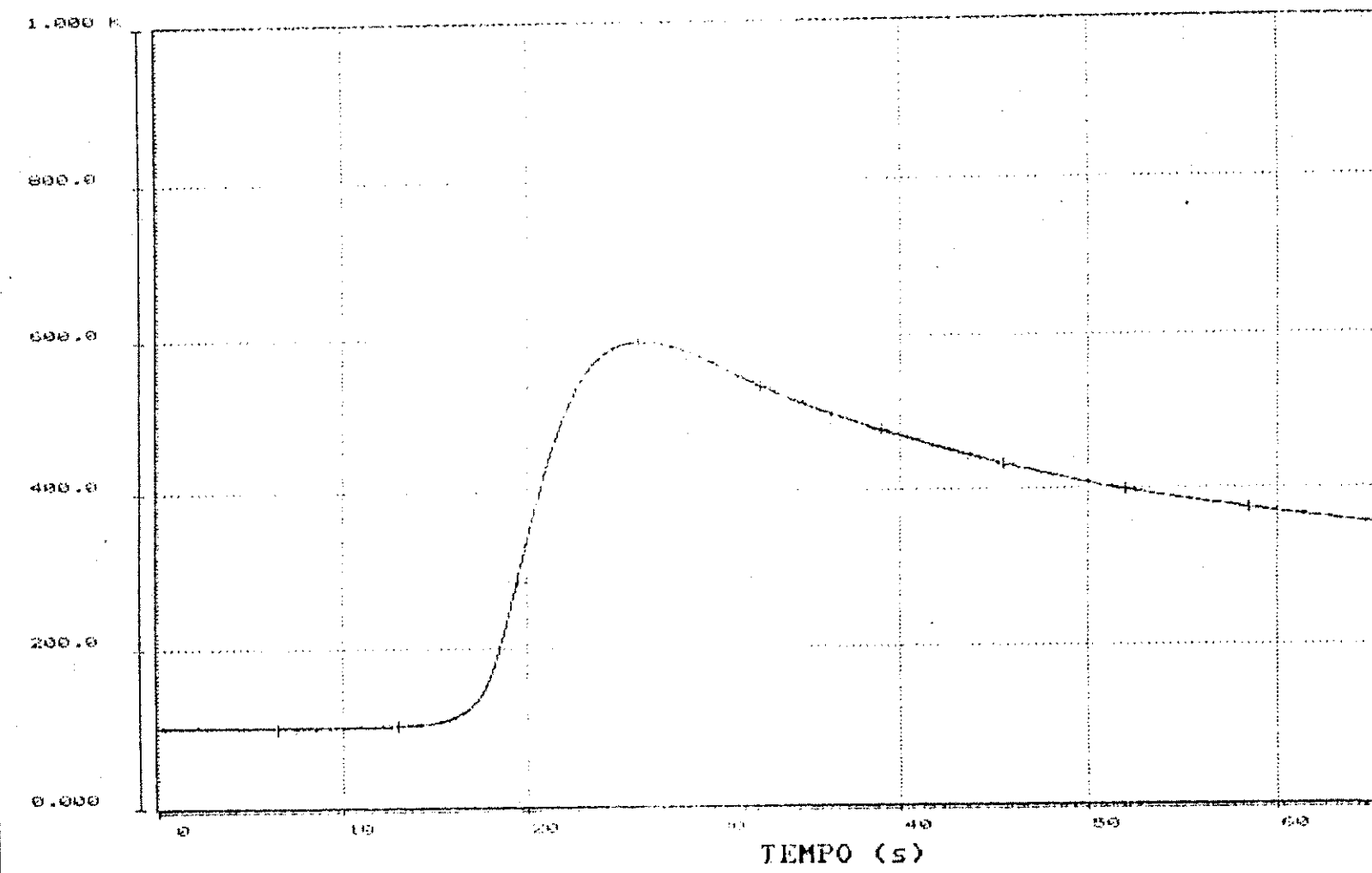
+ Canal 6 (000)

Ensaio com Pré-aquecimento de 100C SAI



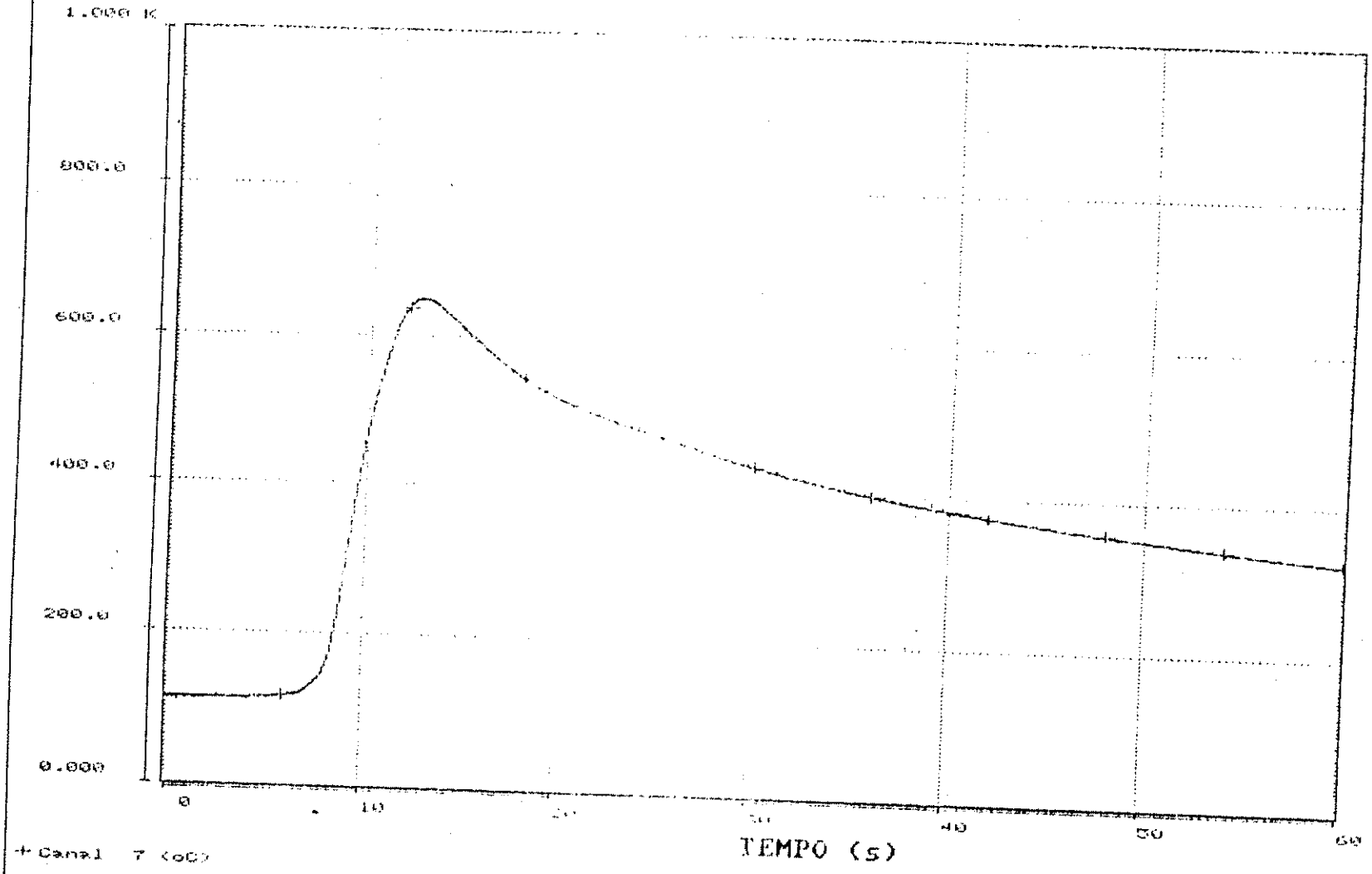
† Canal 6 (eC)

Ciclo Térmico Ensaio com pré-aquecimento de 100C SAT

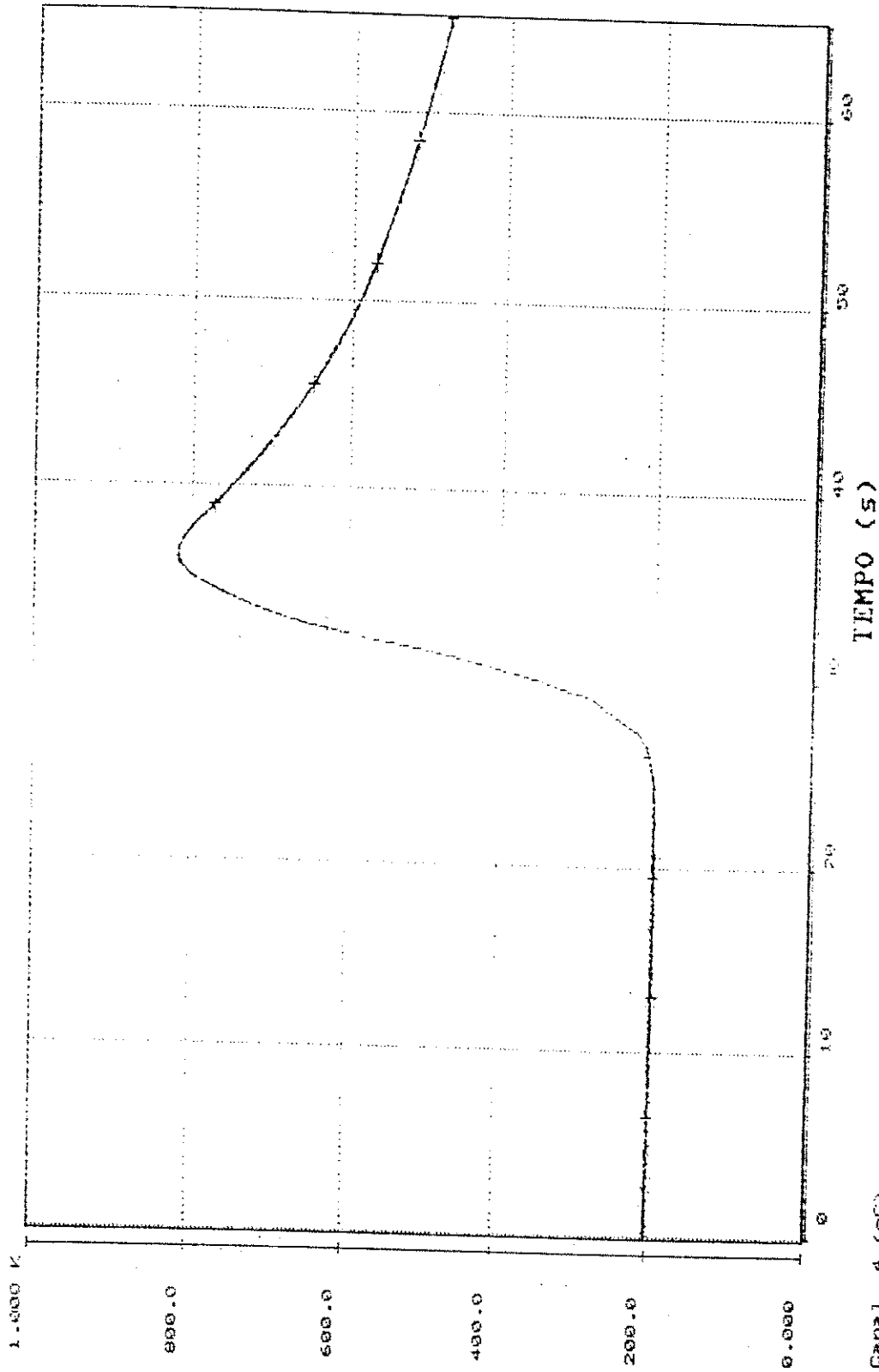


+ Canal 6 (00)

Ciclo Térmico Ensaio com pré-aquecimento de 100C SAT

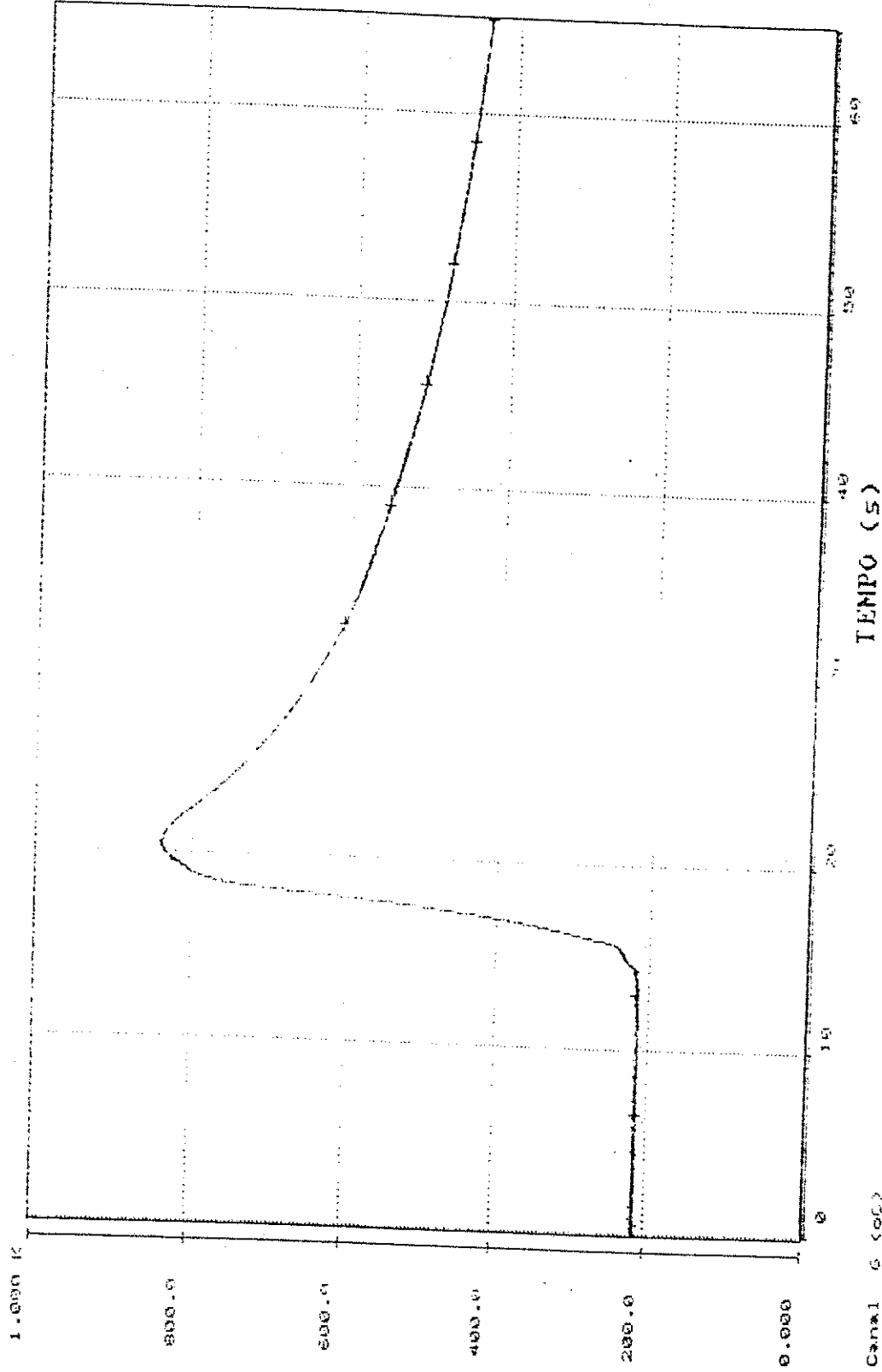


ENSAYO CON PRESURIZACION DE 200C SAT
CALORIMETRIC



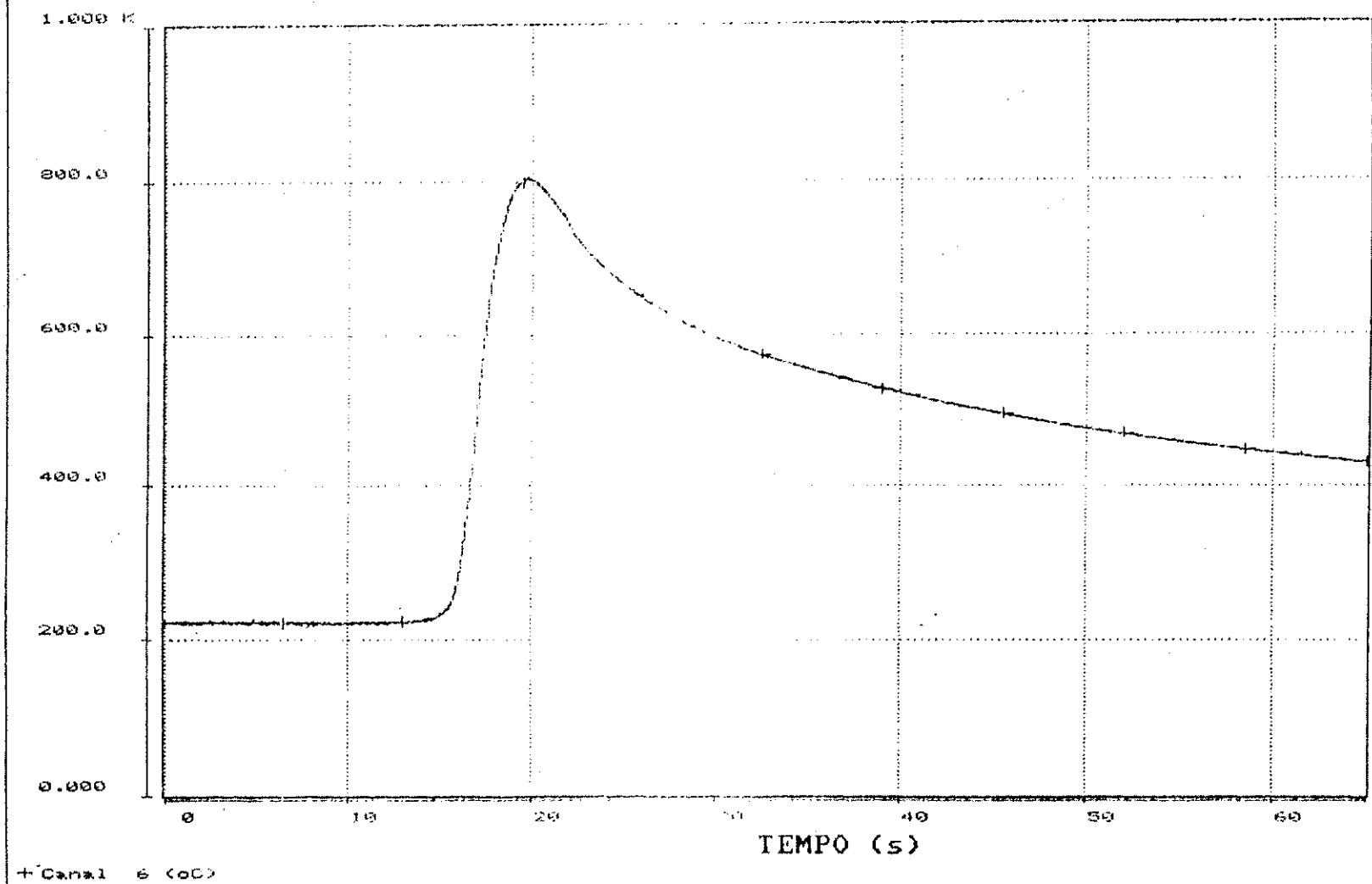
4- Canal 4 (DC)

ENSAIO COM PROCESSAMENTO DE 2000 SAT
CICLO TÉRMICO

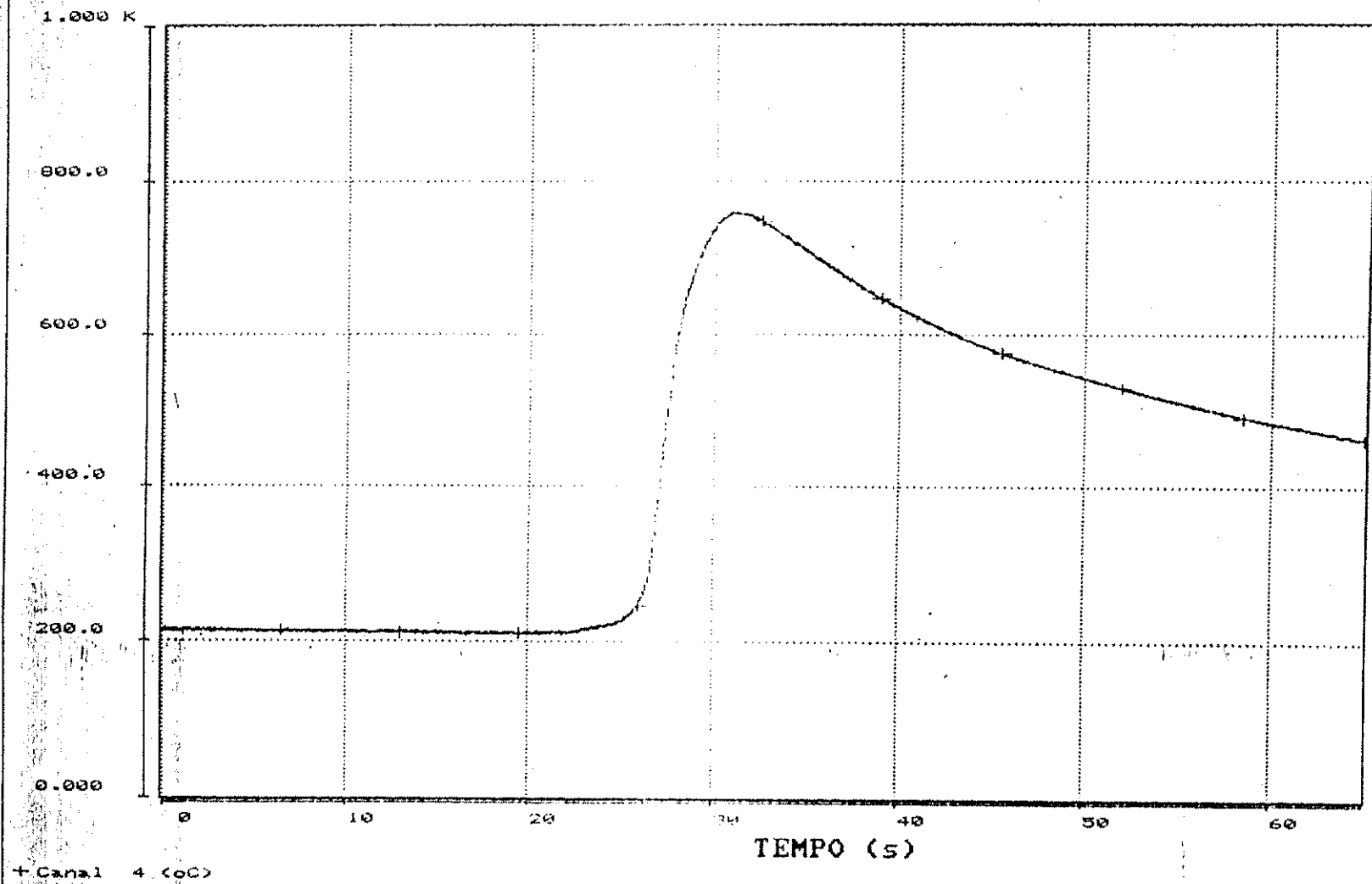


+ Canal 6 (oC)

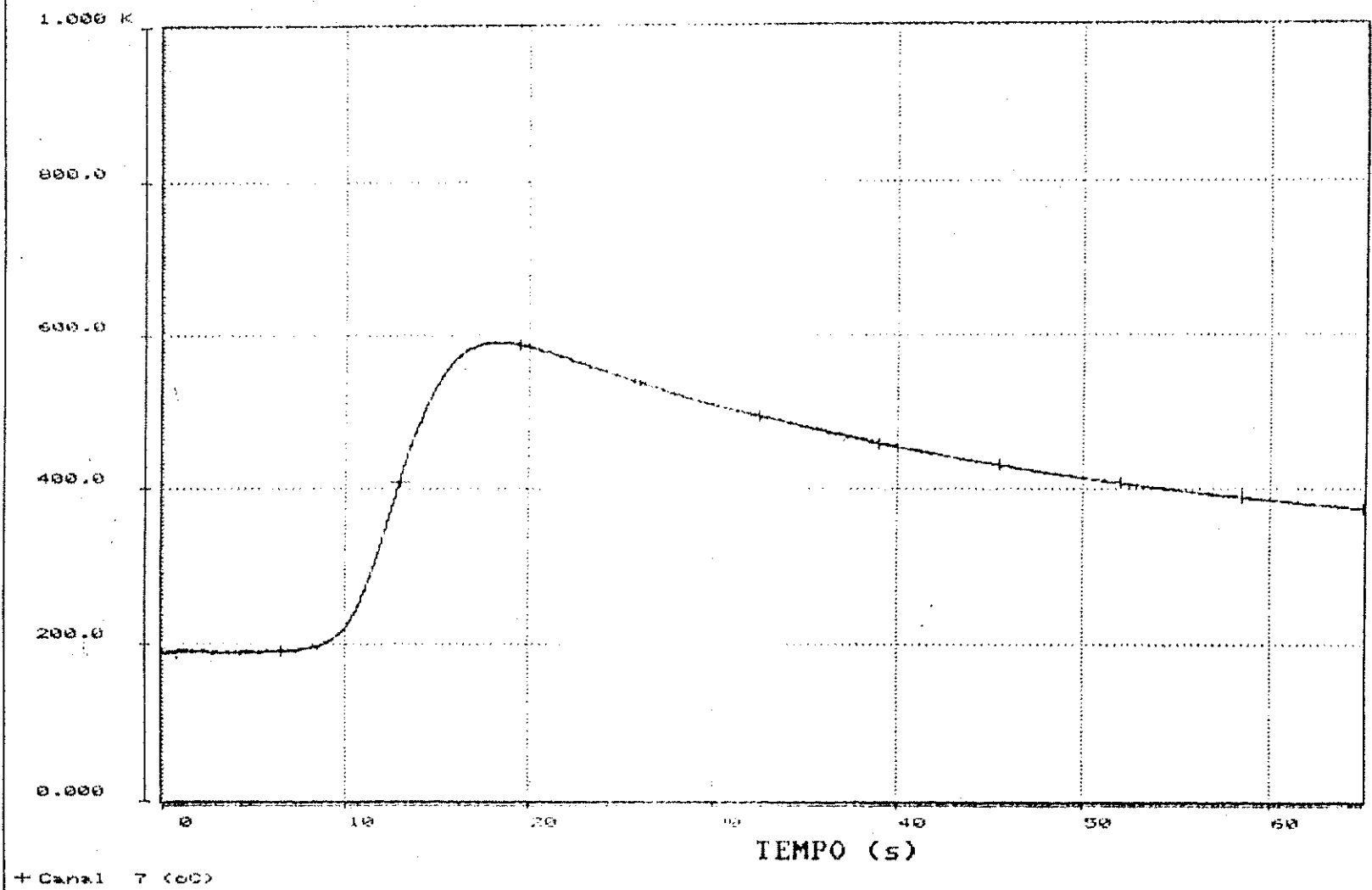
Ciclo Térmico Ensaio com pré-aquecimento de 200C SAT



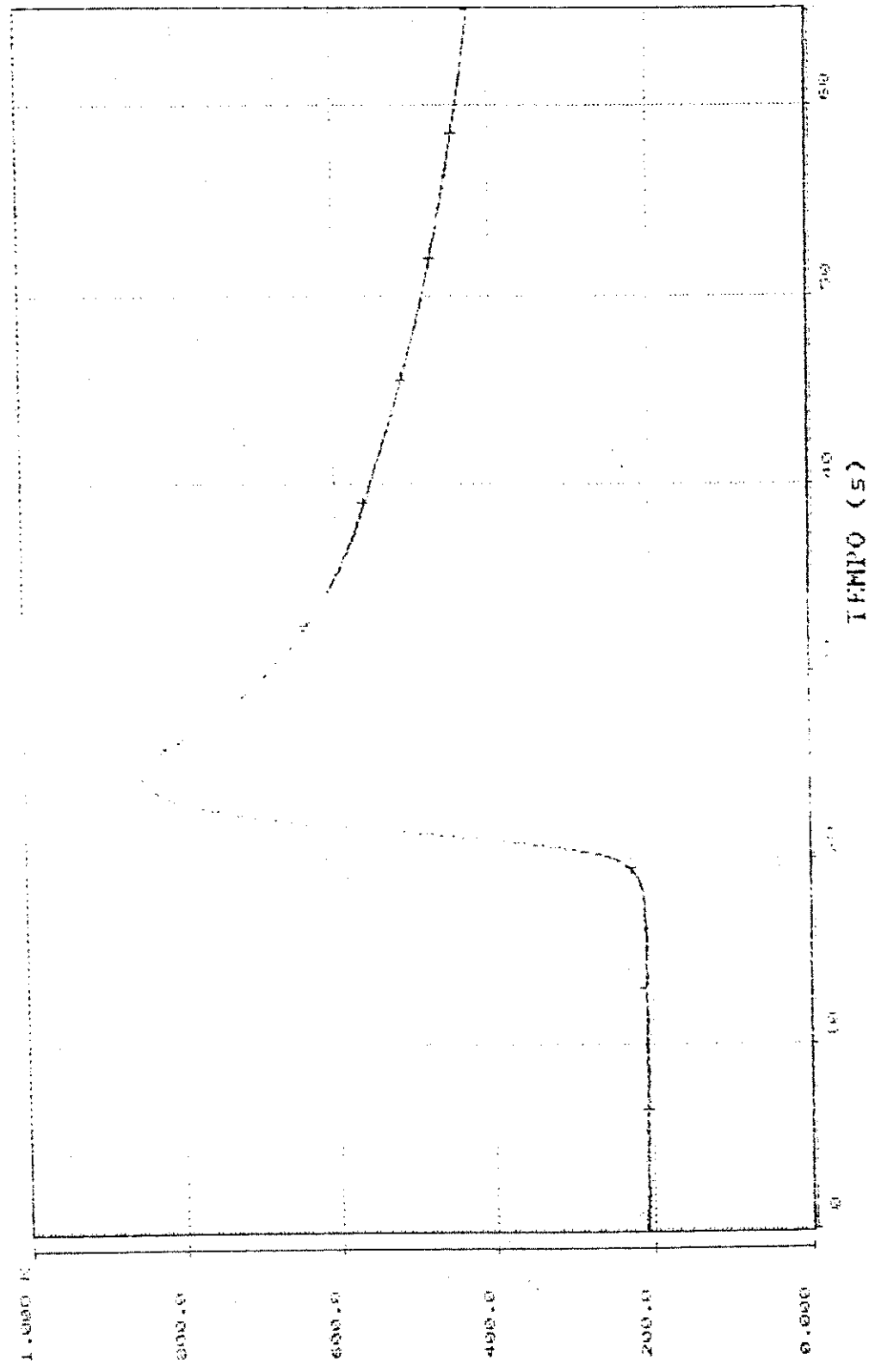
Ciclo Térmico Ensaio com pré-aquecimento de 200C SAT



Ciclo Térmico Ensaio com pré-aquecimento de 200C SAT



ENSAIO COM CALIBRANTE DE 1.05C SNT



+ Canal 5 (0C)