

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

AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UMA JUNTA SOLDADA  
DE UMA TUBULAÇÃO DE AÇO API 5L-X60 UTILIZADA EM EXPLORAÇÃO DE  
PETRÓLEO

MARIA CLÉA SOARES DE ALBUQUERQUE

CAMPINA GRANDE – PB  
1999

---

MARIA CLÉA SOARES DE ALBUQUERQUE

**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UMA JUNTA SOLDADA  
DE UMA TUBULAÇÃO DE AÇO API 5L-X60 UTILIZADA EM EXPLORAÇÃO DE  
PETRÓLEO**

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  
AGOSTO, 1999



A345a

Albuquerque, Maria Cléa Soares de.

Avaliação das propriedades mecânicas de uma junta soldada de uma tubulação de aço API 5L-X60 utilizada em exploração de petróleo / Maria Cléa Soares de Albuquerque. - Campina Grande, 1999. 141 f.

Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal da Paraíba, Centro de Ciências e Tecnologia, 1999.

"Orientação : Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel".  
Referências.

1. Juntas Soldadas - Propriedades Mecânicas. 2. Aço API 5L-X60. 3. Petróleo - Exploração. 4. Soldagem. 5. Dissertação - Engenharia Mecânica. I. Maciel, Theophilo Moura. II. Universidade Federal da Paraíba - Campina Grande (PB). III. Título

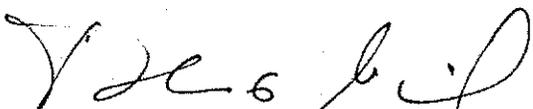
CDU 621.791(043)

MARIA CLÉA SOARES DE ALBUQUERQUE

AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UMA JUNTA SOLDADA  
DE UMA TUBULAÇÃO DE AÇO API 5L-X60 UTILIZADA EM EXPLORAÇÃO DE  
PETRÓLEO

Dissertação Aprovada com Distinção em 09/08/99

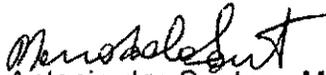
BANCA EXAMINADORA



Prof. Dr. Theóphilo Moura Maciel - Orientador



Prof. Dr. Jesualdo Pereira Farias - Membro



Prof. Dr. Marco Antonio dos Santos - Membro



Prof. Dr. Walman Benício de Castro - Membro

Dedico este trabalho àqueles que sempre me ofereceram as melhores oportunidades para a minha formação pessoal e profissional, além de amor e apoio incondicional em todos os momentos de minha vida: meu pai, Assis Farias e à memória de minha mãe: Lucília Soares de Albuquerque. Ofereço àquele que tem se dedicado e sempre me incentivado: meu esposo, Carlos Alberto.

## **AGRADECIMENTOS**

A Deus por ter me concedido a sua suprema força e se mantido ao meu lado sempre nos momentos mais difíceis, não me permitindo desanimar, mas sim acreditar que tudo seria possível.

Ao Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel por seu profissionalismo e por sempre ter me creditado de forma solícita a sua valorosa orientação, sem a qual não seria possível a realização deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Marco Antonio dos Santos, por sua amizade e auxílio permanente não só na obtenção de conhecimentos durante o decorrer do curso, como também na execução de grande parte deste trabalho.

Ao aluno de Iniciação Científica Idallécio Evangelista de Lima pelo compromisso sempre mantido durante as várias etapas de execução deste trabalho.

À PETROBRÁS pela doação do tubo e normas auxiliares.

À Capes pelo financiamento da bolsa de estudo e ao CNPq pelo suporte financeiro oferecido para execução de parte deste trabalho.

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

À Escola Técnica Federal da Paraíba pela atenção e apoio concedido durante a usinagem dos corpos de prova Charpy e tração e durante a execução dos ensaios Charpy.

Ao SENAI pela receptividade e presteza na usinagem dos corpos de prova CTOD, em particular ao Prof. Antônio Correia de Sousa.

Ao Departamento de Engenharia Mecânica pela concessão de seus laboratórios.

Ao funcionário do Laboratório de Soldagem Fernando José da Silva e aos funcionários da Oficina Mecânica: José Nilson Barbosa, Mário Gomes e Reinaldo Araújo pelos inúmeros serviços prestados.

Ao Prof. Dr. Mosaniel do Departamento de Engenharia Agrícola pela concessão do Nitrogênio líquido, necessário em alguns ensaios Charpy, e pela sua importante participação no manuseio do líquido durante a execução dos ensaios.

Ao Prof. Dr. Walman Benício pela cessão de seu Forno, necessário para execução do Tratamento Térmico de Alívio de Tensões em algumas amostras.

Aos Professores Manassés e João Baptista da Costa Agra de Melo pelas orientações sempre presentes e participativas no manuseio dos equipamentos do Laboratório de Materiais.

A Rosana Vilarim da Silva, aluna de doutorado da Universidade de São Paulo, pela presteza quanto à execução da análise de Microscopia Eletrônica de Varredura na superfície de fratura das amostras de CTOD.

Aos funcionários do Departamento de Engenharia Mecânica.

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

À colega de curso Albéria Cavalcanti de Albuquerque, por compartilhar a execução dos ensaios de tração e CTOD e a todas as pessoas que direta ou indiretamente contribuíram para a realização deste trabalho.

## SUMÁRIO

	Pag.
LISTA DE FIGURAS .....	i
LISTA DE TABELAS .....	iv
LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS .....	v
RESUMO .....	vii
ABSTRACT .....	viii
CAPÍTULO 1	
1.0 Introdução .....	1
1.1 Objetivos Específicos.....	4
CAPÍTULO 2	
2.0 Revisão Bibliográfica	
2.1 Métodos de União de Metais .....	6
2.2 Definição de Soldagem.....	6
2.3 Processos de Soldagem .....	7
2.3.1 Soldagem a Arco Submerso .....	8
2.4 Aplicações da Soldagem a Arco Submerso.....	9
2.5 Ciclo Térmico de Soldagem.....	10
2.6 Macroestrutura de Soldas por Fusão.....	12
2.7 Zona Fundida.....	13
2.7.1 Constituintes Microestruturais de Metais de Solda de Aços Ferríticos.....	16
2.7.1.1 Constituintes Microestruturais da Região de Grãos Colunares .....	16
2.7.1.2 Constituintes Microestruturais da Região Reaquecida .....	19
2.7.2 Influência do Ciclo Térmico.....	20
2.7.3 Influência da Composição Química.....	20
2.8 Zona Termicamente Afetada .....	21
2.8.1 Regiões da Zona Termicamente Afetada.....	21
2.9 Tensões Residuais de Soldagem .....	23
2.10 Tratamentos Térmicos de Alívio de Tensão .....	25
2.11 Avaliação das Propriedades Mecânicas em Juntas Soldadas.....	26
2.11.1 Ensaio de Impacto Charpy .....	27
2.12 Mecânica da Fratura.....	30
2.12.1 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica.....	31
2.12.1.1 Ensaio de Tenacidade à Fratura CTOD.....	33
2.12.1.2 Geometria dos Corpos de Prova para Ensaios CTOD.....	36

## CAPÍTULO 3

3.0 Material e Procedimentos Experimentais	
3.1 Material .....	38
3.2 Procedimentos Experimentais .....	40
3.2.1 Corte do Tubo .....	40
3.2.2 Ensaio de Impacto Charpy .....	40
3.2.3 Ensaio de Tração .....	44
3.2.4 Ensaio de Tenacidade à Fratura CTOD .....	46
3.2.5 Análise da Superfície de Fratura .....	51
3.2.6 Análise Metalográfica .....	51
3.2.7 Ensaio de Dureza .....	54

## CAPÍTULO 4

4.0 Resultados e Discussão	
4.1 Efeito da Variação Microestrutural sobre os Valores de Energia Absorvida nos Ensaios de Impacto Charpy .....	56
4.2 Efeito da Espessura e da Granulometria de Corpos de Prova Usinados do Metal de Solda sobre os Valores de Energia Absorvida no Ensaio de Impacto Charpy .....	68
4.3 Efeito da Espessura e da Granulometria de Corpos de Prova Usinados do Metal de Solda sobre os Valores de Tenacidade à Fratura CTOD de Carga Máxima ( $\delta_{max}$ ) .....	76
4.4 Análise da Superfície de Fratura .....	84

## CAPÍTULO 5

5.0 Conclusões .....	89
----------------------	----

## CAPÍTULO 6

6.0 Sugestões para Trabalhos Futuros .....	91
--	----

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	92
----------------------------------	----

APÊNDICE I .....	101
------------------	-----

APÊNDICE II .....	128
-------------------	-----

## LISTA DE FIGURAS

N°	Legenda	Pag.
2.1 -	Ilustração esquemática da soldagem a Arco Submerso.....	9
2.2 -	Ilustração esquemática da curva de ciclo térmico de soldagem	11
2.3 -	Ilustração esquemática de uma junta soldada: ZF - Zona Fundida; ZTA - Zona Termicamente Afetada ou ZTA; MB - Metal de Base.....	12
2.4 -	Ilustração esquemática da macroestrutura de uma solda multipasse com pontos de transformação.....	14
2.5 -	Ilustração esquemática do corpo de prova utilizado no teste de impacto Charpy.....	28
2.6 -	Ilustração esquemática da máquina de ensaio utilizada no teste de impacto Charpy.....	29
2.7 -	Curvas de projeto de Wells (1961, 1963) Burdekin e Dawes (1971) e Dawes (1974, 1980).....	32
2.8 -	(a) Corpo de prova para ensaio CTOD com geometria preferencial; (b) Corpo de prova para ensaio CTOD com geometria subsidiária.....	33
2.9 -	Curvas de força (P) x deslocamento (Vp) obtidas no ensaio CTOD utilizando extensômetro de fratura.....	34
2.10 -	Ilustração esquemática do posicionamento do entalhe quanto ao tipo de corpo de prova para ensaio CTOD.....	37
3.1 -	Ilustração esquemática da tubulação e da secção da região da junta longitudinal.....	39
3.2 -	Máquina universal para ensaios Charpy.....	41
3.3 -	Ilustração esquemática da usinagem dos corpos de prova Charpy nas diferentes regiões da junta soldada (a), com entalhes posicionados no Metal de Solda (b), na Região de Grãos Grosseiros (c) e Região de Grãos Finos da ZTA (d).....	41
3.4 -	Ilustração esquemática da usinagem dos corpos de prova Charpy de duas regiões distintas do metal de solda.....	43
3.5 -	Equipamento para ensaios Charpy, cilindros de nitrogênio líquido e termopar digital.....	43
3.6 -	Equipamento de ensaio utilizado para o ensaio de tração e CTOD.....	44
3.7 -	Ilustração esquemática do corpo de prova de tração usinado do metal de solda.....	45
3.8 -	Ilustração esquemática do posicionamento de usinagem dos corpos de prova CTOD no metal de solda.....	48
3.9 -	Extensômetro acoplado ao corpo de prova CTOD em carregamento.....	49
3.10 -	Micrômetro de bancada utilizado para calibração do extensômetro.....	49

3.11 - Microscópio ótico utilizado para análise metalográfica.....	52
3.12 - Ilustração esquemática dos pontos marcados nas amostras Charpy, de duas espessuras, para análise metalográfica quantitativa do percentual de grãos colunares e recristalizados.....	53
3.13 - Ilustração esquemática dos pontos marcados nas amostras CTOD, de duas dimensões, para análise metalográfica quantitativa do percentual de grãos colunares e recristalizados.....	53
3.14 - Equipamento utilizado para o ensaio de dureza.....	54
3.15 - Esquematização das medidas de dureza realizadas na seção transversal abaixo do entalhe das amostras Charpy com duas espessuras.....	55
3.16 - Ilustração esquemática das medidas de dureza realizadas na seção transversal abaixo da pré-trinca das amostras CTOD com duas dimensões.....	55
4.1 - Valores de energia absorvida no teste de Impacto Charpy, realizado em corpos de prova com entalhes posicionados no metal de solda (MS), região de grãos grosseiros (RGG) e região de grãos finos (RGF) da ZTA e metal de base (MB), nas condições como recebido (CR) e tratados termicamente para alívio de tensões (TT).....	58
4.2 - Visualização esquemática do percentual de grãos colunares e recristalizados encontrado na ponta do entalhe dos corpos de prova Charpy usinados do metal de solda.....	59
4.3 - Superfície de fratura da amostra com entalhe centralizado na região de grãos grosseiros (RGG) da ZTA, delimitando a participação do metal de solda.....	60
4.4 - Superfície de fratura da amostra com entalhe centralizado na região de grãos finos (RGF) da ZTA, delimitando a participação do metal de solda.....	61
4.5 (a)- Superfície de fratura da amostra do metal de solda na condição: como recebido; Aumento: 370x.....	62
4.5 (b)- Superfície de fratura da amostra do metal de solda na condição: tratada termicamente, evidenciando as inclusões; Aumento: 370x.....	63
4.6 - Medidas de dureza Vickers (HV-5Kgf) em corpos de prova retirados de diferentes regiões da junta soldada, nas condições como recebido (CR) e tratados termicamente (TT)..	66
4.7 - Valores médios de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy, realizado em três temperaturas, para corpos de prova usinados de diferentes regiões do metal de solda e com diferentes espessuras, ou seja, $5 \times 10^{-3}$ m (Região I) e $7,5 \times 10^{-3}$ m (Região II).....	69
4.8 - Superfície de fratura das amostras Charpy usinadas da região I do metal de solda (seções $55 \times 10 \times 5 \times 10^{-3}$ m), testadas em três temperaturas, ambiente, 273K e 253K.....	70

4.9 - Superfície de fratura das amostras Charpy usinadas da região II do metal de solda (seções $55 \times 10 \times 7,5 \times 10^{-3} \text{m}$ ), testadas em três temperaturas, ambiente, 273K e 253K.....	70
4.10 - Visualização esquemática da quantidade de grãos colunares e recristalizados dos corpos de prova Charpy usinados de duas regiões do metal de solda, região I (seções de $55 \times 10 \times 5 \times 10^{-3} \text{m}$ ) e II (seções de $55 \times 10 \times 7,5 \times 10^{-3} \text{m}$ ) do metal de solda.....	72
4.11 - Visualização esquemática dos valores de dureza dos corpos de prova Charpy usinados de duas regiões do metal de solda, região I (seções de $55 \times 10 \times 5 \times 10^{-3} \text{m}$ ) e II (seções de $55 \times 10 \times 7,5 \times 10^{-3} \text{m}$ ) do metal de solda.....	72
4.12 - Valores médios de energia relativa em função da temperatura de ensaio para os corpos de prova do metal de solda usinados da Região I (seções de $55 \times 10 \times 5 \times 10^{-3} \text{m}$ ) e II (seções de $55 \times 10 \times 7,5 \times 10^{-3} \text{m}$ ) do metal de solda.....	74
4.13 - Gráfico esquemático da energia relativa de impacto Charpy em função da espessura dos corpos de prova.....	76
4.14 - Relação entre os valores de $\delta_{\max}$ e os ligamentos b e espessura para os corpos de prova com diferentes dimensões e usinados de duas regiões distintas do metal de solda: Região I ( $W = 14 \times 10^{-3} \text{m}$ , $B = 7 \times 10^{-3} \text{m}$ e $b = 7 \times 10^{-3} \text{m}$ ) e Região II ( $W = 20 \times 10^{-3} \text{m}$ , $B = 10 \times 10^{-3} \text{m}$ e $b = 10 \times 10^{-3} \text{m}$ ).....	78
4.15 - Visualização esquemática da quantidade de grãos colunares e recristalizados dos corpos de prova CTOD usinados de duas regiões do metal de solda, I e II.....	81
4.16 - Visualização esquemática das medidas de dureza dos corpos de prova CTOD usinados de duas regiões do metal de solda, I e II.....	81
4.17 - MEV de uma amostra do MS na condição como recebido.....	84
4.18 - MEV da amostra da RGG com participação do metal de solda, na condição como recebido.....	85
4.19 - MEV da amostra da RGG com participação do metal de solda, tratada termicamente.....	85
4.20 - MEV da amostra da RGF com participação do metal de solda, região de grãos grosseiros e metal de base na condição como recebido.....	86
4.21(a) MEV da superfície de fratura da amostra de CTOD usinada da região I do metal de solda ( $W = 14 \times 10^{-3} \text{m}$ , $B = 7 \times 10^{-3} \text{m}$ e $b = 7 \times 10^{-3} \text{m}$ ).....	87
4.21(b) MEV da superfície de fratura da amostra de CTOD usinada da região I metal de solda ( $W = 14 \times 10^{-3} \text{m}$ , $B = 7 \times 10^{-3} \text{m}$ e $b = 7 \times 10^{-3} \text{m}$ ).....	87
4.22(a) MEV da superfície de fratura da amostra de CTOD usinada da região II do metal de solda ( $W = 20 \times 10^{-3} \text{m}$ , $B = 10 \times 10^{-3} \text{m}$ e $b = 10 \times 10^{-3} \text{m}$ ).....	88
4.22(b) MEV da superfície de fratura da amostra de CTOD usinada da região II do metal de solda ( $W = 20 \times 10^{-3} \text{m}$ , $B = 10 \times 10^{-3} \text{m}$ e $b = 10 \times 10^{-3} \text{m}$ ).....	88

## LISTA DE TABELAS

Nº	Legenda	Pag.
3.1:	Composição química do metal de base (MB) e do metal de solda (MS) em % (percentagem) em peso.....	39
3.2:	Dimensões dos corpos de prova de tração.....	45
4.1:	Resultados obtidos no ensaio de impacto Charpy para corpos de prova com entalhes posicionados no metal de solda (MS), região de grãos grosseiros (RGG) e região de grãos finos (RGF) da ZTA e metal de base (MB).....	57
4.2:	Quantidade média percentual de grãos colunares e recristalizados encontrada na ponta do entalhe dos corpos de prova Charpy usinados do metal de solda.....	58
4.3:	Resultados obtidos no ensaio de dureza Vickers (HV-5Kgf) em corpos de prova retirados de diferentes regiões da junta soldada e testados nas condições como recebido (CR) e tratados termicamente (TT).....	67
4.4:	Resultados obtidos no teste de impacto Charpy, realizado em três temperaturas, para amostras com diferentes espessuras e usinadas de diferentes regiões do metal de solda : Região I (seções de $55 \times 10 \times 5 \times 10^{-3}m$ ) e Região II (seções de $55 \times 10 \times 7,5 \times 10^{-3}m$ ).....	68
4.5:	Quantidade percentual média de grãos colunares e recristalizados dos corpos de prova Charpy usinados de duas regiões do metal de solda, região I (seções de $55 \times 10 \times 5 \times 10^{-3}m$ ) e II (seções de $55 \times 10 \times 7,5 \times 10^{-3}m$ ) e suas respectivas medidas de dureza.....	71
4.6:	Energia média relativa de fratura (energia/área) dos corpos de prova usinados das regiões I (seções de $55 \times 10 \times 5 \times 10^{-3}m$ ) e II (seções de $55 \times 10 \times 7,5 \times 10^{-3}m$ ) do metal de solda.....	74
4.7:	Propriedades mecânicas do metal de solda e do metal de base.....	77
4.8:	Resultados obtidos no teste de CTOD realizado à temperatura ambiente para amostras com diferentes dimensões e usinadas de diferentes regiões do metal de solda : Região I ( $W = 14 \times 10^{-3}m$ , $B = 7 \times 10^{-3}m$ e $b = 7 \times 10^{-3}m$ ) e Região II ( $W = 20 \times 10^{-3}m$ , $B = 10 \times 10^{-3}m$ e $b = 10 \times 10^{-3}m$ ).....	78
4.9:	Quantidade percentual média de grãos colunares e recristalizados dos corpos de prova CTOD usinados de duas regiões do metal de solda, I e II, e seus respectivos valores de dureza.....	80

## LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

a -	Tamanho efetivo da trinca
AF -	Ferrita acicular
A-M -	Austenita martensita
API -	American Petroleum Institute (Instituto Americano de Petróleo)
ARBL -	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)
B -	Espessura do corpo de prova
b -	Ligamento do corpo de prova
BS -	British Standard (Norma Britânica)
C -	Carbono
°C -	Grau Celsius
CCT -	Continuous Cooling Transformation (Curva de Transformação em Resfriamento Contínuo)
Co -	Cobalto
CR -	Como Recebido
Cr -	Cromo
CTOD -	Crack Tip Opening Displacement (Deslocamento de Abertura da Ponta da Trinca)
Cu -	Cobre
$\delta$ -	CTOD
$\delta_{max}$ -	CTOD de carga máxima
$\Delta_p$ -	Componente plástica obtida sem o uso do extensômetro
E -	Módulo de elasticidade
$\varepsilon$ -	Deformação devido a tensão aplicada
$\varepsilon_e$ -	Deformação no início do escoamento plástico
FC -	Agregado Ferrita-Carboneto
FS -	Ferrita com segunda fase
FS(A) -	Ferrita com segunda fase alinhada
FS(NA) -	Ferrita com segunda fase não-alinhada
$\phi$ -	CTOD adimensional
H -	Energia de soldagem (J/m)
HV -	Hardness Vickers (Dureza Vickers)
I -	Corrente, (A)
IIW -	International Institute of Welding (Instituto Internacional de Soldagem)
J -	Joule
K -	Fator de intensidade de tensão
$K_f$ -	Fator de intensidade de tensão em fadiga
$K_{max}$ -	Fator de intensidade de tensão máximo
M -	Martensita
MAG -	Metal Active Gas
MB -	Metal de Base
MEV -	Microscopia Eletrônica de Varredura
MFEP -	Mecânica da Fratura Elasto-Plástica
MFLE -	Mecânica da Fratura Linear Elástica
MIG -	Metal Inert Gas

Mn -	Manganês
Mo -	Molibdênio
MPa -	Mega Pascal – $10^6$ Pascal
MS -	Metal de Solda
N -	Largura do entalhe
n -	Eficiência do processo de soldagem
Nb -	Nióbio
Ni -	Níquel
P -	Carga
Pc -	Carga suportada pelo corpo de prova no momento antes em que ele apresenta uma instabilidade na abertura de trinca durante o ensaio de dobramento, ainda dentro da fase elástica do material
Pm -	Carga máxima suportada pelo corpo de prova quando este apresenta uma propagação de trinca estável durante o ensaio de dobramento
Pu -	Carga suportada pelo corpo de prova no momento antes em que ele apresenta uma instabilidade na abertura de trinca durante o ensaio de dobramento, dentro da fase plástica do material
PF -	Ferrita Primária
PF(I) -	Ferrita Primária Intragranular
PF(G) -	Ferrita Primária de Contorno de Grão
Pmax -	Carga máxima
Pmin -	Carga mínima
R -	Razão de carga entre a carga mínima e a carga máxima
RGF -	Região de Grãos Finos
RGG -	Região de Grãos Grosseiros
S -	Enxofre
$\sigma_Y$ -	Tensão de escoamento
Sb -	Antimônio
Si -	Silício
Sn -	Estanho
T -	Comprimento efetivo do entalhe
TT -	Tratado Termicamente
TTAT -	Tratamento Térmico de Alívio de Tensão
Ti -	Titânio
TIG -	Tungsten Inert Gas
V -	Tensão de voltagem no arco(V)
Vc -	Deslocamento medido pelo extensômetro correspondente a Pc
Vm -	Deslocamento medido pelo extensômetro correspondente a Pm
Vu -	Deslocamento medido pelo extensômetro correspondente a Pu
$\nu$ -	Coeficiente de Poisson
v -	Velocidade de soldagem (m/s)
Vp -	Componente plástica registrada pelo extensômetro
W -	largura do corpo de prova
Y -	Fator de forma
z -	Altura do apoio do clip-gauge
ZL -	Zona de Ligação
ZF -	Zona Fundida
ZTA -	Zona Termicamente Afetada

## RESUMO

Neste trabalho, foram avaliadas a influência da variação microestrutural, das dimensões das amostras e da granulometria sobre a tenacidade de uma junta soldada de uma tubulação de aço API 5L-X60, utilizada em exploração de petróleo. Numa primeira análise foram realizados testes de resistência ao impacto Charpy em corpos de prova usinados das diferentes regiões da junta soldada na condição como soldado e tratados termicamente para alívio de tensões a 873K (600°C). Numa outra análise foram realizados testes de resistência ao impacto Charpy e de CTOD de carga máxima em corpos de prova com diferentes dimensões e usinados de duas regiões distintas do metal de solda. Os resultados obtidos mostraram significativas variações nos valores de resistência ao impacto e de tenacidade à fratura, demonstrando a importância da precisão de usinagem do entalhe na região de interesse da Zona Termicamente Afetada, da contribuição da região de grãos recristalizados do metal de solda e do estado de tensão e deformação na ponta da trinca, na avaliação das propriedades mecânicas de juntas soldadas obtidas por técnica multipasse.

## ABSTRACT

The effects of the microstructural variation, specimens dimensions and granulometry on the values of toughness of a High Strength Low Alloy (HSLA) pipeline steel API 5L-X60 welded joint used to petroleum exploration were investigated. In a first analysis, Charpy impact tests in specimens machined of different places of the welded joint were made on both as-welded and stress-relieved conditions at 873K (600°C). In the second analysis, Charpy impact tests and CTOD at maximum load ( $\delta_{max}$ ) in different specimens dimensions and machined of different places of the weld metal were made. The results showed significative variations in the values of impact resistance and fracture toughness, evidencing the importance of notch machined position in the Heat Affected Zone interest region, of contribution of the weld metal recrystallized grains and of the stress/strain state on the crack tip, on the estimation of the mechanical properties of welded joints produced by multipass technique.

## **CAPÍTULO 1**

### **1.0 Introdução**

Nestas duas últimas décadas tem havido um desenvolvimento considerável na produção e aplicação de aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) com limite de escoamento variando na faixa de 450 a 1800 MPa.

As vantagens da utilização destes aços consistem no fato de apresentarem uma maior razão resistência/peso e na sua capacidade de desenvolver boa tenacidade a um custo razoável (Philips, 1982, Brosilow, 1991). Esta combinação altamente desejável de resistência e tenacidade pode envolver todo um processamento siderúrgico que inclui, além da manutenção de baixos teores de carbono e adição específica de elementos de liga, o controle de impurezas, processamentos termomecânicos e/ou tratamentos térmicos. Deste modo é possível obter aços de microestrutura ferrítico-perlítica ou de microestrutura martensítica-revenida, com valores de resistência muito superiores aos obtidos em aços ao carbono, sem perda de suas características de soldabilidade e com propriedades ainda melhores de resistência ao impacto (Guimarães et al., 1996).

A utilização dos aços ARBL em pontes, edifícios, construções navais, tubulações para exploração de petróleo, etc., tem requisitado o desenvolvimento e a pesquisa de novos consumíveis para a sua soldagem, de forma a obter-se metais de solda com tenacidade e limite de resistência compatíveis com os metais de base (Ventrella et al., 1996). Para se obter tais propriedades, é necessário um controle rigoroso das microestruturas do metal de solda, o qual pode ser feito levando-se em consideração fatores como composição química, teor e distribuição de inclusões e ciclo térmico de soldagem (Ramsay et al., 1989, Akritov et al., 1991, Zhang & Farrar, 1997).

As aplicações dos aços ARBL, muitas vezes, exigem chapas com uma espessura considerável, sendo necessário, portanto, a execução de uma soldagem multipasse, ou seja a deposição de mais de um cordão de solda para o preenchimento efetivo da junta soldada (Hannerz, 1995).

Nas soldas multipasse, cada passe de solda, à exceção do último, é reaquecido em várias temperaturas pelo calor de soldagem dos passes subseqüentes. Este efeito, no caso da soldagem de metais com transformações de fase, como os aços ferríticos, naturalmente conduz a mudanças microestruturais no metal de solda e na zona termicamente afetada (ZTA), e conseqüentemente, a modificações nas suas propriedades mecânicas (Lin & Bowker, 1986, Akselsen et al., 1989).

O metal de solda, obtido por um processo de soldagem multipasse, pode ser dividido, basicamente, em duas regiões distintas: a região reaquecida, definida como sendo aquela austenitizada durante o aquecimento imposto pela deposição do passe subseqüente, a qual pode ainda ser subdividida em duas: uma região mais próxima à zona de ligação entre passes, que por experimentar

altas temperaturas, por um tempo maior, apresenta um crescimento de grãos pronunciado, e uma região mais afastada da zona de ligação, que apresenta um refino de grãos, por alcançar temperaturas próximas da temperatura de normalização do aço. O restante do cordão sofre um aquecimento a temperaturas inferiores à temperatura de austenitização. Seus grãos, embora revenidos, não sofrem alteração no seu caráter colunar (Rebello, 1987). Tanto o aporte de calor como a temperatura interpasse exercem uma influência marcante na partição destas duas regiões, podendo estas apresentarem diferentes propriedades mecânicas em função do percentual de grãos colunares e recristalizados (Tweed & Knott, 1987, Leal et al., 1996).

A aplicação de tratamentos térmicos de alívio de tensão (TTAT), uma prática comum das normas de construção de estruturas de aços soldadas, para reduzir as altas tensões residuais remanescentes do processo de soldagem e melhorar a tenacidade à fratura, pode ser usado tanto durante a fabricação do equipamento como após cada reparo em estruturas. Estes tratamentos quando não seguem rigorosamente as normas estabelecidas podem, em alguns casos, devido às temperaturas relativamente altas alcançadas e, ao longo tempo de permanência nessas temperaturas, proporcionar modificações microestruturais relevantes ou precipitação indesejada de carbonetos, que alteram significativamente as propriedades mecânicas da junta soldada (Costa et al., 1993).

Para avaliar as propriedades mecânicas das juntas soldadas podem ser realizados diversos tipos de ensaios. Entretanto, apesar de serem normalizados, alguns destes, como o ensaio de impacto Charpy e de tenacidade à fratura (CTOD), não levam em conta o posicionamento do entalhe, nem tampouco

a granulometria característica de cada região da junta soldada. Por exemplo, no caso da ZTA, esta análise prévia, permitiria identificar a região ou as regiões que poderiam influenciar negativamente nos resultados obtidos, tais como a região de grãos grosseiros (Lee et al., 1989). No caso do metal de solda multipasse, possibilitaria obter resultados diferentes de propriedades mecânicas, em função do percentual variado de grãos colunares e recristalizados (Braid & McGrath, 1986).

Além desse aspecto granulométrico, as diferentes dimensões dos corpos de prova podem exercer uma influência marcante nas propriedades mecânicas, devido às mudanças nos estados de tensão ou deformação, criadas pela variação da espessura (Nascimento, 1995).

Neste trabalho serão avaliadas as propriedades mecânicas de uma junta soldada de uma tubulação de aço ARBL API 5L-X60, levando-se em consideração o local de retirada e o posicionamento do entalhe dos corpos de prova, suas dimensões e o efeito do tratamento térmico de alívio de tensões.

### **1.1 Objetivos Específicos**

- Avaliar a influência da variação microestrutural, tanto no metal de solda como na ZTA, sobre a resistência ao impacto, utilizando corpos de prova Charpy, na condição como recebido e tratados termicamente para alívio de tensões.

- Avaliar a influência da espessura e da granulometria de corpos de prova usinados de diferentes regiões do metal de solda, sobre os resultados de

ensaios de impacto Charpy, realizados a 253K, 273K e à temperatura ambiente, 301K (-20°C, 0°C e à temperatura ambiente, 28°C).

- Avaliar a influência das dimensões e da granulometria de corpos de prova usinados de diferentes regiões do metal de solda sobre a tenacidade à fratura, através de ensaios CTOD realizados à temperatura ambiente.

## **CAPÍTULO 2**

### **2.0 Revisão Bibliográfica**

#### **2.1 Métodos de União de Metais**

Para uma determinada aplicação, é possível que vários processos de união de metais possam produzir resultados tecnologicamente similares. Nesse caso, portanto, a escolha deverá recair sobre aquele que for mais econômico. Entre os grandes grupos de processos dedicados à união de metais, destaca-se a Soldagem, do qual é possível obter inúmeras combinações, das quais resultam desde pequenas peças até estruturas gigantescas, exemplificadas pelas plataformas submarinas e naves espaciais (Welding Handbook, 1987) .

#### **2.2 Definição de Soldagem**

Na literatura é possível encontrar muitas definições para soldagem, que classicamente é considerada como um processo de união, entretanto um grande número de diferentes processos utilizados na fabricação e recuperação

de peças, equipamentos e estruturas abrange este termo. A Associação Americana de Soldagem (AWS A 3.0, 1989) encontrou uma definição meramente operacional para soldagem, que diz tratar-se de “um processo de união usado para obter a coalescência localizada de metais e não metais, produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a utilização de pressão e/ou material de adição”.

### **2.3 Processos de Soldagem**

Os processos de soldagem podem ser classificados em dois tipos: *soldagem por fusão e soldagem por pressão* (ou no estado sólido). Os processos de soldagem por fusão, por reunirem um maior número de aplicações, são os mais utilizados. Nestes tipos de processos, os mais comuns são aqueles onde a união entre metais pode ser conseguida pelo aquecimento destes através da chama de um gás combustível e o oxigênio (soldagem oxiacetilênica) ou por um arco elétrico, que consiste de uma descarga elétrica, sustentada através de um gás ionizado a alta temperatura, chamado plasma, o qual produz energia térmica suficiente para fundir localizadamente as peças a serem unidas. O arco elétrico consiste hoje, na fonte de calor mais usada na soldagem por fusão (Welding Handbook, 1978).

A soldagem a arco elétrico pode ser feita com eletrodo consumível, (processos MIG/MAG, Arame tubular, Eletrodo Revestido e Soldagem a Arco Submerso) e com eletrodo não-consumível (Soldagem TIG) (Welding Handbook, 1978).

A soldagem a Arco Submerso constitui um dos processos de soldagem mais importantes por ser um processo estável e suave, que gera poucos fumos e quase nenhum respingo, resultando num cordão de solda com acabamento uniforme e com uma transição suave entre este e o metal de base (AWS A 3.0, 1989).

### **2.3.1 Soldagem a Arco Submerso**

A soldagem a arco submerso é um processo em que a união entre os metais é obtida pelo aquecimento e fusão destes através de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo metálico nu e a peça de trabalho. O arco é aberto sob uma camada de um material granular, chamado de fluxo, que é colocado automaticamente sobre a região da solda, protegendo-a da contaminação pela atmosfera.

A adição de metal é obtida do próprio eletrodo, que tem a forma de fio e é alimentado por um dispositivo mecânico, podendo ser suplementada por outros eletrodos ou materiais contidos no fluxo de soldagem.

A operação é normalmente mecanizada, embora possa também ser realizada de forma semi-automática, isto é, o soldador é quem movimenta a tocha ao longo da junta e mantém a distância entre a tocha e a peça. Uma vez aberto o arco, o eletrodo e o fluxo são alimentados continuamente para a região do arco, enquanto a tocha é deslocada. O calor gerado pelo arco funde o eletrodo e parte da camada de fluxo e do metal de base quase que instantaneamente, formando a poça de fusão. O metal fundido e solidificado forma o cordão de solda e a parte fundida do fluxo forma a escória, que sobrenada a poça de fusão e se solidifica a

medida que o arco se afasta, resultando em uma camada protetora que evita a contaminação do cordão e reduz a sua velocidade de resfriamento (Welding Handbook, 1978, 1987).

O processo de soldagem a Arco Submerso é um processo de intensidade de energia intermediária, sendo o de mais alta eficiência térmica dentre os processos de soldagem a arco elétrico (Welding Handbook, 1978).

A Figura 2.1 ilustra esquematicamente este processo de soldagem.

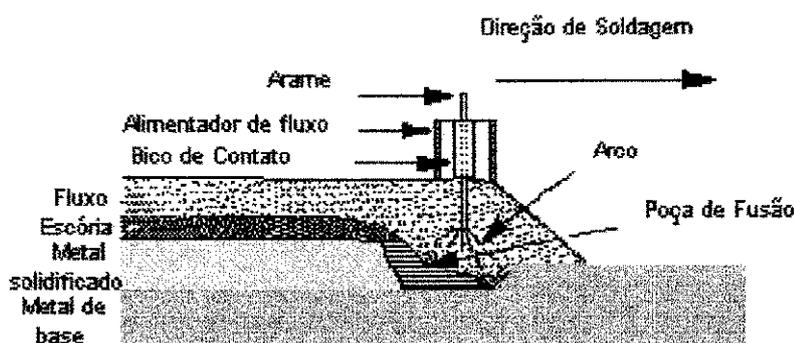


Figura 2.1 - Ilustração esquemática da soldagem a Arco Submerso (Marques, 1991).

## 2.4 Aplicações da Soldagem a Arco Submerso

A soldagem a Arco Submerso é muito utilizada na fabricação de estruturas tais como tubulações de plataforma marítima, cuja confecção tem exigido a utilização de aços de Alta Resistência e Baixa Liga. Estes aços, obtidos por processos termomecânicos de laminação controlada, contêm baixo teor de carbono e manganês e adições de elementos de liga inferiores a 0,1%, tais como Nb, V, Ti, Mo, Cr, entre outros (Pickering, 1977, Gomes et al., 1993a). Todos esses fatores em conjunto são responsáveis pelas suas características

combinadas de elevada resistência mecânica e boa tenacidade (Ferrante & Silvestre, 1990, Guimarães et al., 1996).

Os aços da classe API (American Petroleum Institute), com resistência ao escoamento variando na faixa de 450 a 1100 MPa constituem exemplos de aços ARBL (Ferrante & Silvestre, 1990, Guimarães et al., 1996, API Specification 5LX, 1980).

## **2.5 Ciclo Térmico de Soldagem**

A maioria dos processos de soldagem por fusão é caracterizada pela utilização de uma fonte de calor intensa e localizada. Esta energia concentrada proporciona temperaturas elevadas em pequenas regiões, conduzindo a altos gradientes térmicos e, como consequência, a elevados níveis de tensões internas, devido as restrições às dilatações e contrações térmicas, além também de alterações microestruturais tanto no cordão de solda como nas suas regiões adjacentes (Marques, 1991, Zeemann, 1998).

A forma e a intensidade com que estas alterações microestruturais ocorrem dependem, dentre outros fatores, da composição química dos materiais envolvidos (metal de base e consumíveis), e, principalmente, do ciclo térmico a que se submete a junta durante a soldagem. Portanto, o controle desse ciclo térmico é de primordial importância para a obtenção de uma junta soldada de boa qualidade (McCutcheon et al., 1983, Maciel, 1994).

O ciclo térmico de soldagem pode ser dividido, de maneira simplificada, em duas etapas básicas: *fornecimento de calor à junta e dissipação de calor pela peça*. Na primeira etapa, para a soldagem a arco elétrico, o

fornecimento de calor à junta pode ser representado pela energia de soldagem, definida como a quantidade de calor cedida à peça, por unidade de comprimento da solda (Marques, 1991), ou seja:

$$H = \frac{nVI}{v} \quad (2.1)$$

onde:

$H$  = energia de soldagem, em J/m;  $I$  = corrente de soldagem, em A;  
 $n$  = eficiência térmica do processo;  $v$  = velocidade de soldagem, em m/s;  
 $V$  = tensão no arco, em V

Na segunda etapa, a dissipação de calor ocorre principalmente por condução, das regiões aquecidas da peça para o restante do material.

A evolução da temperatura em diferentes pontos da junta soldada pode ser estimada teórica ou experimentalmente através da curva de ciclo térmico de soldagem exibida esquematicamente na Figura 2.2, a qual pode ser determinada por meio de um termopar elétrico conectado a um ponto qualquer da junta (Maciel, 1994).

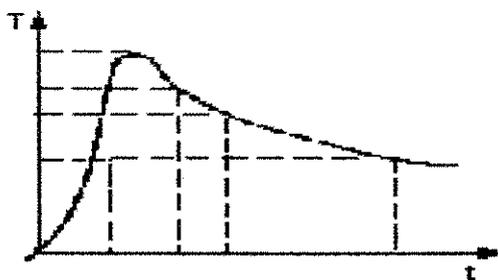


Figura 2.2: Ilustração esquemática da curva de ciclo térmico de soldagem

Os ciclos térmicos de soldagem dependem de diversas variáveis, entre elas, do tipo de processo utilizado, dos parâmetros de soldagem (corrente, tensão, velocidade de soldagem), das propriedades físicas do metal a ser

soldado (condutividade térmica, calor específico e densidade), da geometria e espessura da junta e da temperatura inicial da peça (Barlow, 1982, Sundaram et al., 1986, Leal et al., 1996, Rorvik et al., 1992).

Todas essas variáveis são de grande importância no que diz respeito aos efeitos metalúrgicos provocados na junta soldada, principalmente com relação à granulometria. Entretanto, 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 (Akritov, 1991, Maciel, 1994).

## 2.6 Macroestrutura de Soldas por Fusão

Uma solda por fusão apresenta quatro regiões básicas (Welding Handbook, 1987, Marques, 1991), como ilustra a Figura 2.3:

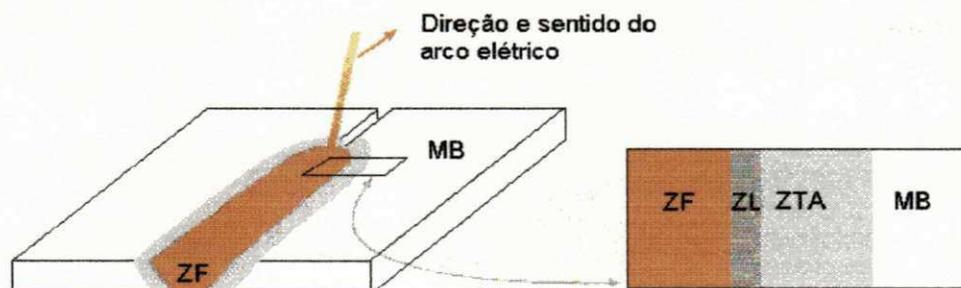


Figura 2.3 - Ilustração esquemática de uma junta soldada: ZF - Zona Fundida; ZTA - Zona Termicamente Afetada; MB - Metal de Base.

- Zona Fundida (ZF): também chamada metal de solda ou cordão de solda, constitui a região onde o material fundiu-se e solidificou-se durante a operação de soldagem. As temperaturas de pico nesta região são superiores à temperatura de fusão do metal.
- Zona de Ligação (ZL): parte do metal de base que sofreu fusão e que forma a interface entre a Zona Fundida e a Zona Termicamente Afetada.

- Zona Termicamente Afetada (ZTA): região não fundida do metal de base, mas que teve sua microestrutura e/ou propriedades alteradas pelo ciclo térmico de soldagem.
- Metal de Base (MB): região mais afastada da solda, não afetada pelo processo de soldagem.

## 2.7 Zona Fundida

No caso de soldas autógenas a zona fundida, também chamada metal de solda, é constituída, em sua totalidade, do metal de base levado à fusão e solidificado. Já com o emprego de metal de adição, ela se constitui de uma mistura de metal de adição e de uma parte do metal de base fundida e solidificada (Rebello, 1987).

A diluição constitui um fator importante, uma vez que ela dita o percentual do metal de base que participa da constituição do metal de solda, sendo dependente da geometria do chanfro e do tipo de processo de soldagem utilizado (Castro & Machado, 1989). Por exemplo, quanto mais estreito o chanfro, maior será o percentual de diluição, uma vez que o contato entre o arco e o metal a ser soldado será muito maior, atendendo recursos de economia e com capacidade de produzir soldas de alta qualidade e com mínimas distorções. Entretanto, esse maior estreitamento pode trazer alguns prejuízos à tenacidade da junta, devido ao risco de formação de trincas à quente (Castro & Machado, 1989). Soldas que necessitam de vários passes no processo de soldagem com Eletrodo Revestido, podem ser depositadas num único passe pelo processo de soldagem Arco Submerso, devido à sua elevada taxa de deposição, da qual resulta um maior percentual de diluição (Santos & Natal, 1989).

Quando o metal de solda for constituído por um único passe de solda, os seus grãos irão crescer perpendicularmente por epitaxia (nucleação de grãos a partir de um substrato guardando com ele a mesma orientação cristalográfica) a partir dos grãos da ZTA próximos à zona de ligação, tomando a forma colunar. Por outro lado quando o metal de solda for constituído por vários passes depositados sucessivamente (solda multipasse), sua constituição macrográfica será diferente conforme o tipo de metal depositado, se ele não exhibe pontos de transformação no estado sólido (é o caso do alumínio, cobre, níquel, entre outros), ou, ao contrário, apresente um ou mais pontos de transformação (Rebello, 1987).

A Figura 2.4 ilustra uma macroestrutura de solidificação de uma solda multipasse, com deposição de três passes, utilizando metal com pontos de transformação.

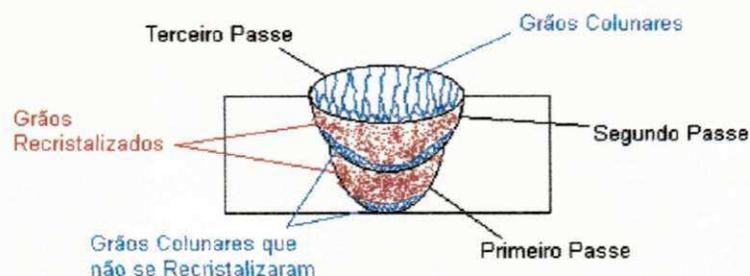


Figura 2.4 - Ilustração esquemática da macroestrutura de uma solda multipasse com pontos de transformação (Rebello, 1987).

Considerando-se, por exemplo, o segundo cordão, através da observação da Figura 2.4, a deposição do último passe impõe sobre ele um ciclo térmico de aquecimento e resfriamento. Na verdade, cada ponto do segundo cordão experimenta um ciclo térmico diferente, sendo a temperatura máxima atingida, função da distância do ponto considerado à zona de ligação entre o

segundo e o terceiro passe. No caso de aços ferríticos, isto equivale dizer que, no aquecimento, as regiões do segundo cordão foram todas austenitizadas a temperaturas tanto mais altas quanto mais próximas da zona de ligação for a região. As regiões mais afastadas experimentam um aquecimento a temperaturas mais baixas. Os fenômenos descritos se aplicam a todos os cordões com exceção, evidentemente do último que por não sofrer o efeito térmico de nenhum outro passe, apresenta estrutura bruta de fusão, constituída exclusivamente de grãos colunares. Dá-se o nome de região regenerada ou reauecida a região do cordão austenitizada durante o aquecimento imposto pela deposição do passe subsequente. Esta região regenerada pode ser subdividida em duas: sua parte mais próxima à zona de ligação com o outro passe, experimentando, por isto, um crescimento de grãos (região de grãos grosseiros) e sua parte que alcança temperaturas próximas da temperatura de normalização do aço (1073 a 1173K – 800 a 900°C), apresentando, por isto, um refino de grãos (região de grãos finos). O restante do cordão sofre um aquecimento em temperaturas inferiores (873K – 600°C aproximadamente); seus grãos, embora revenidos, não sofrem alterações no seu caráter colunar (Rebello, 1987).

A partição, num mesmo cordão, das regiões reauecida e de grãos permanecidos colunares, depende da energia de soldagem e da temperatura interpasse (Tweed & Knott, 1987, Leal et al., 1996).

Alguns autores mostraram que, através do aumento do número de passes, o percentual de região reauecida é fator controlador da tenacidade, devido a diferença na estrutura dos grãos, razão pela qual se deve minimizar o percentual da região de grãos colunares (Evans, 1989, Jorge et al., 1993a).

### **2.7.1 Constituintes Microestruturais de Metais de Solda de Aços Ferríticos**

As propriedades mecânicas dos metais de solda de aços ferríticos são fortemente influenciadas pela microestrutura resultante após o resfriamento. A nomenclatura para identificação, através de microscopia ótica, dos constituintes microestruturais presentes nos metais de solda desses aços, mais recente e mais aceita é proposta pelo documento IX. 1533-88 do Instituto Internacional de Soldagem (Perdigão, 1987, Abson & Duncan, 1988).

#### **2.7.1.1 Constituintes Microestruturais da Região de Grãos Colunares**

Ferrita Primária (PF) - pode nuclear no interior do grão austenítico, denominando-se Ferrita Primária Intragranular – PF(I), ou nos seus contornos, denominando-se neste caso, Ferrita Primária de Contorno de Grão – PF(G). Este constituinte é formado em condições de baixas taxas de resfriamento, adotando a forma de veios alongados ou grãos poligonais que delinham o contorno de grão da austenita prévia, sendo caracterizado por uma granulometria grosseira e baixo limite de resistência (Perdigão, 1987, Abson & Duncan, 1988). Quando junta de outros constituintes de maior resistência, a PF concentra maior deformação conduzindo à iniciação de trinca por clivagem, sendo, portanto, indesejável nos metais de solda (Horii & Ohkita, 1992).

Alguns autores afirmam que para se obter um máximo de tenacidade em metais de solda obtido por arco submerso, é necessário uma perfeita combinação dos consumíveis com os parâmetros de soldagem, para que seja inibida a formação da PF e haja favorecimento do aumento da ferrita acicular (AF) (Grong & Matlock, 1986, Evans, 1989).

Ferrita com Segunda Fase (FS) – pode-se apresentar como Ferrita com Segunda Fase Alinhada – FS(A), ou como Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada – FS(NA). Para ser considerada como FS a relação comprimento/largura deve ser maior que 4, caso contrário será considerada AF ou PF. A FS, por não possuir contornos de alto ângulo, não oferece resistência à propagação de trincas por clivagem, reduzindo a tenacidade do metal de solda. Considera-se como FS(A) quando se apresenta sob a forma de duas ou mais ripas paralelas. A sua nucleação ocorre no contorno ou dentro do grão austenítico. O formato grosseiro e paralelo dos grãos de FS(A) possibilita a formação de filmes de constituintes ricos em carbono nos seus contornos, fragilizando a microestrutura e facilitando a propagação de trincas. O mecanismo de formação e as características mecânicas da FS(NA) são os mesmos da FS(A). O que diferencia é que a FS(NA) não se mostra paralela, apresentando-se aleatoriamente entre os outros constituintes (Perdigão, 1987, Abson & Duncan, 1988, Horii & Ohkita, 1992).

Ferrita Acicular (AF) - formada no interior do grão austenítico, constitui-se por grãos extremamente finos, com diâmetros variando de 1 a 3  $\mu\text{m}$ , não alinhados e com contornos de alto ângulo (Perdigão, 1987, Abson & Duncan, 1988, Yang, 1990). Vários autores comprovaram que a morfologia de AF, juntamente com sua alta densidade de discordância lhe confere uma combinação de alta resistência mecânica e alta tenacidade (Svensson & Gretoft, 1990, Yang & Bhadeshia, 1991, Horii & Ohkita, 1992). Apesar dos efeitos benéficos da presença de AF no metal de solda, percentuais muito elevados deste constituinte podem provocar uma queda da tenacidade, atribuída a um excessivo endurecimento da matriz ferrítica (Farrar, 1987, Jorge, 1993, Jorge et al., 1993a).

Agregado de Ferrita e Carbonetos (FC) - estrutura formada de ferrita fina e carbonetos. Este constituinte apresenta-se como pequenas áreas escuras entre os grãos de ferrita. Se os grãos adjacentes forem maiores que este agregado, não será mais considerado como constituinte, mas sim como microfase (Perdigão, 1987, Abson & Duncan, 1988). Em ambos os casos a presença de carbonetos propicia sítios para nucleação de trincas por clivagem, reduzindo a tenacidade do metal de solda (Costa et al., 1993, Salvador et al., 1995).

Martensita (M) – forma-se sob altas taxas de resfriamento. Esta condição gera uma distorção na rede cristalina da austenita, causada pelo excesso de carbono em solução sólida, o que proporciona características de elevada dureza e resistência, com baixa tenacidade, sendo, portanto, indesejável em metais de solda de aços de alta resistência. A Martensita pode se apresentar de duas formas: *Maclada* e *Cisalhada*. A Martensita Cisalhada apresenta baixo teor de carbono e caracteriza-se pelo aspecto de ripas e a Martensita Maclada apresenta uma alta densidade de discordâncias com maior prejuízo à tenacidade. A distinção entre os dois tipos de Martensita não é possibilitada apenas com o uso de microscópio ótico (Perdigão, 1987, Abson & Duncan, 1988).

Austenita- Martensita (A-M) – microfase constituída por ilhas de martensita em meios de austenita retida. Segundo a literatura (Paranhos, 1984), tanto a presença de AF como de A-M são fundamentais para promover alta tenacidade na junta soldada, sendo este último, muito dependente de sua distribuição e morfologia, tornando-se nocivo à tenacidade quando encontrado sob a morfologia maclada, pois se concentra nos contornos de grão da austenita prévia, fornecendo posições preferenciais para iniciação e propagação de trincas por clivagem.

### 2.7.1.2 Constituintes Microestruturais da Região Reaquecida

A microestrutura da região reaquecida está intimamente relacionada à microestrutura da região de grãos colunares. Um cordão de solda, antes de sofrer o ciclo térmico pela deposição do passe subsequente, exibe uma microestrutura semelhante a da região de grãos colunares. Avaliar qual a microestrutura da região reaquecida, nada mais é do que avaliar o efeito deste ciclo térmico sobre a microestrutura pré-existente. Esta avaliação não pode ser feita sem que a composição química do cordão seja levada em consideração (Ferrante, 1989, Jorge et al., 1993b, Ventrella et al., 1996, Zhang & Farrar, 1997). Certos elementos, como o Mn e o Mo conferem uma certa estabilidade microestrutural durante o reaquecimento. Assim, em cordões de solda com estes elementos é possível que a microestrutura da região reaquecida pouco difira da microestrutura que lhe deu origem, isto é, a da região de grãos colunares. Já em cordões de solda pouco ligados, e sem estes elementos estabilizadores, existe a tendência de uma transformação total, ou parcial, da microestrutura da região reaquecida (Evans, 1977, Evans, 1986a).

Além da influência dos elementos de liga sobre a microestrutura da região reaquecida, deve-se levar em conta a temperatura atingida no ciclo térmico de reaquecimento. Na região de grãos grosseiros, forma-se uma microestrutura mista semelhante à da região de grãos colunares, principalmente quando se tratar de cordões ligados, composta basicamente por AF, FS e PF. Já na região de grãos finos, os novos grãos austeníticos formados no reaquecimento são bem menores, o que diminui bastante a temperabilidade, conduzindo a uma microestrutura ferrítico-perlítica (Jorge et al., 1993b).

### **2.7.2 Influência do Ciclo Térmico**

A presença e o percentual de cada um dos constituintes descritos dependerá, entre outras coisas, do ciclo térmico a que se submete a junta durante a soldagem (Maciel et al., 1994). Através das Curvas de Transformação em Resfriamento Contínuo (curvas CCT) do metal de solda, pode-se estimar a relação entre a taxa de resfriamento e a microestrutura resultante. Taxas muito lentas dão origem a maiores percentuais de PF, sendo este o primeiro constituinte a se formar no metal de solda, seguido de pequenas proporções de FS e, posteriormente de AF. A medida que se aumenta a taxa de resfriamento, ocorre uma redução gradual no percentual de PF e aumentos crescentes no percentual de AF e FS, até valores em que se inicia a formação de M. 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 constituinte (Glover et al., 1977, Horii & Ohkita, 1992) . Os elementos de liga também exercem um papel fundamental na formação destes, os quais, à exceção do Co, deslocam as curvas CCT para a direita, proporcionando a formação de constituintes de maior resistência (Grong & Matlock, 1986).

### **2.7.3 Influência da Composição Química**

Os elementos de liga presentes no metal de solda são provenientes principalmente dos consumíveis de soldagem, muito embora possam também ser oriundos da diluição com o metal de base. Esses elementos apresentam um efeito complexo tanto nas transformações microestruturais como no percentual de constituintes presentes nos metais de solda de aços ARBL. Portanto, para se ter

um bom conhecimento da metalurgia dos depósitos de solda, deve-se procurar conhecer os mecanismos de atuação individual dos principais elementos microligantes (Ventrella et al., 1996).

## **2.8 Zona Termicamente Afetada**

A caracterização da Zona Termicamente Afetada, região compreendida entre a zona de ligação, adjacente ao metal de solda, e o metal de base não afetado pelo ciclo térmico de soldagem, depende das propriedades do metal de base sendo soldado, passíveis de serem afetados pela soldagem, ou seja, pelo ciclo térmico a ela associado (Akselsen et al., 1989, Ranade et al., 1995).

### **2.8.1 Regiões da Zona Termicamente Afetada**

Numa solda de um único passe, por exemplo, há quatro regiões características na ZTA, dependendo da temperatura de pico que a região foi exposta durante o ciclo térmico de soldagem:

Região de grãos grosseiros – Região adjacente ao metal de solda que foi submetida a temperaturas próximas da temperatura de fusão do aço, sofrendo por isso um crescimento de grãos pronunciado. Devido à alta taxa de resfriamento e à ausência de pontos de transformação, evidenciada por uma menor área de contornos de grão, que lhe proporciona uma maior temperabilidade, esta região geralmente possui constituintes frágeis e de baixas temperaturas de transformação, como a martensita, que causa prejuízos à tenacidade (Kikuta et al., 1986, Lee et al., 1989).

Região de grãos finos – Nesta região, aquecida entre 1173 e 1373K (900 e 1100°C), ainda dentro do campo austenítico, os grãos não dispõem nem de tempo, nem de temperatura para crescer, e o resultado observado é um refino microestrutural. A microestrutura final, após o resfriamento, dependerá da velocidade de resfriamento e da composição química do metal de base, no entanto a granulação mais fina torna esta região menos temperável que a região de grãos grosseiros. Portanto a preocupação da perda de tenacidade devido à formação de microestruturas de têmpera merece menos consideração (Doc. IIS-IIW-1128-91, 1994).

Região Intercrítica - aquecida entre 996 e 1173K (723 e 900°C), apresenta um refino parcial dos grãos, devido à transformação parcial da estrutura original do metal de base. A microestrutura resultante do resfriamento é mista, ou seja, constituída de austenita retida, ferrita com segunda fase alinhada ou martensita (Doc. IIS-IIW-1128-91, 1994).

Região Subcrítica - aquecida abaixo de 996K (723°C), esta região não é afetada microestruturalmente, devido às temperaturas atingidas, sofrendo apenas, um efeito de revenimento. Entretanto, para aços ligados, é possível que ocorra algum endurecimento secundário devido à formação de precipitados de carbonetos finamente dispersos (Doc. IIS-IIW-1128-91, 1994).

Nas soldas multipasse estas regiões experimentam ciclos térmicos múltiplos, resultando numa distribuição não homogênea e complicada, cujas microestruturas formadas se relacionam de uma maneira complexa com a composição química do aço e com os ciclos térmicos produzidos pela deposição sucessiva dos passes de solda (Lin et al., 1986, Lee et al., 1989, Ranade et al., 1995).

Cada passe de solda exerce um efeito endurecedor na região da ZTA que lhe é adjacente (região austenitizada ou de grãos grosseiros) e um efeito de revenimento (região subcrítica) nas regiões mais afastadas (Zalazar & Quesada, 1998). Os grãos finos observados, próximos à zona de ligação, se devem ao efeito de normalização exercido pelos passes subsequentes (Lin et al., 1986). Deste modo, a região endurecida pelo primeiro passe se encontra na região revenida pelo segundo passe, e assim sucessivamente. O único passe que não se beneficia deste tipo de revenimento é, evidentemente, o último. A ZTA que ele origina guarda a dureza original do aço transformado sem revenimento posterior. Alia-se a este fato, o agravante de que esta ZTA dura irá coincidir com a região do pé do cordão, que é um local de intensa concentração de tensões, devido a variação de seção. Nos aços de alta resistência, este fato pode tomar proporções inaceitáveis, sendo por isso prática usual nestes casos, realizar um passe adicional, uma vez completada a solda, com o objetivo exclusivo de revenir a ZTA do último passe, sendo por isso chamado de passe de revenimento ou de beneficiamento (Rebello, 1987).

## **2.9 Tensões Residuais de Soldagem**

Durante a soldagem por fusão a arco elétrico, com já foi dito, ocorre no metal de base um aquecimento quase instantâneo, muito localizado, que faz com que, num dado momento, uma pequena porção deste material atinja a fusão formando uma poça (poça de fusão), para posteriormente se solidificar formando a zona fundida (ou metal de solda).

Qualquer material metálico dilata quando é aquecido e contrai quando resfriado. No processo de soldagem por fusão, as adjacências da solda, ou seja, a Zona Termicamente Afetada, se aquece desde a temperatura ambiente até quase a temperatura de fusão do aço. Por esta razão, dilata-se, tanto mais quanto maior for a temperatura atingida. Como não consegue aumentar seu volume pois todo o restante do componente não permite, por permanecer em temperaturas inferiores, esta região passa a ser comprimida e as tensões de compressão aumentam até que o limite de escoamento do material seja ultrapassado em compressão. Portanto ao final da etapa de aquecimento a ZTA se encontra com o mesmo tamanho inicial e deformada em compressão. Ao resfriar-se, a tendência é de que se contraia. Inicialmente é aliviada da compressão e, por não conseguir reduzir seu tamanho, porque o restante do componente não permite, ela acaba sendo tracionada até que as tensões de tração ultrapassem o limite de escoamento em tração, e de novo o material se deforma para acomodar esta elevada tensão.

O material somente se deformará sob tensões superiores à de escoamento. As tensões inferiores ao limite de escoamento permanecem ao final da soldagem, sendo chamadas tensões residuais, cuja magnitude é a do próprio limite de escoamento do material na temperatura ambiente, consideradas, portanto tensões elevadíssimas (Antunes, 1995, Zeemann, 1998).

Deve ser ressaltado que, na estrutura soldada, as tensões que atuam em determinado local da junção são o resultado de um somatório de tensões: das tensões de montagem, tensões residuais preexistentes no material, originadas na fabricação dos mesmos, e das tensões residuais produzidas no cordão de solda em decorrência do ciclo térmico de soldagem, as quais foram

vistas anteriormente e mostraram ser resultantes de fenômenos metalúrgicos e mecânicos, tais com deformação plástica e transformações de fase (Antunes, 1995).

## **2.10 Tratamentos Térmicos de Alívio de Tensão**

Os tratamentos térmicos de alívio de tensão (TTAT) consistem numa prática comum das normas de construção de estruturas de aços, tais como vasos de pressão, tubulações para exploração de petróleo e plataformas marítimas, para reduzir as tensões residuais produzidas durante o ciclo térmico de soldagem e aumentar a tenacidade da junta soldada, evitando o risco de falhas catastróficas durante o uso desses tipos de estruturas (Costa et al., 1993, Gomes et al., 1993a).

Segundo os códigos de fabricação, o ciclo de TTAT consiste em aquecer uniformemente o componente soldado a uma velocidade de aquecimento controlada até a temperatura de tratamento térmico, conservando-se nesta temperatura por um determinado período, que geralmente é função da espessura da junta soldada, de maneira que o limite de escoamento do material fique reduzido a valores inferiores aos dos níveis das tensões residuais. Nestas condições as tensões residuais são minimizadas pelas deformações plásticas locais. Por fim, realiza-se o resfriamento controlado para evitar a contração brusca do material, que pode causar a formação de novas tensões residuais (Ferraresi & Trevisan, 1997, Zeemann, 1998).

Contudo pode ocorrer que em certas condições de fabricação as especificações do código sejam alteradas. Uma alteração bastante comum

consiste em prolongar o tempo de tratamento térmico de relaxamento. Para o metal de base, este tratamento térmico normalmente apresenta benefícios às propriedades de resistência ao impacto devido ao revenimento da martensita formada na ZTA. Contudo, para o metal de solda este pode propiciar resultados indesejáveis, uma vez que o prolongamento no tempo pode induzir o fenômeno de endurecimento por precipitação, o que conseqüentemente provocaria a sua fragilização. Deste modo, o tratamento térmico poderá prejudicar os benefícios conseguidos pela redução das tensões residuais (Fick & Rogerson, 1978, Jorge & Rebello, 1990, Gomes et al., 1993a, Salvador et al., 1995). No caso de aços ARBL, o percentual de elementos microligantes deve ser mantido em um mínimo, para reduzir os riscos de precipitação (Billy, 1980) .

Vários autores têm estudado o efeito do tratamento térmico de alívio de tensões na microestrutura e propriedades mecânicas de metais depositados (Insfran et. al., 1992, Costa et al., 1993, Dhooge & Vinckier, 1993, Gomes et. al., 1993b, Ferraresi & Trevisan, 1997). Estes trabalhos estão fundamentados não só nos níveis de tensão como na influência de elementos de liga, cujo efeito refinador na ferrita acicular tem provocado as mais diferentes discussões sobre os seus comportamentos no tratamento de relaxamento de tensões do metal depositado.

### **2.11 Avaliação das Propriedades Mecânicas em Juntas Soldadas**

As propriedades mecânicas de um dado produto metálico podem ser avaliadas através da realização de vários tipos de ensaios, os quais são realizados pela aplicação de um dos tipos de esforços possíveis, para determinar

a sua resistência a cada um desses esforços. A finalidade desse produto, os tipos de esforços a que vai se submeter e as propriedades mecânicas que se deseja avaliar são fatores que devem ser considerados na escolha do ensaio mecânico mais adequado.

Existem especificações para todo tipo de produto metálico fabricado, e nestas constam os ensaios mecânicos que devem ser realizados, para se saber se tal produto está em conformidade com a finalidade proposta, bem como a posicionamento de usinagem das amostras para os testes, a fim de que possam ser representativas do material a ser ensaiado, devido a possibilidade de variações nas propriedades, conforme a região de onde foi retirada.

No caso de juntas soldadas os ensaios mais realizados são: resistência à tração, dureza, resistência ao impacto e tenacidade à fratura (AWS B4.0 – 74, 1979).

### **2.11.1 Ensaio de Impacto Charpy**

O ensaio de impacto Charpy é muito utilizado para determinar a tendência de um material comportar-se de maneira frágil. Sob este aspecto é possível definir, através deste, a temperatura de transição dúctil-frágil dos aços e a energia absorvida na fratura sob várias temperaturas (ASTM E-23, 1981).

Neste ensaio, um corpo de prova padronizado, com entalhe em forma de V, para agir como concentrador de tensões, é apoiado em posição horizontal e carregado na face oposta ao entalhe pelo impacto de um martelo, apoiado na extremidade de um pêndulo (ASTM E-23, 1981). A Figura 2.5 ilustra esquematicamente este corpo de prova.

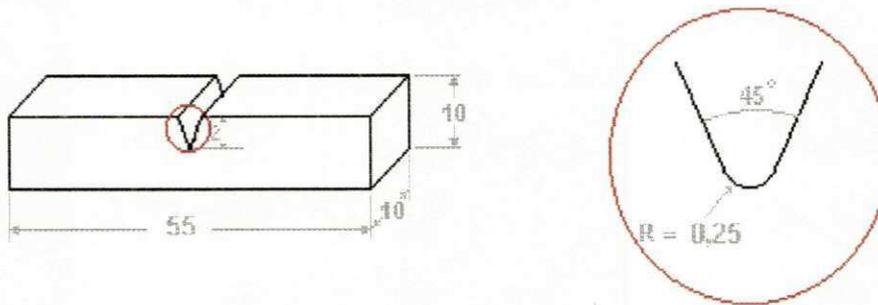


Figura 2.5 - Ilustração esquemática do corpo de prova utilizado no teste de impacto Charpy (ASTM E23, 1981). Todas as medidas devem ser multiplicadas por  $10^{-3}$  m.

Esse pêndulo é ajustado num ponto de tal maneira que sua energia cinética no ponto de impacto tenha um valor fixo e especificado. Com o impacto do martelo, o corpo de prova é forçado a se dobrar e quebra. Após romper o corpo de prova, o martelo sobe até uma altura que é inversamente proporcional à energia absorvida pela amostra para deformar e romper. Assim, quanto menor a altura atingida pelo martelo, mais energia o corpo de prova absorveu. Essa energia é lida diretamente em um mostrador calibrado do equipamento de ensaio (ASTM E23, 1981). A Figura 2.6 ilustra esquematicamente a máquina de ensaio, conhecida como pêndulo Charpy.

Uma outra medida importante obtida do ensaio Charpy se refere à observação da superfície da fratura das amostras para determinar se a fratura é dúctil, frágil ou uma mistura destas duas. Geralmente, faz-se uma estimativa do percentual do tipo de fratura através de observação visual da superfície de fratura. A superfície facetada da fratura por clivagem possui elevada refletividade e aparência brilhante, enquanto que a superfície da fratura dúctil (composta de pequeníssimas cavidades ou "dimples") por absorver a luz incidente, tem, como consequência, aparência escura (Metals Handbook, 1974).

O ensaio Charpy é utilizado freqüentemente como controle de qualidade e teste de aceitação de materiais. No entanto, a principal dificuldade é que os resultados deste ensaio não têm muita aplicabilidade como dados de projeto, já que não há medidas em termos do nível de tensão, dificultando correlacionar os valores de energia obtidos com o desempenho em serviço. Na execução do ensaio, o entalhe é submetido a uma tensão de tração logo que o corpo de prova é flexionado pelo choque com o martelo, produzindo um estado triaxial de tensões, que depende das dimensões do corpo de prova e do raio do entalhe. Por isso esse ensaio não fornece um valor quantitativo da tenacidade do material, uma vez que ele representa apenas a tenacidade para um dado estado de tensões causado pela geometria do entalhe e dimensões do corpo de prova utilizado (Dieter, 1981, Souza, 1982).

Além disso, no caso de juntas soldadas, o arredondamento do fundo do entalhe não garante que a fratura seja iniciada em uma região de interesse particular, dificultando assim a avaliação da tenacidade específica de uma dada microestrutura (Rebello, 1986, Insfran et al., 1992).

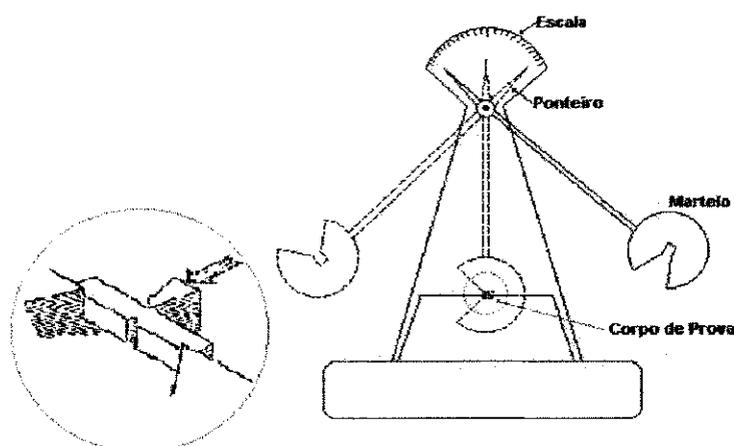


Figura 2.6 - Ilustração esquemática da máquina de ensaio utilizada no teste de impacto Charpy.

que se refere às juntas soldadas, onde esta propriedade é bastante exigida (Brosilow, 1991).

A Mecânica da Fratura divide-se em dois segmentos: Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) e Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP). A MFLE é utilizada para materiais com comportamento frágil, materiais de alta resistência mecânica que trabalham dentro do regime linear-elástico. Para os materiais de baixa e média resistência mecânica, onde o tamanho da zona plástica na ponta do defeito é suficientemente grande para não poder ser desconsiderado (o que não ocorre para a MFLE) utiliza-se a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (Wells, 1961, 1963).

### **2.12.1 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica**

Como os parâmetros descritos pela MFLE não se aplicam aos aços de baixa e média resistência mecânica e elevada tenacidade, tornou-se necessário procurar novos conceitos através da MFEP, para caracterizar a fratura dos mesmos. Foi aí que surgiu então o conceito de CTOD, "Crack Tip Opening Displacement" ou "Deslocamento de Abertura da Ponta da Trinca". Sugerido por Wells (1961, 1963), o método baseia-se na hipótese de que quando ocorre plasticidade significativa, o processo de fratura é controlado primariamente pela intensa deformação adjacente à ponta da trinca e que a separação das superfícies da trinca, na ponta da mesma, ou abertura na ponta da trinca, é uma medida desta deformação.

O modelo proposto por Wells (1961, 1963), embora não seja o mais utilizado atualmente para o fornecimento da expressão de  $\delta$  (CTOD), é de grande

valor histórico, por ter sido o primeiro de aceitação internacional e por ter estabelecido a sistemática da curva de projeto, que permite a determinação de tamanhos máximos de defeitos admissíveis numa dada estrutura. Outros modelos para a curva de projeto surgiram, com avaliações mais realistas, após o modelo apresentado por Wells (1961, 1963), os quais permitiram chegar a expressões que fornecem os valores de  $\delta$  para as trincas existentes, modos de carregamento e tensões atuantes. Entre eles o de Burdekin e Dawes (1971) e o de Dawes (1974, 1980).

Burdekin e Dawes (1971) estabeleceram uma curva de projeto, a qual levava à determinação de defeitos pouco conservadores. Após resultados experimentais realizados no Instituto de Soldagem na Inglaterra, Dawes (1974, 1980), com o propósito de aumentar a segurança da curva de projeto propôs uma nova curva a qual foi adotada pelo documento britânico PD 6493 (1980), para análise de defeitos em estruturas e componentes.

A Figura 2.7 ilustra esquematicamente as curvas de projeto propostas por Wells (1961, 1963), Burdekin e Dawes (1971) e Dawes (1974, 1980).

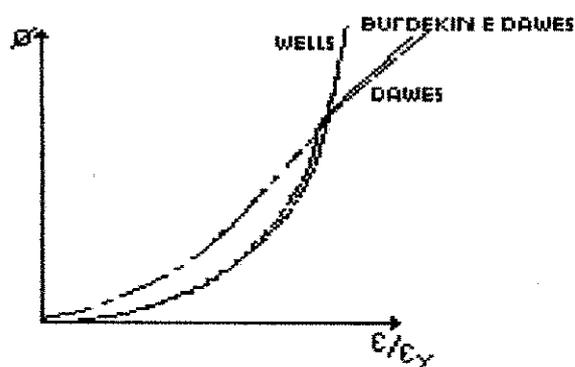


Figura 2.7 - Curvas de Projeto de Wells (1961, 1963) Burdekin e Dawes (1971) e Dawes (1974, 1980).

### 2.12.1.1 Ensaio de Tenacidade à Fratura CTOD

O ensaio de CTOD consiste em determinar valores de deslocamento de abertura de ponta de trinca, através do dobramento de um corpo de prova, para ensaio do tipo flexão em três pontos, semelhante aos apresentados pela Figura 2.8(a) e (b), em dispositivo apropriado e velocidade definida segundo a norma BS 5762 (1979), após o seu trincamento por fadiga.

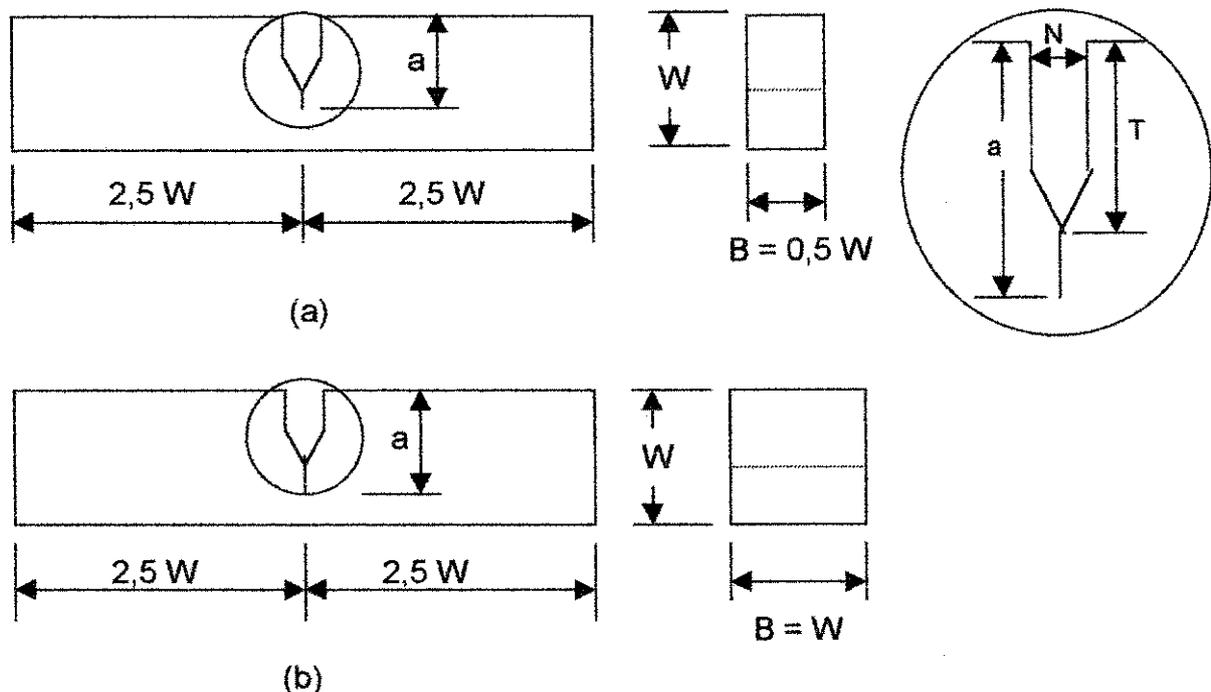


Figura 2.8 - (a) Corpo de prova para ensaio CTOD com geometria preferencial; (b) Corpo de prova para ensaio CTOD com geometria subsidiária (BS 5762, 1979).

Os valores obtidos no ensaio de CTOD podem ser utilizados como medidas de tenacidade à fratura para materiais metálicos, especialmente àqueles que exibem uma mudança de comportamento de dúctil para frágil com a diminuição da temperatura. Durante o ensaio de dobramento são registrados num gráfico o sinal de carga (ordenada) e o sinal de deslocamento de abertura da trinca (abscissa), onde são retiradas informações de carga, componente plástica

(deslocamento em m) e o tipo de curva (BS 5762, 1979). A Figura 2.9 ilustra esquematicamente os tipos de curvas que podem ser obtidas num ensaio de CTOD.

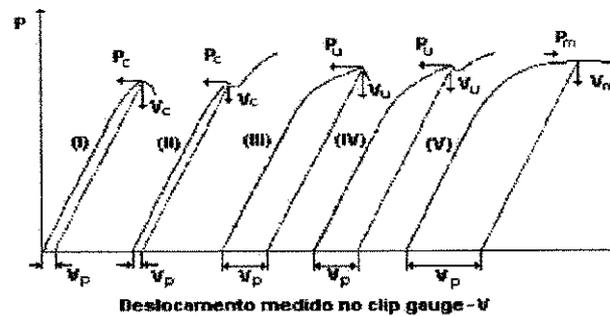


Figura 2.9 - Curvas de força (P) x deslocamento (Vp) obtidas no ensaio CTOD utilizando extensômetro de fratura (BS 5762, 1979).

Curva I -  $\delta_c$  ou CTOD crítico. O corpo de prova apresenta uma instabilidade na abertura de trinca durante o ensaio de dobramento; ocorre queda da carga sem recuperação ainda na fase elástica do material. A carga máxima será o ponto máximo antes da instabilidade.

Curva II -  $\delta_c$  ou CTOD crítico. O corpo de prova apresenta as mesmas considerações da curva I, porém com recuperação da carga. A carga máxima será o ponto máximo antes da instabilidade.

Curva III -  $\delta_u$  ou CTOD com deformação plástica. O corpo de prova apresenta uma instabilidade na abertura da trinca durante o ensaio de dobramento. Ocorre queda da carga sem recuperação, na fase plástica do material. A carga máxima será o ponto máximo antes da instabilidade.

Curva IV -  $\delta_u$  ou CTOD com deformação plástica. O corpo de prova apresenta as mesmas considerações da curva III, porém com recuperação da carga. A carga máxima será o ponto máximo antes da instabilidade.

Curva V -  $\delta_m$  ou CTOD máximo. O corpo de prova apresenta uma propagação de trinca estável durante o ensaio de dobramento, porém não ocorre instabilidade. A carga máxima será o ponto máximo da curva (BS 5762/79, 1979).

Segundo a norma BS 5762/79 (1979), para a abertura da pré-trinca de fadiga, as seguintes condições devem ser satisfeitas:

$$R = P_{\min} / P_{\max} = 0 \text{ a } 0,1;$$

$$Kf < 0,63 \sigma_y B^{1/2};$$

$$Kf = \frac{P}{B\sqrt{W}} \cdot Y \left( \frac{a}{W} \right) \quad (2.2)$$

onde:

$P_{\min}$  = Carga mínima e  $P_{\max}$  = Carga máxima

$Kf$  = Fator de intensidade tensão em fadiga

$\sigma_y$  = Tensão de escoamento

$Y$  = Fator de forma tabelado para  $a/W$  variando de 0,015 a 0,7.

O valor do CTOD segundo a norma britânica BS 5762 (1979) é calculado pela seguinte expressão:

$$\delta = \frac{K^2(1-\nu^2)}{2\sigma_y E} + \frac{0,4(W-a)}{0,4W + 0,6a + z} \cdot V_p \quad (2.3)$$

onde:

$\delta$  = valor de CTOD

$E$  = módulo de elasticidade

$\nu$  = coeficiente de Poisson

$V_p$  = componente plástica registrada pelo extensômetro

$z$  = altura do suporte de fixação do extensômetro ("clip-on-gauge")

$P$  = carga

$K$  = fator de intensidade de tensão

### 2.12.1.2 Geometria dos Corpos de Prova para Ensaios CTOD

A norma BS 5762/79 (1979) apresenta duas geometrias distintas de corpos de prova para ensaios CTOD as quais podem ser retangular (preferencial) ou quadrada (subsidiário), conforme ilustração esquemática apresentada pela Figura 2.8(a) e (b).

A opção entre uma das geometrias dos corpos de prova é feita levando-se em conta alguns fatores principais no caso de ensaio de juntas soldadas: quantidade de material disponível, espessura do material, região de interesse da junta soldada e tipo de defeito apresentado.

Pequenas quantidades de material podem levar à opção pela geometria subsidiária, que permite a usinagem de corpos de prova menores. Quando a atenção está voltada para a ZTA de juntas soldadas, a escolha do corpo de prova pode depender da região de interesse. O corpo de prova subsidiário, por ser quadrado, pode ser entalhado tanto na superfície da chapa (paralelo ao cordão de solda) quanto na espessura (paralela a ZTA) como ilustra a Figura 2.10(b) e 2.10(c) respectivamente. Já o corpo de prova preferencial só permite esta última posição, como ilustra a Figura 2.10(a). Portanto, quando se deseja analisar uma região específica da ZTA, posicionando-se a trinca de fadiga paralela ao cordão de solda, a única alternativa é usar o corpo de prova subsidiário (Welding Institute's Engineering Department, 1982, Squirrel et al., 1986).

Em soldas multipasse a análise de tenacidade à fratura pode ser feita tanto com corpos de prova CTOD com geometria preferencial, conforme ilustrado na Figura 2.10(a), como com corpos de prova subsidiários, desde que o

entalhe seja posicionado ao longo da espessura, com ilustra a Figura 2.10(c). Esta posição do entalhe pode coincidir tanto com a região colunar como com a região reaquecida de grãos grosseiros e de grãos finos. Isto é importante, uma vez que se a ponta do entalhe for paralela à superfície da chapa (caso de corpos de prova subsidiários tipo c) pode ocorrer que apenas a região de grãos finos seja atingida, resultando em valores superestimados da tenacidade (Squirrel et al., 1986).

Na avaliação de uma solda que apresente uma trinca passante, a escolha do corpo de prova do tipo preferencial será a mais adequada, ao passo que na probabilidade de existência de trincas superficiais, a escolha recorrerá ao corpo de prova do tipo subsidiário (Welding Institute's Engineering Department, 1982, Squirrel et al, 1986)

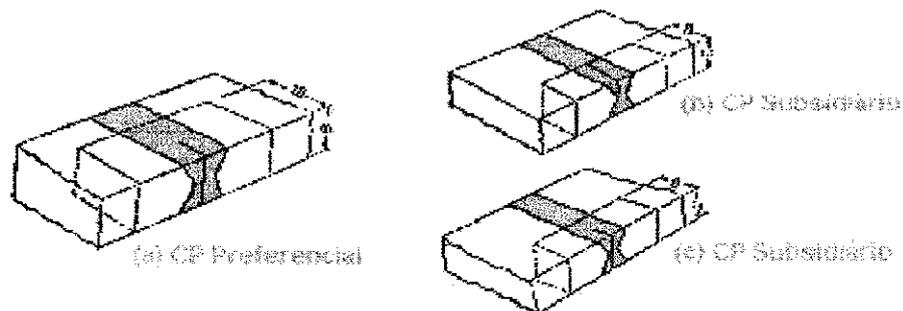


Figura 2.10 - Ilustração esquemática do posicionamento do entalhe quanto ao tipo de corpo de prova para ensaio CTOD (Pinheiro, 1989).

## **CAPÍTULO 3**

### **3.0 Material e Procedimentos Experimentais**

#### **3.1 Material**

O material utilizado para o desenvolvimento deste trabalho consistiu de uma tubulação de aço ARBL utilizada em exploração de petróleo, proveniente de Angra dos Reis, Rio de Janeiro, e cedida pela PETROBRÁS, com especificação API 5L-X60.

A tubulação, com diâmetro interno de  $60,96 \times 10^{-2}$ m e espessura média de  $17,5 \times 10^{-3}$ m, era constituída por soldas longitudinais e transversais, obtidas respectivamente pelos processos de soldagem a Arco Submerso e Eletrodo Revestido. A Figura 3.1 apresenta uma ilustração esquemática desta tubulação. Os parâmetros de soldagem, realização e condições de tratamento térmico de alívio de tensões constituem informações desconhecidas do fornecedor.

Para o presente estudo apenas as propriedades mecânicas da solda longitudinal foram avaliadas. A solda longitudinal apresentava chanfro em duplo V, com um passe externo e outro interno ao tubo, totalizando 2 passes de solda.

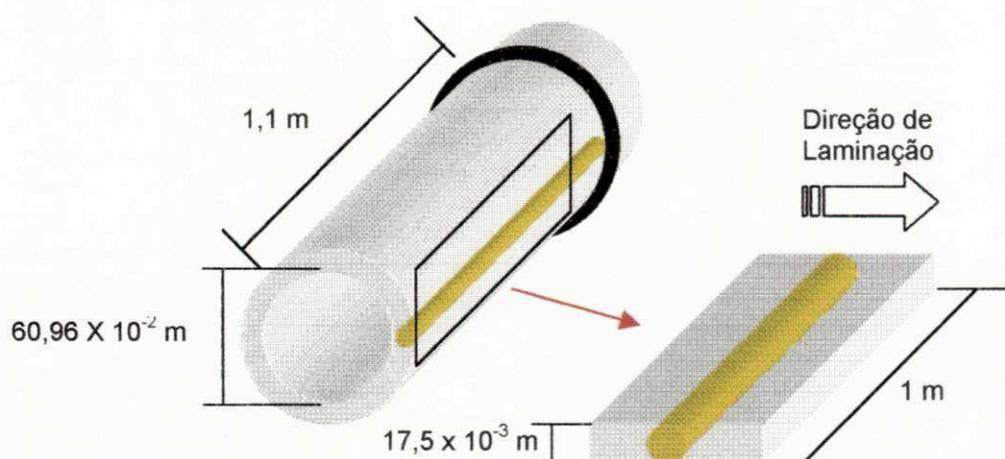


Figura 3.1 - Ilustração esquemática da tubulação e da secção da região da junta longitudinal.

A Tabela 3.1 apresenta a composição química do metal de base e do metal de solda.

Tabela 3.1: Composição química do Metal de Base (MB) e do Metal de Solda (MS) em % (percentagem) em peso.

Material	Elementos Químicos									
	C	S	P	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	V	Mo
MB	0,13	0,011	0,019	1,28	0,36	0,0	0,12	0,0	0,03	0,0
MS	0,11	0,018	0,020	1,64	0,68	0,03	0,04	0,08	0,018	0,20

## **3.2 Procedimentos Experimentais**

### **3.2.1 Corte do Tubo**

O processo de corte a gás manual foi utilizado para separar a região da junta soldada do restante do tubo, conforme ilustração esquemática apresentada na Figura 3.1. Em seguida os corpos de prova para ensaios de impacto Charpy, resistência à tração e tenacidade à fratura, CTOD, foram usinados segundo as normas ASTM E23 (1981), AWS B4.0-74 (1979) e BS 5762 (1979) respectivamente.

### **3.2.2 Ensaio de Impacto Charpy**

Os ensaios de impacto Charpy foram conduzidos segundo a norma ASTM E23 (1981) numa Máquina Universal para Ensaios de Materiais, tipo PW 30/15K, nº 27, ano 1982, apresentada na Figura 3.2.

Numa primeira análise, os corpos de prova foram usinados com seções de  $55 \times 10 \times 7,5 \times 10^{-3}$ m, com entalhes posicionados no metal de solda e na ZTA, como ilustra esquematicamente a Figura 3.3.

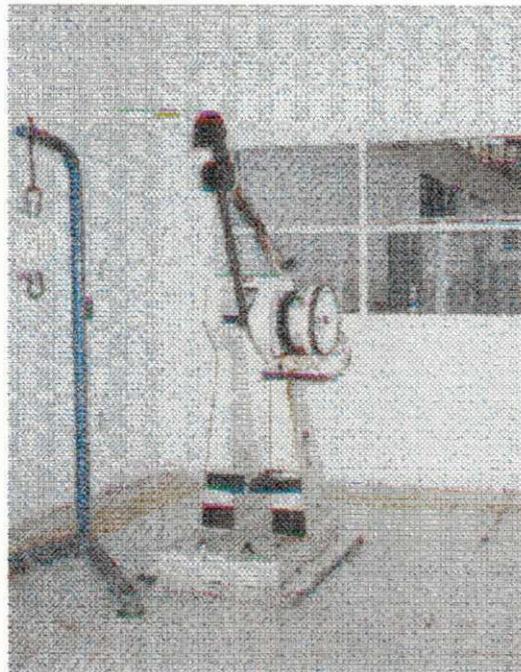


Figura 3.2 – Máquina Universal para Ensaio Charpy.

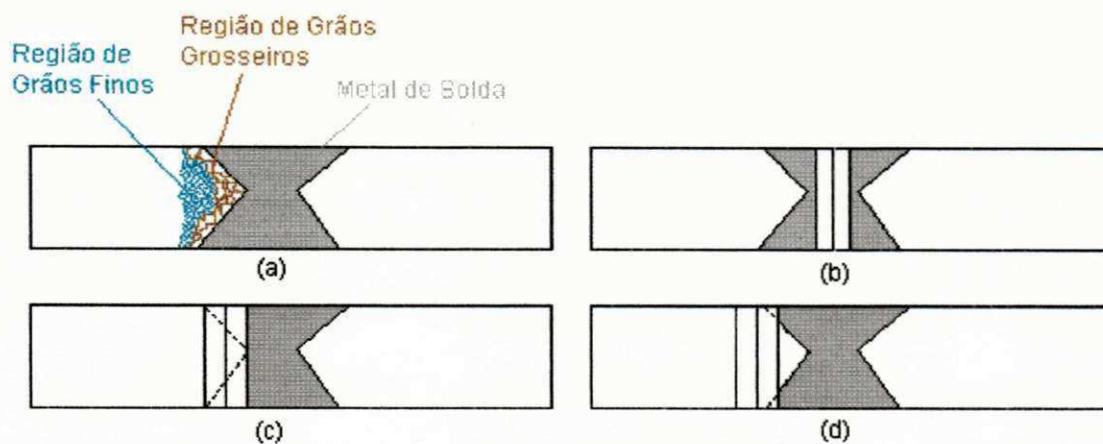


Figura 3.3 – Ilustração esquemática da usinagem dos corpos de prova Charpy nas diferentes regiões da junta soldada (a), com entalhes posicionados no Metal de Solda (b), na Região de Grãos Grosseiros (c) e Região de Grãos Finos da ZTA (d).

Para cada posicionamento do entalhe foram ensaiados 6 (seis) corpos de prova à temperatura ambiente: 3 (três) na condição como recebido e 3 submetidos a tratamentos térmicos de alívio de tensões a 873K (600°C).

O tratamento térmico de alívio de tensão seguiu a norma da PETROBRÁS (Especificação N-1859c, 1992), com taxa de aquecimento de 4,61 K/s (3,6 °C/min), taxa de resfriamento de 4,63 K/s (4,6 °C/min) e tempo de patamar de 900 segundos (15 minutos).

Tendo em vista o tipo de junta multipasse e o efeito benéfico da recristalização causada pela deposição de um passe sobre outro, decidiu-se confeccionar os corpos de prova de diferentes regiões do metal de solda a fim de se verificar a influência da espessura e da granulometria nas propriedades de impacto a 253K, 273K e à temperatura ambiente (-20°C, 0°C e à temperatura ambiente). Para cada temperatura, foram ensaiados 6 corpos de prova: 3 com seções de 55 x 10 x 5,5 x 10<sup>-3</sup> m (região I), e 3 com seções de 55 x 10 x 7,5 x 10<sup>-3</sup> m (região II), como ilustra esquematicamente a Figura 3.4.

A figura 3.5 mostra o equipamento de teste e os aparatos utilizados (cilindros de nitrogênio líquido e termopar digital) na obtenção das temperaturas supra citadas necessárias para a realização do ensaio.

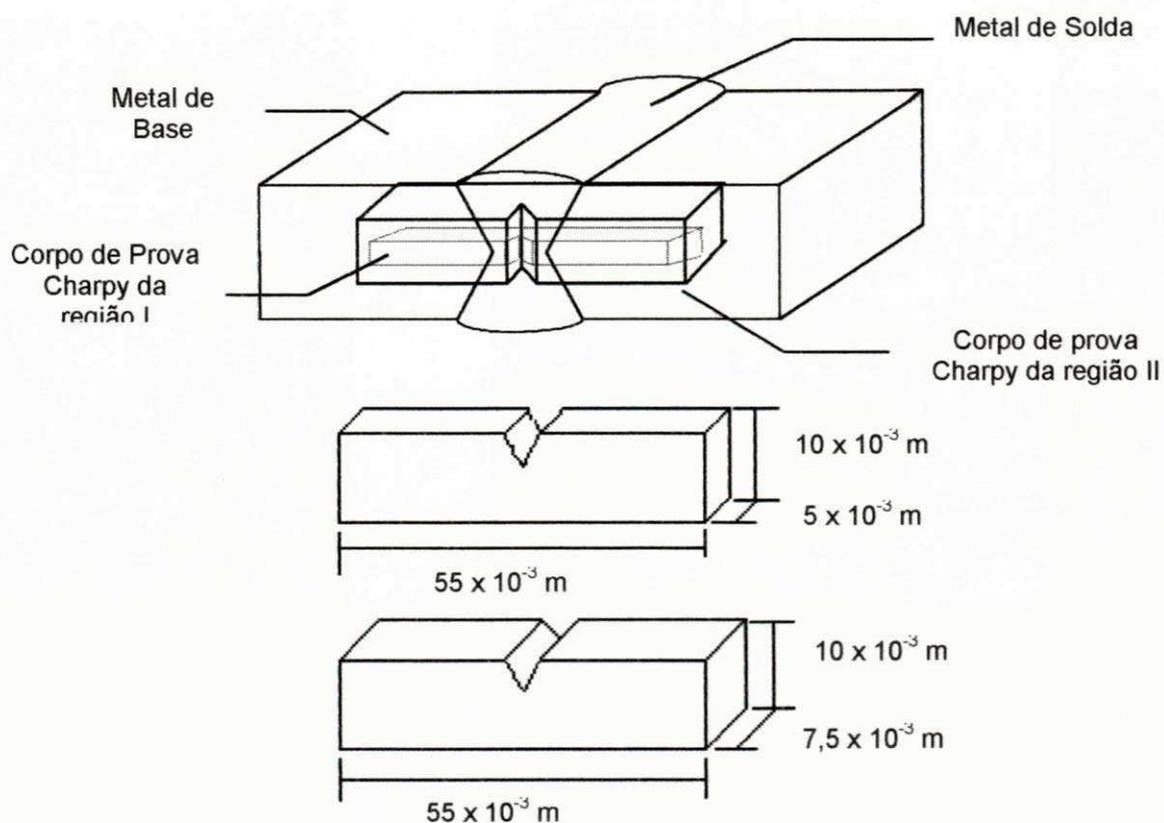


Figura 3.4 - Ilustração esquemática da usinagem dos corpos de prova Charpy de duas regiões distintas do metal de solda.



Figura 3.5 – Equipamento para ensaios Charpy, cilindros de nitrogênio líquido e termopar digital.

### 3.2.3 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram conduzidos segundo a norma AWS B 4.0-74 (1979) à temperatura ambiente, sob controle de deslocamento, com velocidade de  $3,33 \times 10^{-6}$  m/s (0,2 mm/min), numa máquina de Ensaio Universal Servo-Hidráulica, MTS 810, apresentada na Figura 3.6.

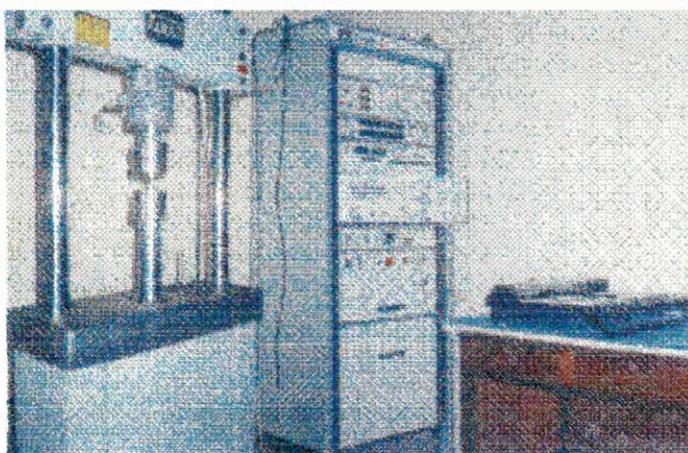


Figura 3.6 – Equipamento de ensaio utilizado para os ensaios de tração e CTOD.

Foram ensaiados 6 (seis) corpos de prova: 3 usinados do metal de base, e 3 usinados do metal de solda com a ilustração e dimensões apresentadas respectivamente pela Figura 3.7 e Tabela 3.2.

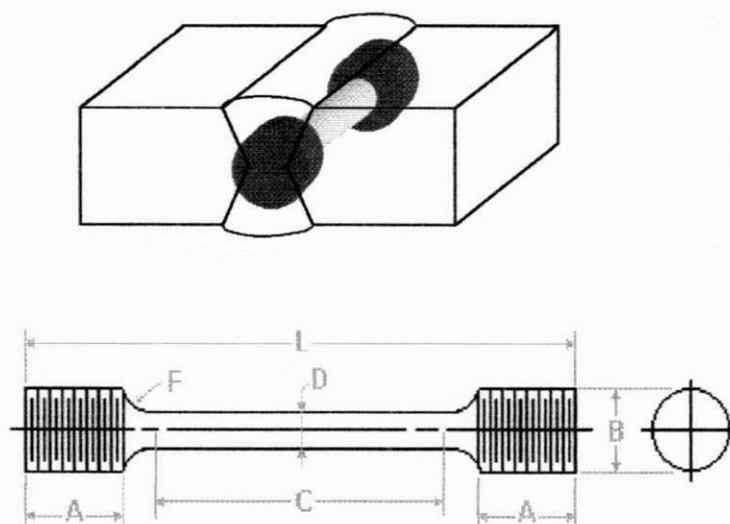


Figura 3.7 – Ilustração esquemática do corpo de prova de tração usinado do metal de solda.

Tabela 3.2: Dimensões dos corpos de prova de tração.

Dimensões ( $\times 10^{-3}$ m)						
D	C	B	L	A	F	Área ( $\times 10^{-6}$ m <sup>2</sup> )
6,4	31,8	9,5	76,2	15,9	4,6	32

As curvas carga x deslocamento, traçadas pelo registrador XY, obtidas no ensaio dos corpos de prova de tração do metal de base e metal de solda estão apresentadas nas páginas 103 a 108 do Apêndice I.

Em virtude da deformação acusada nestas curvas não corresponder a mesma submetida pelo corpo de prova, devido a deformação elástica sofrida pela máquina e pelas garras, procedeu-se a utilização de uma curva de calibração, apresentada na página 109 do Apêndice I, levantada por Lacerda (1997) para um

corpo de prova rígido nas mesmas condições de ensaio citadas. Esta curva fornece os valores da deformação elástica do sistema máquina-garras para uma determinada carga.

A partir da curva de calibração (Lacerda, 1997), foi possível corrigir as curvas de carga x deformação dos corpos de prova ensaiados. Para tanto, foram marcados vários pontos sobre cada uma das referidas curvas, correspondendo cada ponto a uma determinada carga e a uma determinada deformação. Estes mesmos pontos foram marcados sobre a curva de calibração. A deformação (elástica + plástica) dos corpos de prova foram obtidas calculando-se a diferença entre as deformações das curvas traçadas pela registrador da máquina e as da curva de calibração.

Para facilitar a correção das deformações, de cada corpo de prova do metal de base e do metal de solda, foram construídas planilhas, as quais se encontram dispostas, em seqüência, com os seus respectivos gráficos tensão x deformação, então corrigidos, nas páginas 110 a 127 do Apêndice I.

### **3.2.4 Ensaio de Tenacidade à Fratura CTOD**

O ensaio de tenacidade à fratura CTOD foi conduzido segundo a norma BS-5762 (1979), à temperatura ambiente, no mesmo equipamento citado anteriormente para o teste de tração e apresentado na Figura 3.6, para obtenção do valor de tenacidade sob carga máxima,  $\delta_{max}$ .

A geometria dos corpos de prova foi do tipo preferencial, com razão  $a/W = 0,5$ , e com a pré-trinca posicionada ao longo do comprimento do tubo.

Seguindo o mesmo raciocínio da usinagem dos corpos de prova Charpy, os corpos de prova CTOD também foram usinados de diferentes regiões do metal de solda, a fim de se verificar a influência das dimensões e da granulometria nos valores de tenacidade, conforme ilustra esquematicamente a Figura 3.8.

Ao todo foram ensaiadas 6 amostras, 3 usinadas da região I com espessura de  $7 \times 10^{-3}$  m e altura de  $14 \times 10^{-3}$  m, e 3 da região II com espessura e altura de  $10 \times 10^{-3}$  m e  $20 \times 10^{-3}$  m respectivamente.

Os corpos de prova foram pré-fissurados por fadiga, utilizando-se uma razão de carga  $R = 0,1$ , fator de intensidade de tensão máximo  $K_{max} = 18,5 \text{ MPa m}^{1/2}$  para os corpos de prova da região I e  $K_{max} = 22,15 \text{ MPa m}^{1/2}$  para os corpos de prova da região II. O carregamento em dobramento em três pontos obedeceu a relação de distância entre os apoios de  $4W$ , conforme estabelece a norma supra - citada.

As duas primeiras amostras de seções maiores, usinadas da região II foram ensaiadas, fazendo-se uso de um extensômetro. As curvas obtidas Carga x Deslocamento para estas duas amostras estão apresentadas nas páginas 129 e 130 do Apêndice II. A componente plástica  $V_p$  foi obtida diretamente do gráfico e utilizada para o cálculo do CTOD de carga máxima através da fórmula 2.2, apresentada no Capítulo 2.

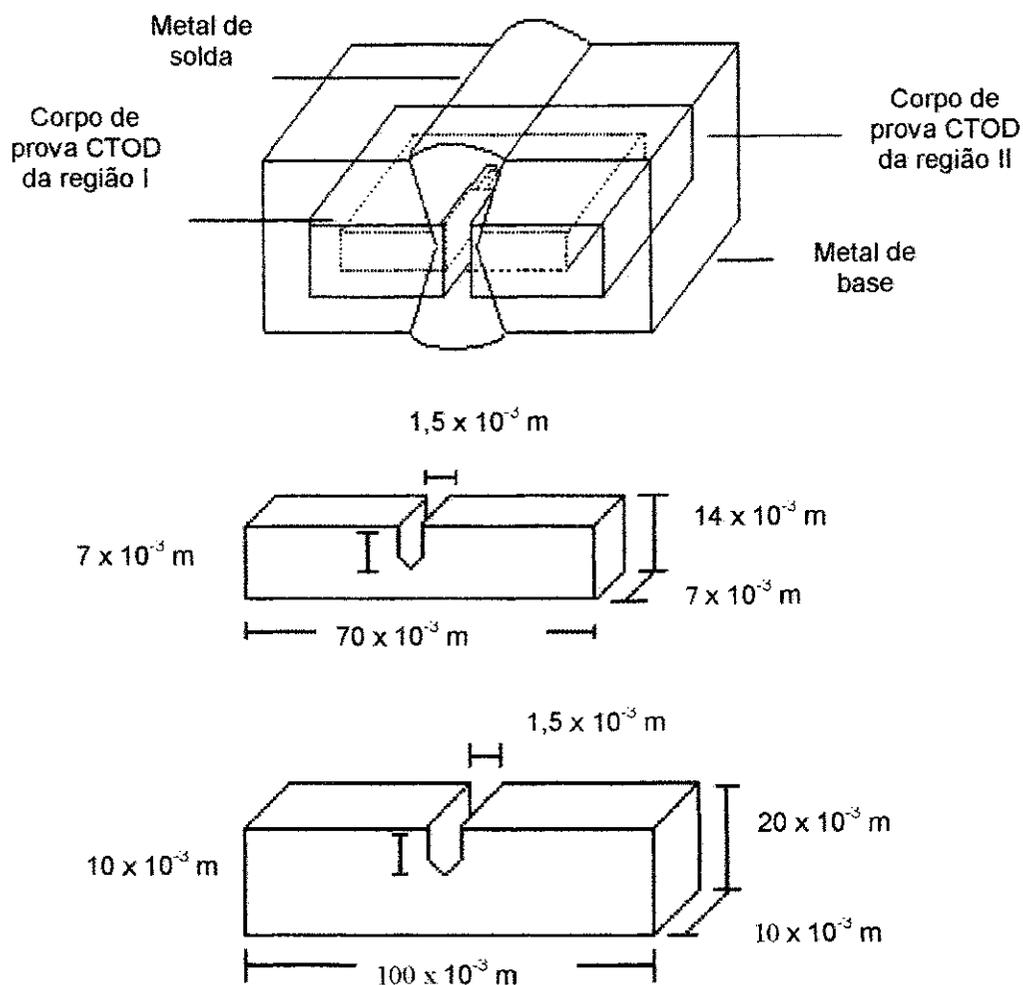


Figura 3.8 - Ilustração esquemática do posicionamento de usinagem dos corpos de prova CTOD no metal de solda.

A Figura 3.9 mostra um corpo de prova em carregamento e acoplado a ele o extensômetro. A Figura 3.10 apresenta o micrômetro de bancada utilizado para a sua calibração.

As quatro últimas amostras ensaiadas, as quais compreendiam uma amostra do metal de solda de seção maior, usinada da região II, e três amostras de seções menores, usinadas da região I, foram ensaiadas sem o uso do extensômetro,

devido a um problema técnico neste equipamento de sensibilidade bastante aguçada. As curvas obtidas no ensaio destas amostras estão apresentadas nas páginas 131 a 134 do Apêndice II.

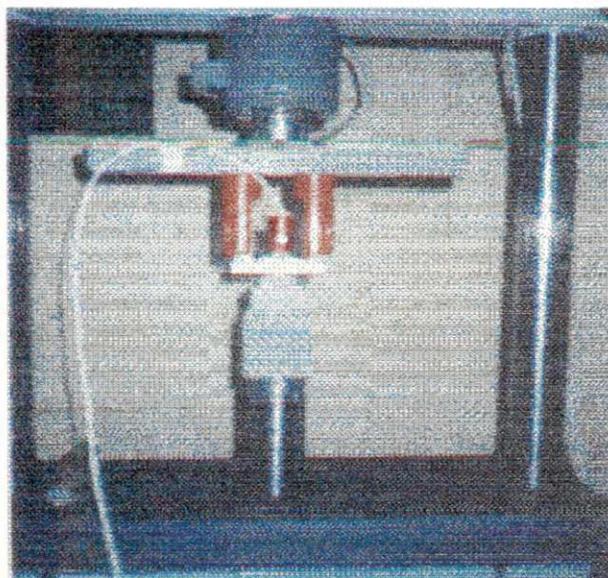


Figura 3.9 - Extensômetro acoplado ao corpo de prova CTOD em carregamento.

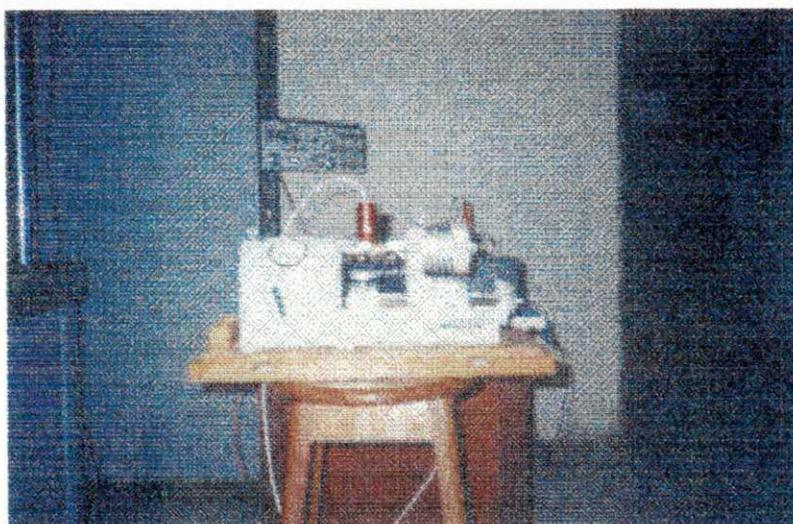


Figura 3.10 - Micrômetro de bancada utilizado para calibração do extensômetro.

Para obtenção do deslocamento real, foi necessário levantar duas curvas de calibração, uma para cada tipo de corpo de prova, conforme apresentada nas páginas 135 e 136 do Apêndice II. Foram marcados pontos sobre a curva obtida para cada corpo de prova, correspondendo cada ponto a uma determinada carga e a um determinado deslocamento. Estes mesmos pontos foram marcados sobre a curva de calibração. O deslocamento real foi obtido calculando-se a diferença entre os deslocamentos das curvas traçadas pelo registrador da máquina (deslocamento do ponto de aplicação de carga) e os da curva de calibração. A planilha apresentada na página 137 do Apêndice II foi construída para facilitar os cálculos do deslocamento real para cada corpo de prova.

Com o deslocamento real obtido para cada valor de carga foram construídos os gráficos Carga x Deslocamento apresentados nas páginas 138 a 141 do Apêndice II. O procedimento para obtenção do  $\Delta_p$  foi o mesmo utilizado para as curvas obtidas com extensômetro, nas quais foram obtidas o  $V_p$ . Traçou-se uma reta, partindo da carga máxima, paralela a porção elástica da curva e interceptando-a como eixo X. O ponto de intersecção da reta com o eixo X corresponde ao valor de  $\Delta_p$ , necessário para o cálculo de CTOD, desta vez pela utilização da fórmula (Li, 1985):

$$\delta = \frac{K^2(1-\nu^2)}{2\sigma_y E} + \frac{0,4(W-a)}{W} \cdot \Delta_p \quad (3.1)$$

onde  $\Delta_p$  = componente plástica obtida sem o uso de extensômetro

### **3.2.5 Análise da Superfície de Fratura**

Utilizou-se a microscopia eletrônica de varredura para identificação do aspecto de fratura nas superfícies das amostras testadas por impacto Charpy e tenacidade à fratura CTOD.

A microscopia ótica foi conduzida na superfície de fratura levemente desbastada e polida de algumas amostras Charpy testadas nas condições como recebido e tratadas termicamente para alívio de tensões, para alguns esclarecimentos a cerca dos resultados obtidos nos ensaios.

### **3.2.6 Análise Metalográfica**

A análise metalográfica foi conduzida na superfície de fratura das amostras Charpy usinadas do metal de solda com duas espessuras (Regiões I e II) e das amostras CTOD com duas dimensões (Regiões I e II). Foi necessário o corte dessas superfícies em lâminas, com espessura de  $5 \times 10^{-3}$ m. Essas lâminas foram embutidas em resina sintética de polimerização rápida (co-polímero de acrílico) e desbastadas em uma lixadeira rotativa elétrica, usando-se lixas com numeração 120, 220, 320, 400 e 600 respectivamente. Após o lixamento, as peças foram polidas em politrizes, com o auxílio de soluções diluídas de Alumina ( $Al_2O_3$ ), com granulometria de 1,0  $\mu$ m e 0,3  $\mu$ m respectivamente. Após o polimento, as amostras foram atacadas com ácido nítrico diluído a 3 % (Nital), durante um período de 20 segundos.

A análise metalográfica consistiu de análise qualitativa e quantitativa dos grãos colunares e recristalizados presentes no metal de solda. Para tal análise fez-se uso de um microscópio PME Olympus Tokio, apresentado na Figura 3.11.

Para os corpos de prova Charpy de espessura de  $7,5 \times 10^{-3}\text{m}$  foram analisados 25 pontos, distando  $1,5 \times 10^{-3}\text{m}$  de cada, e 15 pontos para as amostras de espessura de  $5 \times 10^{-3}\text{m}$ , segundo o esquema ilustrado pela Figura 3.12.

Para os corpos de prova CTOD de maior seção, ( $W = 20 \times 10^{-3}\text{m}$  e  $B = 10 \times 10^{-3}\text{m}$ ) foram analisados 36 pontos, distando  $1,5 \times 10^{-3}\text{m}$  de cada e 25 pontos para os de menor seção ( $W = 14 \times 10^{-3}\text{m}$  e  $B = 7 \times 10^{-3}\text{m}$ ), conforme ilustração esquemática apresentada pela Figura 29.

Para a realização de tal análise foi construída uma malha de vidro de  $10 \times 8 \times 10^{-2}\text{m}$ , a qual foi acoplada ao ecran do microscópio, totalizando 80 contagens por cada ponto.

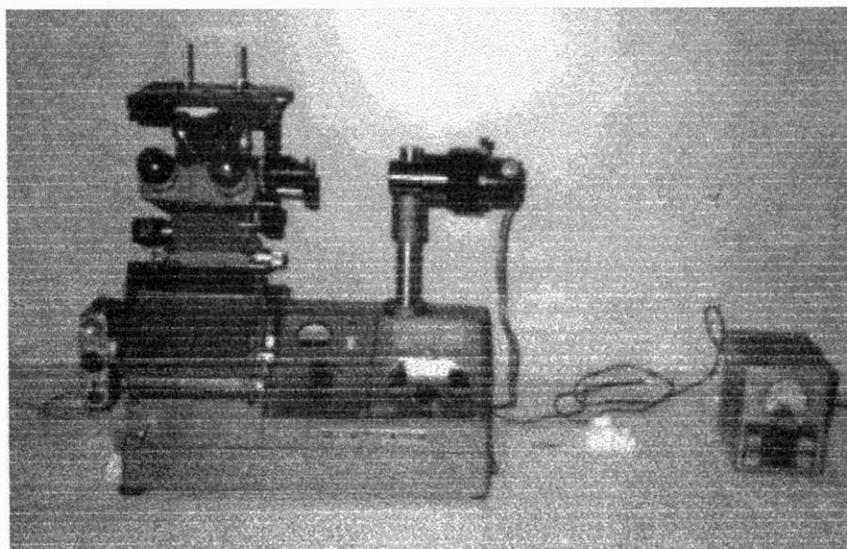


Figura 3.11 – Microscópio ótico utilizado para análise metalográfica.

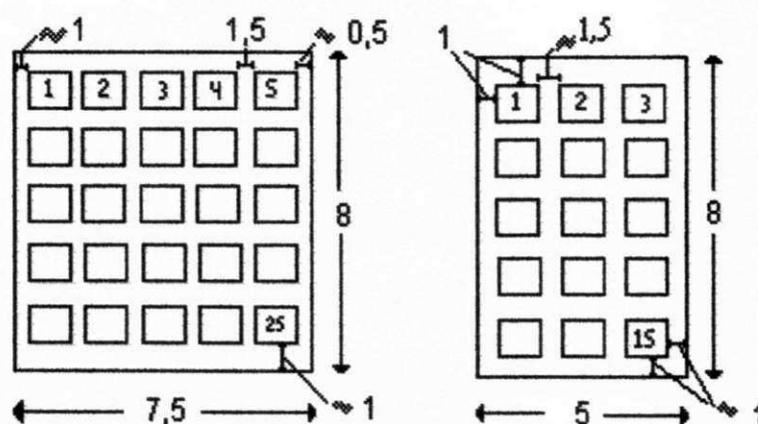


Figura 3.12 – Ilustração esquemática dos pontos marcados nas amostras Charpy, de duas espessuras, para análise metalográfica quantitativa do percentual de grãos colunares e recristalizados. Todas as medidas devem ser multiplicadas por  $10^{-3}$ m.

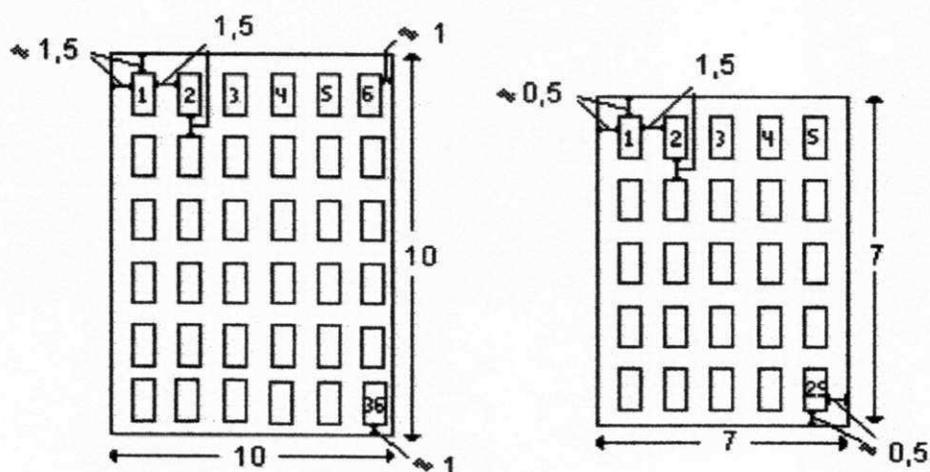


Figura 3.13 - Ilustração esquemática dos pontos marcados nas amostras CTOD, de duas dimensões, para análise metalográfica quantitativa do percentual de grãos colunares e recristalizados. Todas as medidas devem ser multiplicadas por  $10^{-3}$ m.

### 3.2.7 Ensaio de Dureza

A análise de dureza foi conduzida nas mesmas amostras analisadas metalograficamente, sendo necessária a remoção do embutimento, para obtenção de uma superfície plana, necessária para execução do ensaio.

O teste foi realizado em um durômetro Gnehm Horgen, apresentado na Figura 3.14, utilizando-se a escala de dureza Vickers com carga de 5 Kgf.

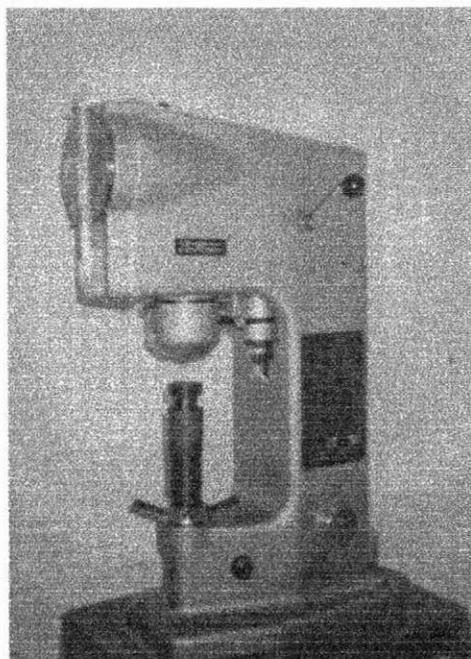


Figura 3.14 - Equipamento utilizado para o ensaio de dureza.

Foram feitas 9 medidas de dureza, na seção transversal abaixo do entalhe das amostras Charpy, com espessura de  $7,5 \times 10^{-3}\text{m}$  (Região II) e 6 medidas nas amostras com espessuras de  $5 \times 10^{-3}\text{m}$  (Região I), distando  $2 \times 10^{-3}\text{m}$  de cada, conforme ilustração esquemática apresentada na Figura 3.15.

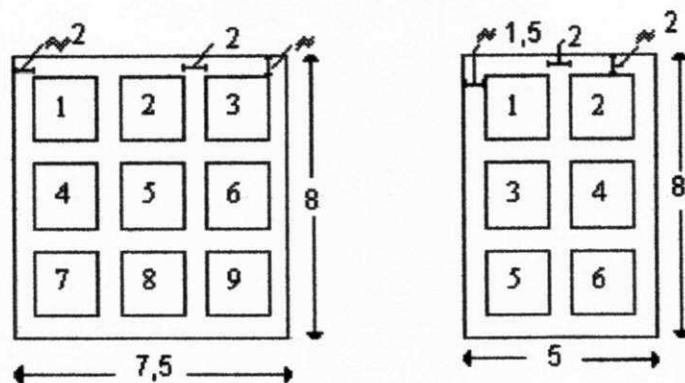


Figura 3.15 – Esquemática das medidas de dureza realizadas na seção transversal abaixo do entalhe das amostras Charpy com duas espessuras. Todas as medidas devem ser multiplicadas por  $10^{-3}$ m.

Nas amostras CTOD com dimensões  $W = 20 \times 10^{-3}$ m e  $B = 10 \times 10^{-3}$ m (Região II) foram feitas 16 medidas de dureza na seção transversal abaixo da pré-trinca, e nas amostras com dimensões  $W = 14 \times 10^{-3}$ m e  $B = 7 \times 10^{-3}$ m (Região I) foram feitas 9 medidas, distando  $2 \times 10^{-3}$ m de cada, conforme ilustração esquemática apresentada na Figura 32.

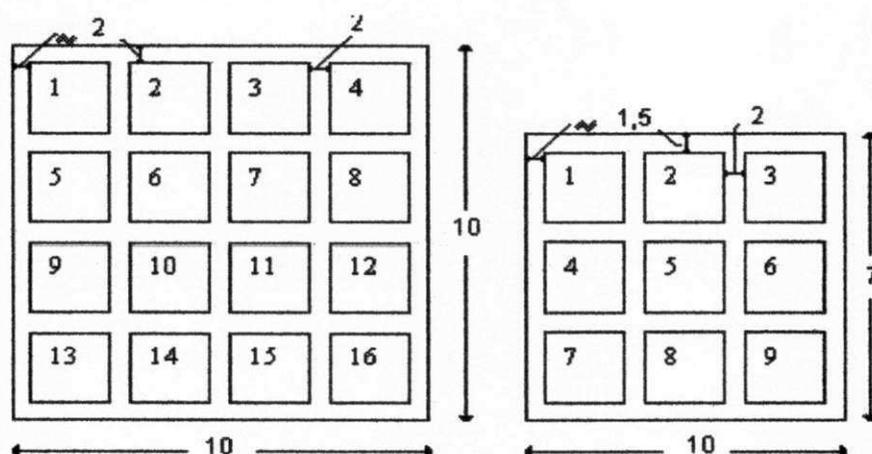


Figura 3.16 – Ilustração esquemática das medidas de dureza realizadas na seção transversal abaixo da pré-trinca das amostras CTOD com duas dimensões. Todas as medidas devem ser multiplicadas por  $10^{-3}$ m.

## **CAPÍTULO 4**

### **4.0 Resultados e Discussão**

#### **4.1 Efeito da Variação Microestrutural sobre os Valores de Energia Absorvida nos Ensaios de Impacto Charpy**

A Tabela 4.1 e a Figura 4.1 apresentam os resultados dos ensaios de impacto Charpy, realizados com o objetivo de verificar a influência da variação microestrutural, através da variação do posicionamento do entalhe, em corpos de prova usinados do metal de solda, região de grãos grosseiros e região de grãos finos da ZTA e metal de base, nas condições como recebido e tratados termicamente para alívio de tensões.

Pode ser observado que as amostras, na condição como recebido, com entalhes centralizados no metal de solda absorveram uma quantidade de energia de impacto relativamente alta na fratura, em relação às demais regiões. Isto pode ser atribuído ao efeito da região reaquecida, resultante do processo de soldagem multipasse, comprovado pelo elevado percentual de grãos recristalizados encontrados na ponta do entalhe dos corpos de prova Charpy, conforme pode ser observado na Tabela 4.2 e gráfico de colunas da Figura 4.2. Estes resultados juntamente com aqueles obtidos por outros autores (Paranhos et

al., 1984, Bailey, 1991, Zeemann et al., 1992, e Jorge et al., 1993) evidencia a importância da recristalização de grãos, em metais de solda obtidos por técnica multipasse, como fator controlador da tenacidade.

Tabela 4.1: Resultados obtidos no ensaio de impacto Charpy para corpos de prova com entalhes posicionados no metal de solda (MS), região de grãos grosseiros (RGG) e região de grãos finos (RGF) da ZTA e metal de base (MB).

Corpo de Prova	Medidas	Energia de Impacto (J)	
		Como Recebido	Tratado Termicamente
MS	1	80	40
	2	62	36
	3	78	78
	Média	73,3	51,3
	Desvio Padrão	9,86	23,18
RGG + MS	1	66	56
	2	74	68
	3	81	79
	Média	73,7	67,7
	Desvio Padrão	7,5	11,5
RGF + MS + RGG + MB	1	57	59
	2	59	58
	3	48	62
	Média	54,7	59,7
	Desvio Padrão	5,86	2,08
MB	1	49	54
	2	54	51
	3	46	54
	Média	49,7	53
	Desvio Padrão	4,04	1,73

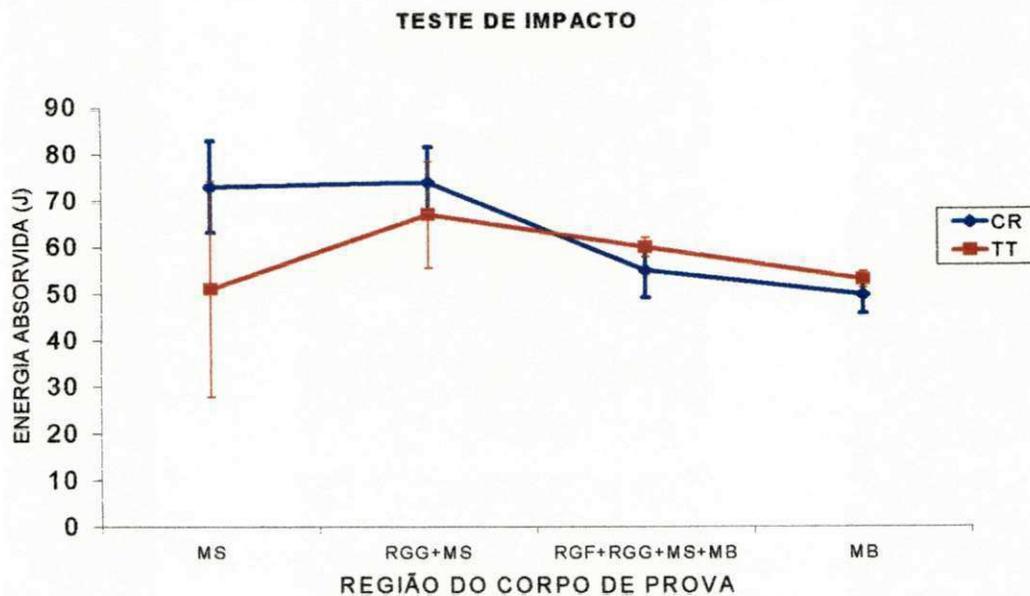


Figura 4.1 - Valores de energia absorvida no teste de impacto Charpy, realizado em corpos de prova com entalhes posicionados no metal de solda (MS), região de grãos grosseiros (RGG) e região de grãos finos (RGF) da ZTA e metal de base (MB), nas condições como recebido (CR) e tratados termicamente para alívio de tensões (TT).

Tabela 4.2: Quantidade média percentual de grãos colunares e recristalizados encontrada na ponta do entalhe dos corpos de prova Charpy usinados do metal de solda.

Região	Quantidade média percentual de Grãos (%)	
	Colunares	Recristalizados
Metal de Solda	40,98	59,02

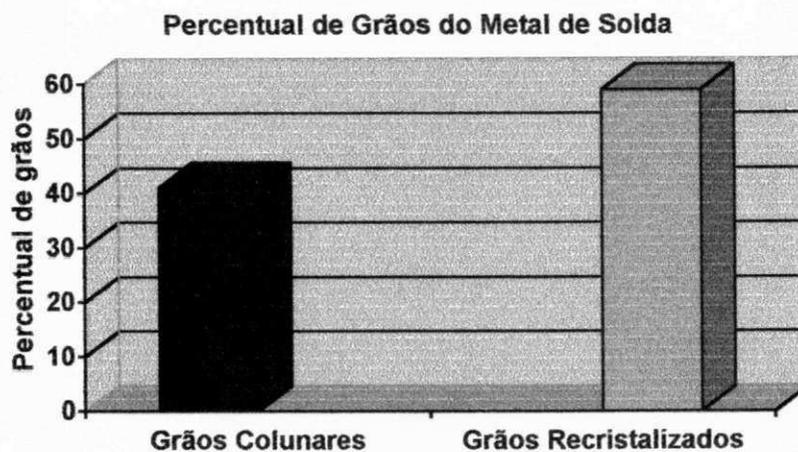


Figura 4.2- Visualização esquemática do percentual de grãos colunares e recristalizados encontrado na ponta do entalhe dos corpos de prova Charpy usinados do metal de solda.

As amostras, cujos entalhes foram centralizados intencionalmente na região de grãos grosseiros também apresentaram valores relativamente altos de energia de impacto. Tanto a soldagem multipasse, cuja técnica proporciona uma distribuição não homogênea das regiões da ZTA, como o tipo de chanfro dificultaram a localização precisa do entalhe na região de interesse (Dolby, 1974, Lee et al., 1989, Ouro et al., 1995). Essa situação foi revelada através de uma análise metalográfica, onde se verificou a contribuição de aproximadamente 82% do metal de solda na área total da superfície de fratura, conforme pode ser observado na Figura 4.3. A inferência do metal de solda nas amostras com entalhes centralizados na região de menor tenacidade da ZTA justifica o valor relativamente alto de energia obtido por estas amostras, cujos grãos grosseiros contribuíram com cerca de apenas 18% da área total da região fraturada.

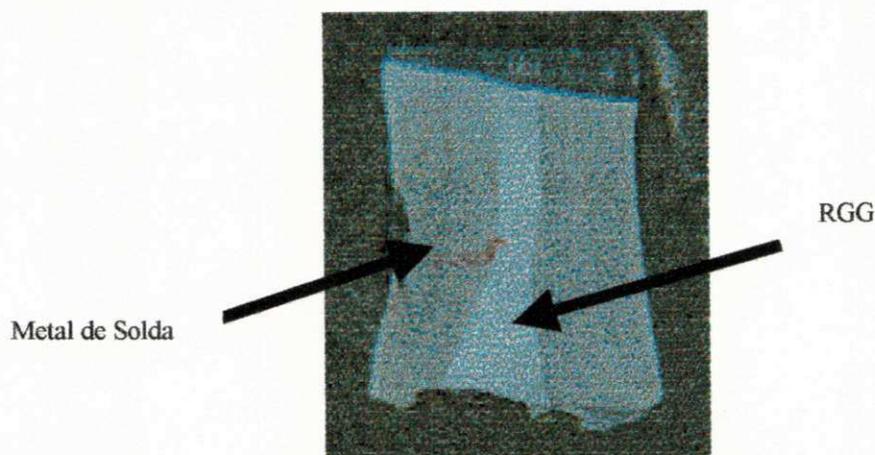


Figura 4.3 - Superfície de fratura da amostra com entalhe centralizado na região de grãos grosseiros (RGG) da ZTA, delimitando a participação do metal de solda.

As amostras com entalhes centralizados intencionalmente na região de grãos finos apresentaram um valor médio de energia de impacto superior ao das amostras usinadas do metal de base, entretanto, inferior ao das amostras com entalhes centralizados no metal de solda. Esta superioridade de valores obtidos pelas amostras de grãos finos com relação ao metal de base foi atribuída ao processo de refino de grãos, que contribuiu para elevar a sua resistência ao impacto (Teixeira et al., 1990). Além disto, pelos mesmos motivos anteriormente citados, estas amostras apresentaram uma quantidade substancial de metal de solda ( $\cong 40\%$ ), revelada pela análise metalográfica da superfície de fratura, conforme pode ser observado na Figura 4.4.

A inferioridade do valor de energia de impacto obtido pelas amostras da região de grãos finos com relação àquelas usinadas do metal de solda, foi atribuída também à inferência, na superfície de fratura, da região laminada do metal de base ( $\cong 20\%$ ) e dos grãos grosseiros da ZTA ( $\cong 10\%$ ).

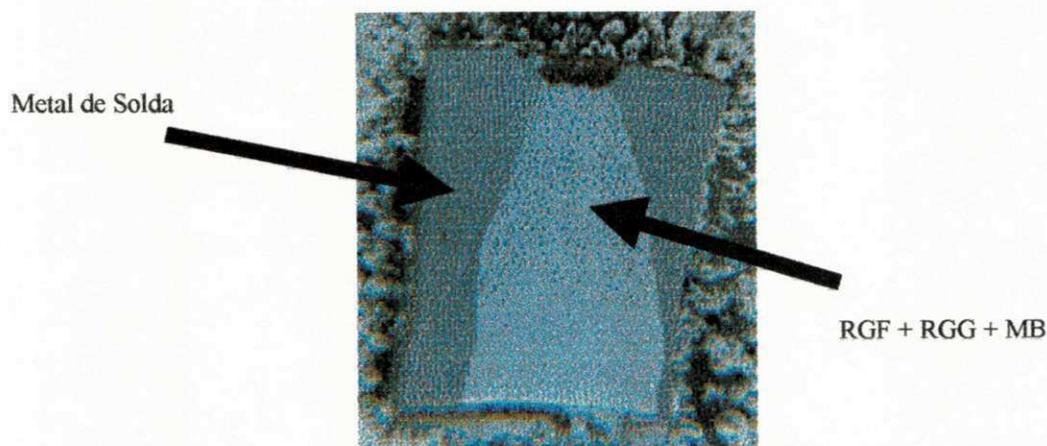


Figura 4.4 - Superfície de fratura da amostra com entalhe centralizado na região de grãos finos (RGF) da ZTA, delimitando a participação do metal de solda.

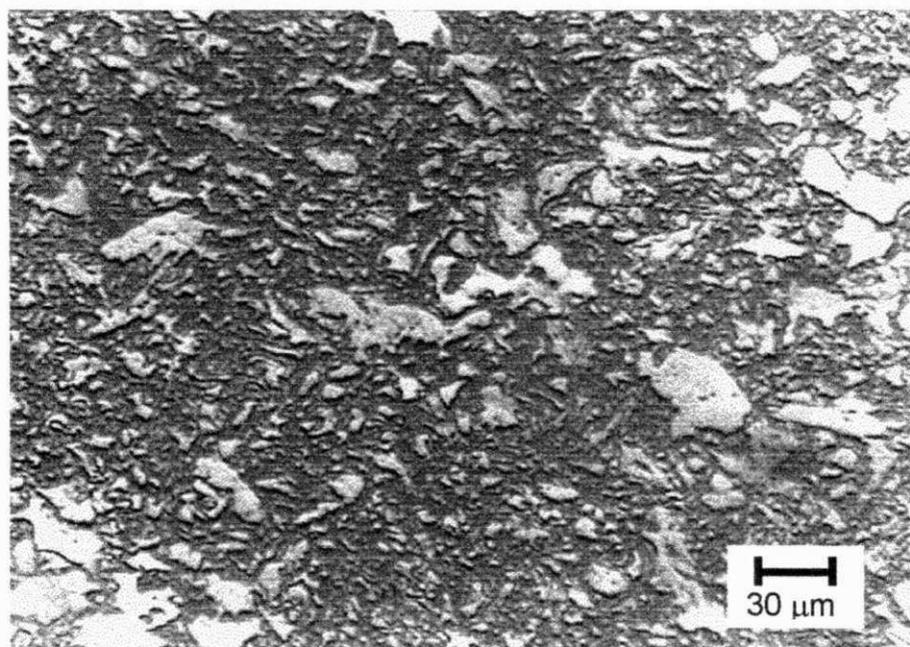
A técnica de deposição multipasse proporciona ao metal de base uma ZTA muito complexa, com crescimento de grãos e formação de uma variedade de microestruturas e inclusões não metálicas, as quais se relacionam de uma maneira complexa com a composição química do aço e com os ciclos térmicos produzidos pela deposição sucessiva dos passes de solda (Shiga, 1990, Ranade et al., 1995, Zalazar, 1998). É por isto que a ZTA é objetivo do estudo de muitos pesquisadores, que procuram sempre otimizar as suas propriedades, através da correlação das microestruturas obtidas com os parâmetros de soldagem, temperatura interpasse e espessura do metal depositado (Lin et al., 1986, Easterling, 1989, Akselsen et al., 1989, Hrivnak et al., 1992).

A participação do metal de solda nas amostras usinadas das regiões de grãos grosseiros e de grãos finos da ZTA dificultou a análise individual de cada uma destas regiões, reveladas nitidamente através de uma análise metalográfica prévia, entretanto demonstrou a necessidade da localização precisa do entalhe, no caso de corpos de prova Charpy, na avaliação da tenacidade de juntas soldadas obtidas por processo multipasse. Portanto, a avaliação individual de

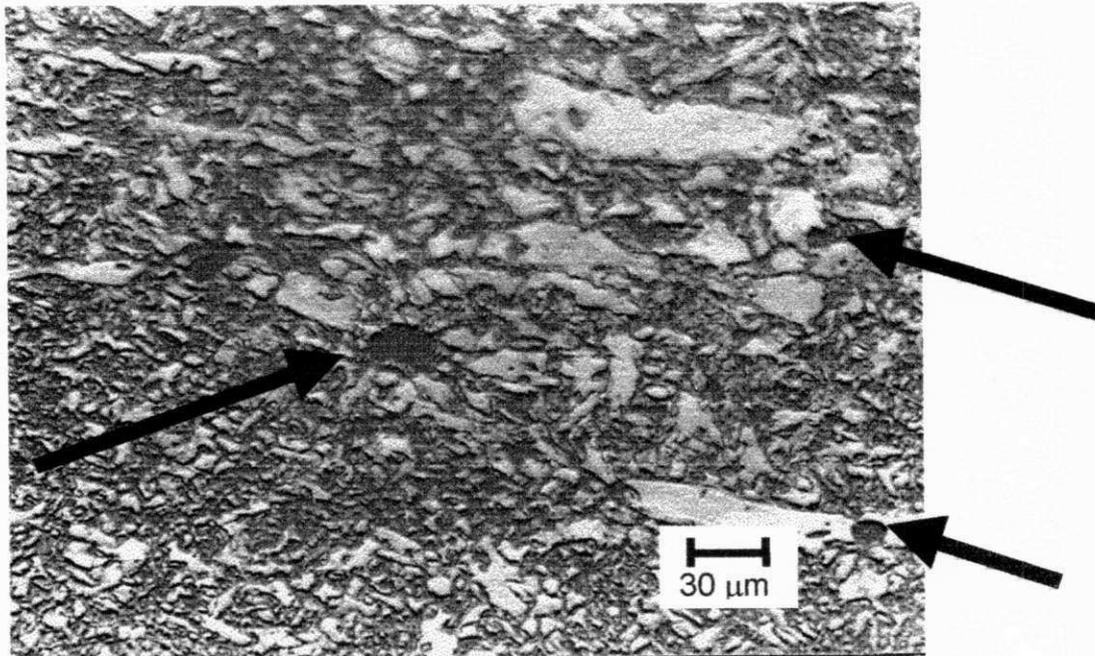
cada uma dessas regiões é muito importante, principalmente da região de grãos grosseiros da ZTA, que na maioria das circunstâncias possui baixa tenacidade, particularmente em baixas temperaturas, devido a presença de microestruturas frágeis como austenita-martensita (A-M) e precipitados de microliga. (Lee et al., 1989, Matsuda & Fakuda, 1996)

De acordo com os dados da Tabela 4.1 e gráfico da Figura 4.1, o tratamento térmico de alívio de tensões não alterou, de maneira significativa, os valores de energia de impacto obtidos com exceção das amostras com entalhes centralizados no metal de solda, o qual provocou um decréscimo nos valores de energia obtidos.

Uma análise metalográfica na superfície de fratura destas amostras revelou a presença de uma maior proporção de inclusões esféricas nas amostras tratadas termicamente, conforme fotos apresentadas nas Figuras 4.5 (a) e (b).



Figuras 4.5 (a)- Superfície de fratura da amostra do metal de solda na condição: como recebido; Aumento: 370x.



Figuras 4.5 (b) - Superfície de fratura da amostra do metal de solda na condição: tratada termicamente, evidenciando as inclusões; Aumento:370x.

A execução de tratamentos térmicos de alívio de tensões provoca mudanças microestruturais que afetam a tenacidade, podendo em alguns casos melhorá-la e em outros casos fragilizá-la, sendo este efeito muito dependente da composição química e da microestrutura do metal de solda.

No caso de Gomes et al. (1993), que investigou o efeito do tratamento térmico de alívio de tensões, a 853K (580°C), por uma hora, nas propriedades mecânicas de metais de solda, de aços ARBL, obtidos por soldagem a arco submerso com dois tipos de arames, de maior e menor temperabilidade, a tenacidade ao impacto aumentou em todos os cordões após o tratamento. O aumento da tenacidade foi atribuído à esferoidização dos carbonetos, à decomposição das microfases de austenita retida e à redução das tensões internas no reticulado cristalino.

Já Costa et al. (1993), que avaliou a influência da aplicação de vários ciclos, de 2 horas de duração, a 863K (590°C), sobre as propriedades mecânicas de um metal de solda C-Mn obtido por soldagem a arco com eletrodo revestido, verificou uma redução nos valores de energia de impacto absorvida desde a execução do primeiro ciclo. A redução da tenacidade foi atribuída ao aumento da fração volumétrica do microconstituente A-M e de precipitados, localizados principalmente nos contornos de grãos ferríticos.

Salvador et al. (1995) avaliou o efeito de um TTAT, a 923K (650°C), por duas horas, sobre as propriedades mecânicas de metais de solda, de alta resistência, obtidos pelo processo de soldagem a arco com eletrodo revestido com quatro tipos de consumíveis. Em um tipo de metal depositado com um dos diferentes consumíveis, o TTAT propiciou um decréscimo da energia absorvida devido a presença de Vanádio em teores elevados. A presença deste elemento provocou a precipitação de carbonetos nocivos à tenacidade. Com relação aos metais de solda depositados com os outros tipos de consumíveis, o TTAT propiciou uma melhoria da tenacidade em virtude da decomposição de microfases e revenimento de alguma martensita formada.

Portanto, conforme a literatura, a queda da tenacidade, observada com a realização de TTAT, pode ser atribuída às reações de endurecimento por precipitação, à segregação de impurezas como P, Sn e Sb nos contornos da austenita prévia e ao aumento de microconstituintes fragilizantes, como o microconstituente A-M. Segundo Evans (1986b), a temperatura e o tempo de tratamento constituem fatores determinantes no tipo de transformação que venha a ocorrer.

Conforme pode ser observado na Tabela 4.3 e Figura 4.6, os valores de dureza não mostraram importantes variações que pudessem explicar a queda no valor médio de energia de impacto obtido pelas amostras do metal de solda tratadas termicamente. Apenas os valores de dureza do metal de base apresentaram uma queda pronunciada após o TTAT, o que foi atribuído ao processo de revenimento da microestrutura, que a tornou levemente mais dúctil.

Jorge & Rebello (1990), que avaliaram a tenacidade em cordões de solda de elevada resistência, verificaram que os ensaios de dureza são incapazes de detectar possíveis fragilizações. Na análise de cordões de solda com elevado carbono equivalente, tanto na condição como soldado como tratados termicamente, ambos apresentaram um elevado percentual de A-M. Entretanto o cordão tratado apresentou menor tenacidade na região da superfície e também um menor valor de dureza quando comparado com o cordão como soldado, que apresentou níveis de dureza superiores.

Portanto, o decréscimo dos valores de energia de impacto, observado nas amostras do metal de solda tratadas termicamente, pode ser atribuído à ocorrência de um ou outro fator ou à interação dos seguintes fatores: à maior proporção de inclusões não-metálicas, à segregação de impurezas nos contornos de grão da austenita e à presença de microconstituintes fragilizantes do tipo A-M. Entretanto, estas hipóteses só podem ser reforçadas se levarmos em conta que a junta soldada da tubulação já foi tratada previamente, consideração esta bastante coerente, já que a sua aplicação em exploração de petróleo, exige requisitos de segurança rigorosos, de modo a evitar possíveis falhas em serviço que possam ter conseqüências desastrosas, tanto no que se refere ao meio ambiente, com risco de perda de vidas humanas, como em termos econômicos.

Portanto, a repetição do ciclo térmico de TTAT pode ter provocado um agravamento, senão o surgimento, dos fenômenos metalúrgicos, citados no parágrafo anterior, os quais se tornaram responsáveis pela queda da tenacidade das amostras do metal de solda tratadas termicamente.

A grande dispersão dos resultados encontrados nos ensaios de impacto Charpy e nas medidas de dureza Vickers foi atribuída a dois fatores: à grande heterogeneidade possuída pelos metais de solda ferríticos em termos microestruturais e às diferentes quantidades de grãos colunares e recristalizados na ponta do entalhe, possibilitando a obtenção de diferentes valores de tenacidade. Estes resultados se tornaram coerentes com os obtidos por Costa et al. (1993).

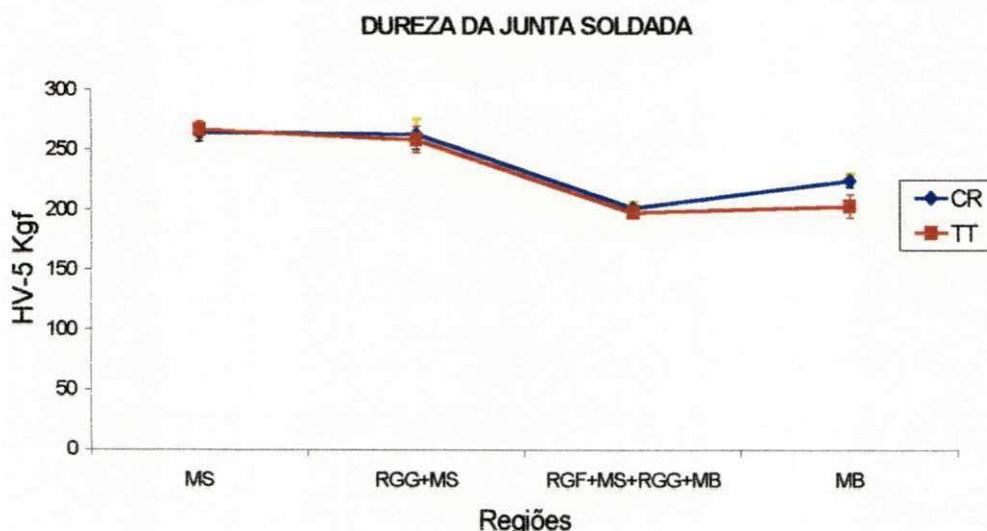


Figura 4.6 - Medidas de dureza Vickers (HV-5Kgf) em corpos de prova retirados de diferentes regiões da junta soldada, nas condições como recebido (CR) e tratados termicamente (TT).

Tabela 4.3 - Resultados obtidos no ensaio de dureza Vickers (HV-5Kgf) em corpos de prova retirados de diferentes regiões da junta soldada e testados nas condições como recebido (CR) e tratados termicamente (TT).

Regiões	HV-5 (max.)	HV-5 (min.)	HV-5 (médio)	Desvio Padrão
MS (CR)	271	257	264	7,67
MS (TT)	271	257	262,25	7,25
RGG + MS (CR)	257	232	248,7	12,9
RGG + MS (TT)	271	257	245,75	10,98
RGF + MS + RGG + MB (CR)	200,5	210	204,5	5,07
RGF + MS + RGG + MB (TT)	200,5	192	198,07	4,15
MB (CR)	232	220,5	228,71	5,61
MB (TT)	220,5	200,5	206,2	9,76

#### 4.2 Efeito da Espessura e da Granulometria de Corpos de Prova Usinados do Metal de Solda sobre os Valores de Energia Absorvida no Ensaio de Impacto Charpy

A Tabela 4.4 e a Figura 4.7 apresentam os resultados obtidos no ensaio de impacto Charpy, realizado em três temperaturas, 253K, 273K e ambiente (-20°C, 0°C e ambiente), para corpos de prova com diferentes espessuras, ou seja  $5 \times 10^{-3}$ m (Região I) e  $7,5 \times 10^{-3}$ m (Região II), usinados de duas regiões distintas do metal de solda, conforme ilustração esquemática apresentada na Figura 3.4 do capítulo precedente.

Pode-se verificar através dos valores apresentados na Tabela 4.4 e pelo gráfico da Figura 4.7, que os corpos de prova usinados da Região I (seções de  $55 \times 10 \times 5 \times 10^{-3}$ m), absorveram uma quantidade menor de energia de impacto, para os ensaios realizados a 273K (0°C) e à temperatura ambiente.

Tabela 4.4: Resultados obtidos no teste de impacto Charpy, realizado em três temperaturas, para amostras com diferentes espessuras e usinadas de diferentes regiões do metal de solda : Região I (seções de  $55 \times 10 \times 5 \times 10^{-3}$ m) e Região II (seções de  $55 \times 10 \times 7,5 \times 10^{-3}$ m).

Corpo de Prova	Medidas	Energia de Impacto (J)		
		253K	273K	Ambiente
Região I	1	38	35	51
	2	41	33	60
	3	40	55	59
	Média	39,7	41	56,7
	Desvio Padrão	1,53	12,16	4,93
Região II	1	40	47	80
	2	39	64	62
	3	33	54	78
	Média	37,3	55	73,3
	Desvio Padrão	3,79	8,54	9,86

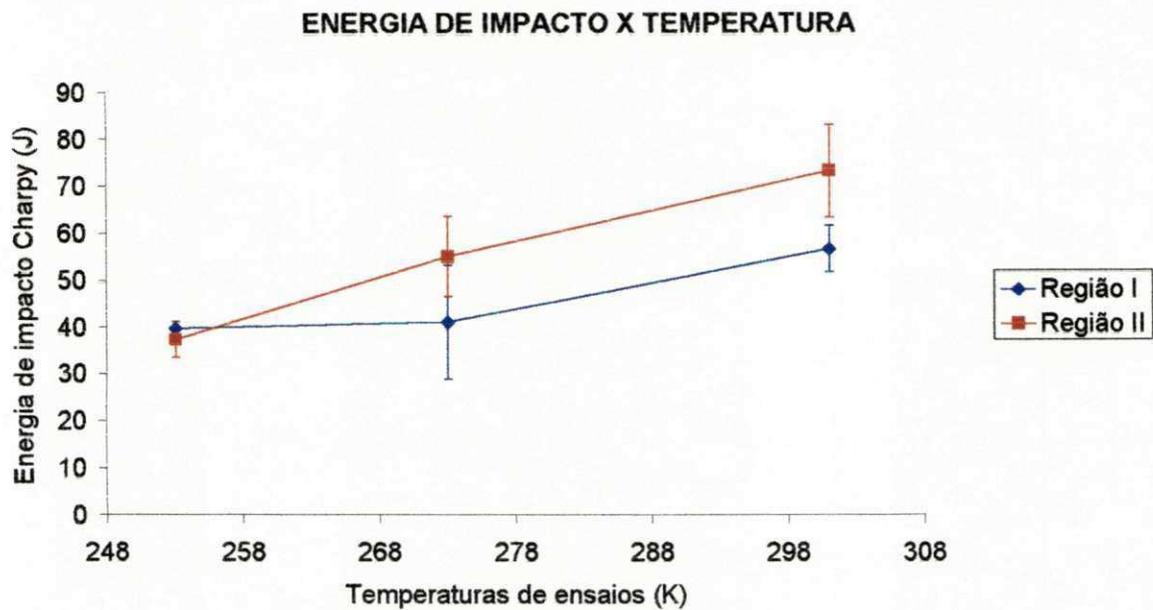


Figura 4.7 - Valores médios de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy, realizado em três temperaturas, para corpos de prova usinados de diferentes regiões do metal de solda e com diferentes espessuras, ou seja  $5 \times 10^{-3}$  m (Região I) e  $7,5 \times 10^{-3}$  m (Região II).

Este resultado foi atribuído ao efeito da redução da espessura dos corpos de prova, uma vez que o percentual de área cisalhante (“shear lips”) dos corpos de prova da região I foi menor que o dos corpos de prova da região II, o que comprova que estes necessitaram de uma menor quantidade de energia para se deformar e romper. As Figuras 4.8 e 4.9 apresentam as superfícies de fratura dos corpos de prova das regiões I e II respectivamente, de onde se pode observar o aumento de área cisalhante com o aumento da espessura dos corpos de prova.

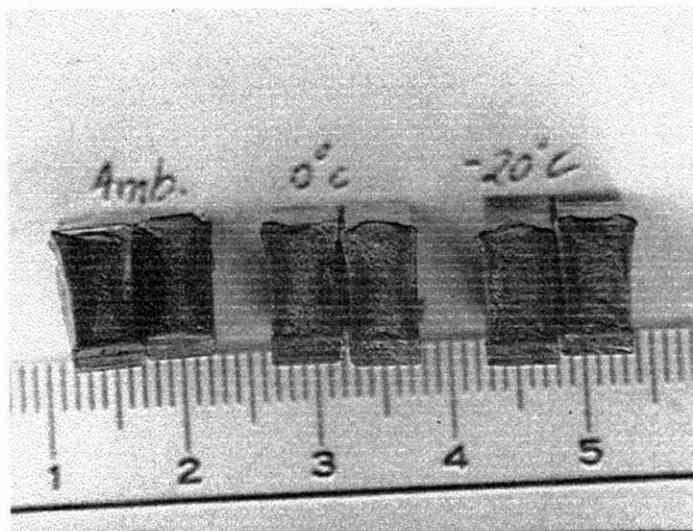


Figura 4.8 - Superfície de fratura de corpos de prova Charpy usinados da região I do metal de solda e testados em três temperaturas, ambiente, 273K e 253K.

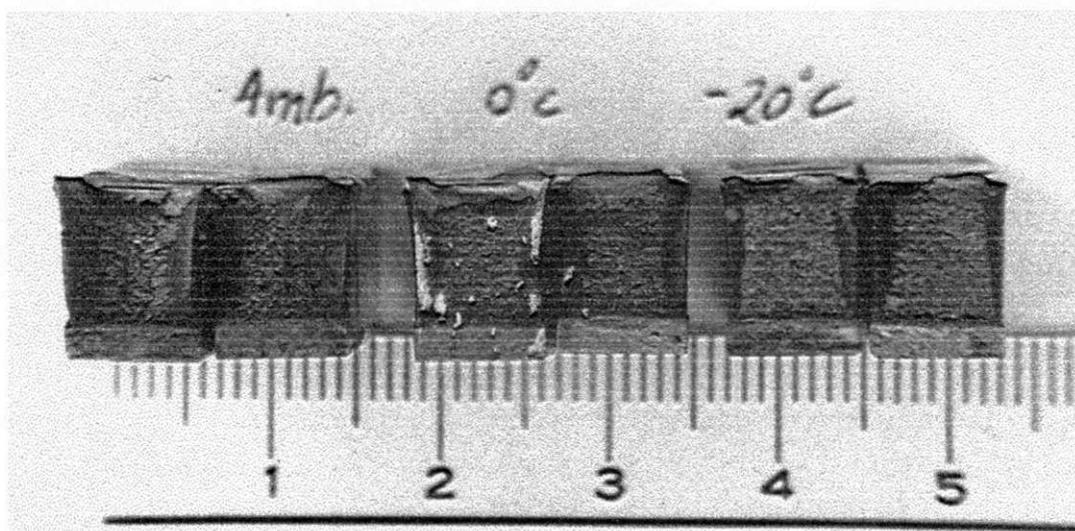


Figura 4.9 - Superfície de fratura de corpos de prova Charpy usinados da região II do metal de solda e testados em três temperaturas, ambiente, 273K e 253K.

Conforme pode ser observado na Tabela 4.4, alguns valores de energia obtidos para ensaios realizados abaixo da temperatura ambiente, mostraram-se dispersos. Pode ser que o tempo de permanência dentro do tubo

de nitrogênio líquido não tenha sido suficiente ou o processo de retirada da amostra da imersão no mesmo tubo não tenha sido feito com bastante rapidez contribuindo para que a amostra fosse testada numa temperatura acima da desejada.

O efeito da granulometria foi desconsiderado, uma vez que os percentuais de grãos colunares e recristalizados foram aproximadamente iguais para os corpos de prova das duas regiões, assim como os valores de dureza, cuja diferença não ultrapassou 10%, como mostram os dados apresentados na Tabela 4.5 e gráfico de colunas das Figuras 4.10 e 4.11 respectivamente.

Resultados semelhantes também foram obtidos nos trabalhos de Fahey & Kula (1963) e de Hartbower e & Omer (1963).

Tabela 4.5: Quantidade percentual média de grãos colunares e recristalizados dos corpos de prova Charpy usinados de duas regiões do metal de solda, região I (seções de  $55 \times 10 \times 5 \times 10^{-3}m$ ) e II (seções de  $55 \times 10 \times 7,5 \times 10^{-3}m$ ) e suas respectivas medidas de dureza.

Região do Metal de Solda	Dureza Média (HV-5Kgf)	Percentual dos tipos de Grãos (%)	
		Colunares	Recristalizados
Região I	236,27	28,9	71,1
Região II	245,03	33,9	66,1

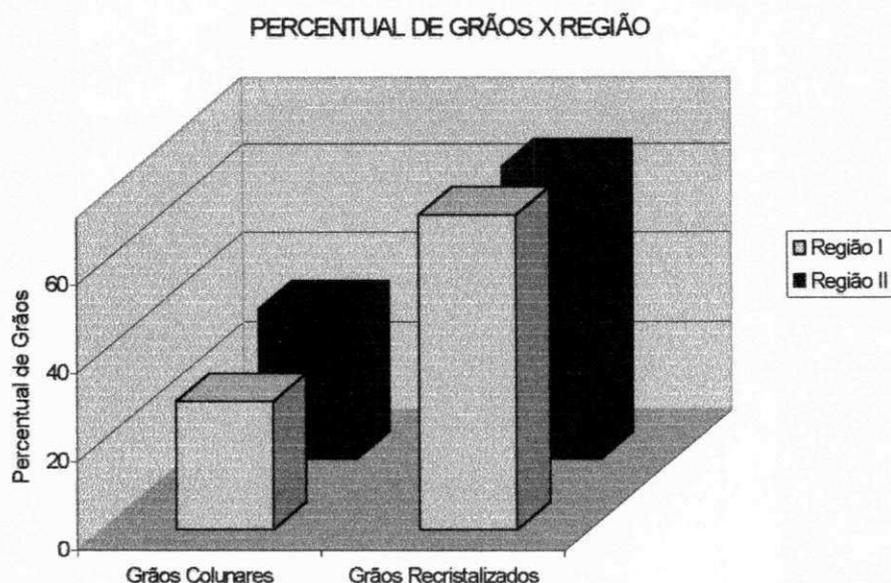


Figura 4.10: Visualização esquemática da quantidade de grãos colunares e recristalizados dos corpos de prova Charpy usinados de duas regiões do metal de solda, região I (seções de  $55 \times 10 \times 5 \times 10^{-3} \text{m}$ ) e II (seções de  $55 \times 10 \times 7,5 \times 10^{-3} \text{m}$ ).

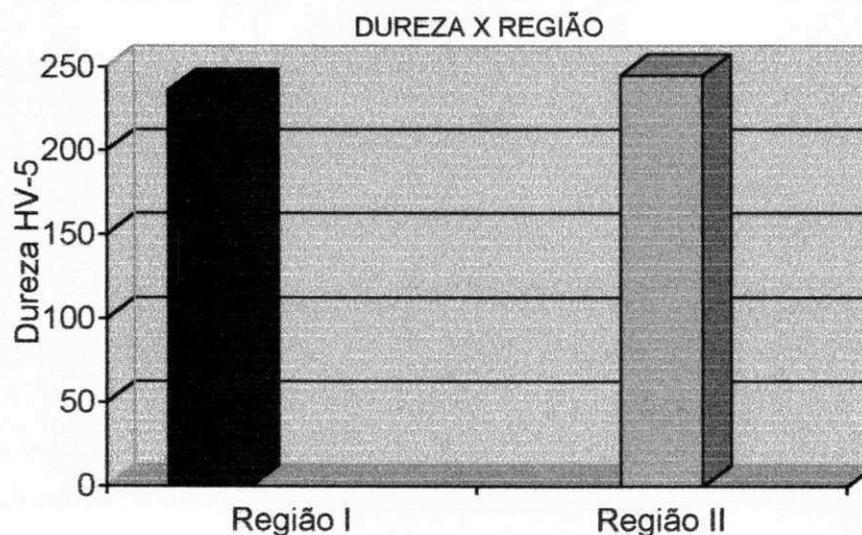


Figura 4.11 - Visualização esquemática dos valores de dureza dos corpos de prova Charpy usinados de duas regiões do metal de solda, regiões I (seções de  $55 \times 10 \times 5 \times 10^{-3} \text{m}$ ) e II (seções de  $55 \times 10 \times 7,5 \times 10^{-3} \text{m}$ ).

Para se obter uma análise mais apropriada da influência da redução da espessura dos corpos de prova sobre os valores de energia absorvida, foram

calculados os valores das energias médias relativas, dividindo-se os valores de energia média absorvida no ensaio de impacto pela área da seção transversal do ligamento dos corpos de prova. Os resultados estão apresentados na Tabela 4.6.

Através da análise da Tabela 4.6 e do gráfico da Figura 4.12 pode-se observar que os valores de energia relativa apresentaram uma tendência a aumentar com a redução da espessura dos corpos de prova. Estes resultados estão de acordo com os obtidos por Towers (1984, 1986), que estudou o efeito da redução da espessura e posicionamento dos corpos de prova Charpy na temperatura de transição dúctil-frágil de alguns tipos de aços, e entre estes o metal de solda de uma junta soldada de uma tubulação de aço API 5L-X60. Neste estudo, Towers observou que quanto menor a espessura menor a temperatura de transição e maior a energia absorvida por unidade de área do ligamento. Duas razões foram atribuídas para tal comportamento: 1<sup>a</sup>) As amostras de tamanho reduzido apresentaram um menor nível de restrição à deformação plástica; 2<sup>a</sup>) No caso de metais de solda multipasse, que apresentam uma microestrutura heterogênea, tanto o posicionamento de usinagem como a espessura reduzida da amostra não incluíram a grande quantidade de microestruturas das amostras de tamanho padrão, ou seja com espessura de  $10 \times 10^{-3}$  m.

No caso presente, apenas a primeira atribuição foi levada em consideração, uma vez que o esquema de posicionamento de usinagem não influenciou nos resultados, pois as amostras das regiões I e II não apresentaram significativas variações nos percentuais de grãos colunares e recristalizados.

O menor nível de restrição à deformação plástica imposto pelas amostras de menor espessura foi comprovado por uma maior proporção de zona

de fratura oblíqua (“shear lips”), ou seja a uma maior proporção de área cisalhante na superfície de fratura destas amostras.

Tabela 4.6: Energia média relativa de fratura (energia/área) dos corpos de prova usinados das regiões I (seções de  $55 \times 10 \times 5 \times 10^{-3}$  m) e II (seções de  $55 \times 10 \times 7,5 \times 10^{-3}$  m) do metal de solda.

Corpo de Prova	Temperatura	Energia Média Relativa ( $\times 10^6$ J/m <sup>2</sup> )	Desvio Padrão
Região I	253K	0,99	0,038
	273K	1,03	0,304
	T. Ambiente	1,41	0,123
Região II	253K	0,62	0,064
	273K	0,92	0,15
	T. Ambiente	1,30	0,16

#### ENERGIA MÉDIA RELATIVA X TEMPERATURA

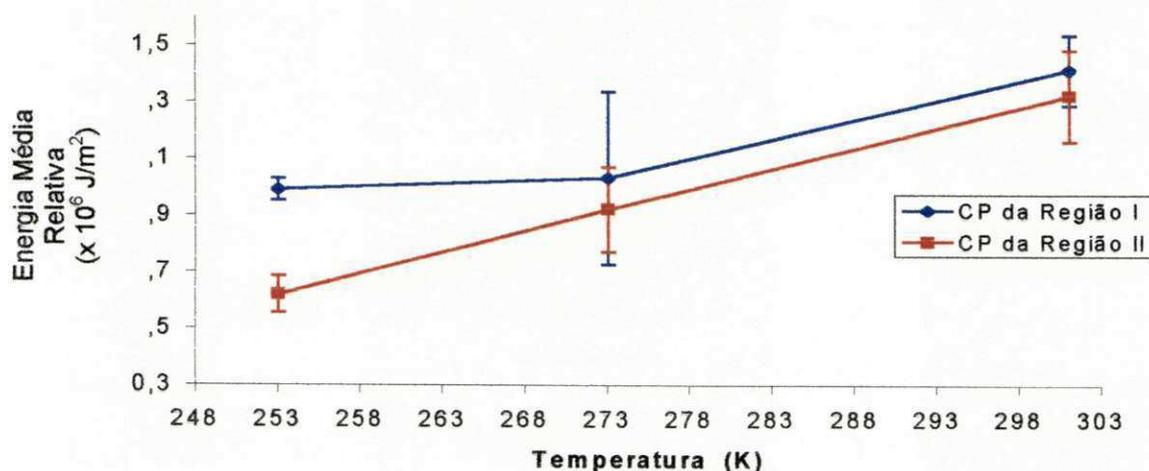


Figura 4.12 - Valores médios de energia relativa em função da temperatura de ensaio para os corpos de prova do metal de solda usinados da Região I (seções de  $55 \times 10 \times 5 \times 10^{-3}$  m) e II (seções de  $55 \times 10 \times 7,5 \times 10^{-3}$  m) do metal de solda.

O nível de restrição que uma amostra com uma determinada espessura impõe ao ser deformada está relacionado de uma maneira complexa com o estado de tensões atuante. Ou seja, se o tamanho da amostra é tal que se a deformação plástica que precede a fratura ocorrer sob condições de tensão plana, uma maior energia por unidade de área da seção transversal será registrado, do que se a fratura ocorrer sob condições de deformação plana (Ronald, 1970).

Essa dependência dos valores de energia com o tamanho das amostras é ilustrada esquematicamente pelo gráfico apresentado na Figura 4.13, onde a energia relativa é plotada em função da espessura da amostra. Para esta análise assume-se que todas as dimensões, exceto a espessura, permanecem constantes. Para valores mais altos de espessura, a energia se mantém constante. Nesta porção da curva, a fratura ocorre quase que totalmente sob condições de deformação plana ou seja a fratura é dita frágil. A partir de uma determinada espessura, ocorre a transição do estado de deformação plana para tensão plana, denotado por um aumento gradativo da energia e fisicamente pelo aumento da proporção da zona de fratura oblíqua ("shear lips") na superfície de fratura, até alcançar o pico da curva, que corresponde a espessura máxima na qual a fratura é dita 100% (cem por cento) dúctil, ou seja a espessura máxima na qual a fratura ocorre sob condições de tensão plana, comprovada pela superfície de fratura totalmente cisalhada. A queda dos valores de energia reflete o fato da proporção de área cisalhante diminuir devido a uma redução maior da espessura dos corpos de prova (Ronald, 1970).

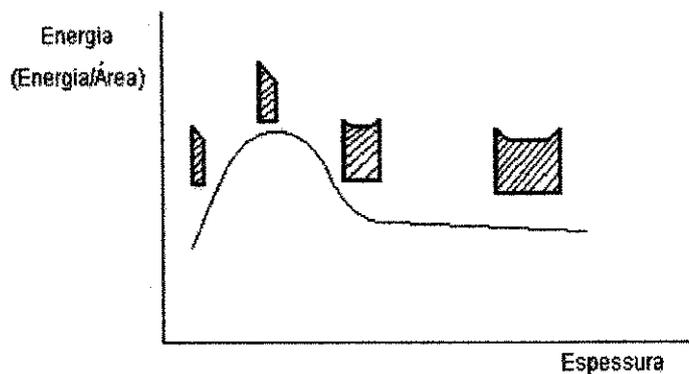


Figura 4.13- Gráfico esquemático da energia relativa de impacto Charpy em função da espessura dos corpos de prova (Ronald, 1970).

Do que foi exposto, pode-se afirmar, portanto, que a redução da espessura dos corpos de prova favoreceu à redução da triaxialidade de tensões, tornando-os mais propensos a fraturarem sob condições de tensão plana.

Para a avaliação da tenacidade de juntas soldadas, através de ensaios de impacto Charpy, faz-se necessário a utilização de amostras com tamanho padrão ( $55 \times 10 \times 10 \times 10^{-3}$  mm). O uso de amostras com espessuras reduzidas, como foi o caso deste trabalho, pode causar, entre outras coisas, mudanças na temperatura de transição dúctil-frágil e no comportamento dúctil das amostras, que se traduz pela obtenção de valores abaixo daqueles obtidos com amostras padronizadas (Towers, 1986).

#### **4.3 Efeito da Espessura e da Granulometria de Corpos de Prova Usinados do Metal de Solda sobre os valores de Tenacidade à Fratura CTOD de Carga Máxima ( $\delta_{max}$ )**

A Tabela 4.7 apresenta os resultados das propriedades mecânicas obtidas no teste de tração dos corpos de prova usinados do metal de solda e do metal de base.

Tabela 4.7: Propriedades Mecânicas do Metal de Solda e do Metal de Base.

Corpo de Prova	Tensão de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
Metal de Solda	587,5	706,4	24,21
Metal de Base	417	548	30,74

A Tabela 4.8 apresenta os resultados do ensaio de CTOD realizado em amostras com diferentes dimensões e usinadas de regiões distintas do metal de solda, conforme ilustração esquemática apresentada na Figura 3.8 do capítulo precedente.

O gráfico da Figura 4.14 apresenta os valores de  $\delta_{max}$  em função do ligamento  $b$  ( $b = W - a$ ) e da espessura para os dois tipos de corpos de prova. Para o corpo de prova CTOD do tipo preferencial, ao contrário do tipo subsidiário, o valor da espessura coincide com o do seu ligamento.

Pode ser observado através da Tabela 4.8 e da Figura 4.14 uma dependência dos fatores geométricos com a tenacidade, visto que os valores de tenacidade sob carga máxima  $\delta_{max}$  apresentaram uma tendência a diminuir com a redução da espessura e/ou do ligamento dos corpos de prova. Essa tendência, apesar de não ser muito significativa, como mostra a diferença dos valores de tenacidade, média e desvio-padrão obtidos, foi muito observada na literatura (Christensen, 1961, Weiss, 1965, Ronald, 1970, Cunha e Pope, 1983, Pereira et al., 1988, Nascimento, 1995).

Tabela 4.8: Resultados obtidos no teste de CTOD realizado à temperatura ambiente para amostras com diferentes dimensões e usinadas de diferentes regiões do metal de solda : Região I ( $W = 14 \times 10^{-3}\text{m}$ ,  $B = 7 \times 10^{-3}\text{m}$  e  $b = 7 \times 10^{-3}\text{m}$ ) e Região II ( $W = 20 \times 10^{-3}\text{m}$ ,  $B = 10 \times 10^{-3}\text{m}$  e  $b = 10 \times 10^{-3}\text{m}$ ).

Corpo de Prova	Medidas	$\delta_{\max}(\times 10^{-3}\text{m})$
		Temperatura Ambiente
Região I	1	0,106
	2	0,084
	3	0,08
	Média	0,09
	Desvio Padrão	0,014
Região II	1	0,1
	2	0,125
	3	0,081
	Média	0,102
	Desvio Padrão	0,02

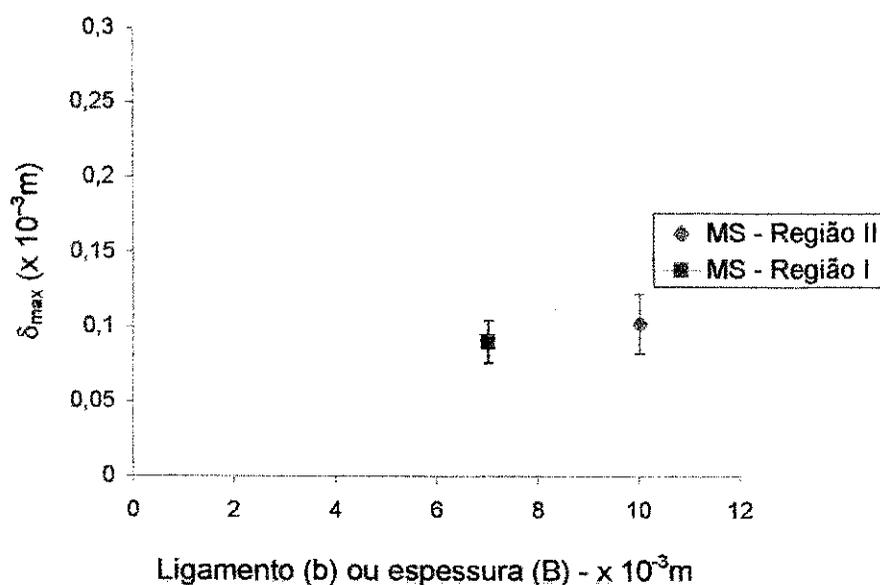


Figura 4.14 - Relação entre os valores de  $\delta_{\max}$  e os ligamentos b e espessura para os corpos de prova com diferentes dimensões e usinados de duas regiões distintas do metal de solda: Região I ( $W = 14 \times 10^{-3}\text{m}$ ,  $B = 7 \times 10^{-3}\text{m}$  e  $b = 7 \times 10^{-3}\text{m}$ ) e Região II ( $W = 20 \times 10^{-3}\text{m}$ ,  $B = 10 \times 10^{-3}\text{m}$  e  $b = 10 \times 10^{-3}\text{m}$ ).

Essa dependência dos valores de tenacidade com as dimensões dos corpos de prova tem sido relatada por muitos pesquisadores (Ronald, 1970, Holt, 1974, Green & Knott, 1975, Pisarski, 1981, Cunha & Pope, 1983, Putatunda et al., 1985, Matsoukas et al., 1986, Wellman et al., 1987, Pereira et al., 1988, Santos, 1991, Nascimento, 1995).

De acordo com Green & Knott (1975), que realizaram testes de CTOD em amostras com espessuras que variaram de 5 a 70 x 10<sup>-3</sup>m, usinadas de um aço com 0,15% de Carbono, o resultado obtido foi o oposto, ou seja, os valores de  $\delta_{max}$  aumentaram com a redução da espessura dos corpos de prova, e isto estava associado ao aumento da proporção de área dos ligamentos laterais ou "shear lips".

Resultados similares também foram obtidos por Pisarski (1981), que estudou o efeito das espessuras de 10, 50 e 100 x 10<sup>-3</sup>m nos valores críticos de CTOD e integral J em uma chapa de aço C-Mn, e por Putatunda et al. (1985), que investigaram a influência tanto da largura como da espessura nos parâmetros de tenacidade à fratura elasto-plástica, utilizando uma chapa de aço temperada e revenida.

Esse comportamento é realmente o esperado, uma vez que com a redução da espessura dos corpos de prova ocorre uma diminuição da triaxialidade de tensões e portanto um favorecimento ao estado de tensão plana que conduz ao comportamento dúctil do material (Ronald, 1970, Holt et al., 1974).

Entretanto, Cunha e Pope (1983), que investigaram a influência da espessura na tenacidade à fratura de juntas soldadas, de um aço do tipo BS 4360 Gr 50D, obtidos por soldagem arco submerso, verificaram que os valores de tenacidade do metal de solda sofreram um acréscimo com o aumento da

espessura dos corpos de prova. Esse resultado foi atribuído ao aumento da zona de grãos equiaxiais proveniente da deposição sucessiva de passes, e que tem a seu favor, em termos de tenacidade, uma microestrutura mais homogênea e menos dura do que a da zona de grãos colunares.

No presente trabalho, conforme os dados apresentados na Tabela 4.9 e no gráfico de colunas da Figura 4.15, não houve uma variação significativa do percentual de grãos colunares e recristalizados, para os corpos de prova usinados das duas regiões do metal de solda, que pudesse explicar o acréscimo da tenacidade com o aumento da espessura. Nem tampouco os valores de dureza apresentaram importantes variações, como mostram os dados da Tabela 4.9 e o gráfico de colunas da Figura 4.16.

Tabela 4.9: Quantidade percentual média de grãos colunares e recristalizados dos corpos de prova CTOD usinados de duas regiões do metal de solda, I e II, e seus respectivos valores de dureza.

Região do Metal de Solda	Dureza Média (HV-5Kgf)	Percentual Média de Grãos (%)	
		Colunares	Recristalizados
Região I	268,1	44,4	55,6
Região II	271,6	42,8	57,2

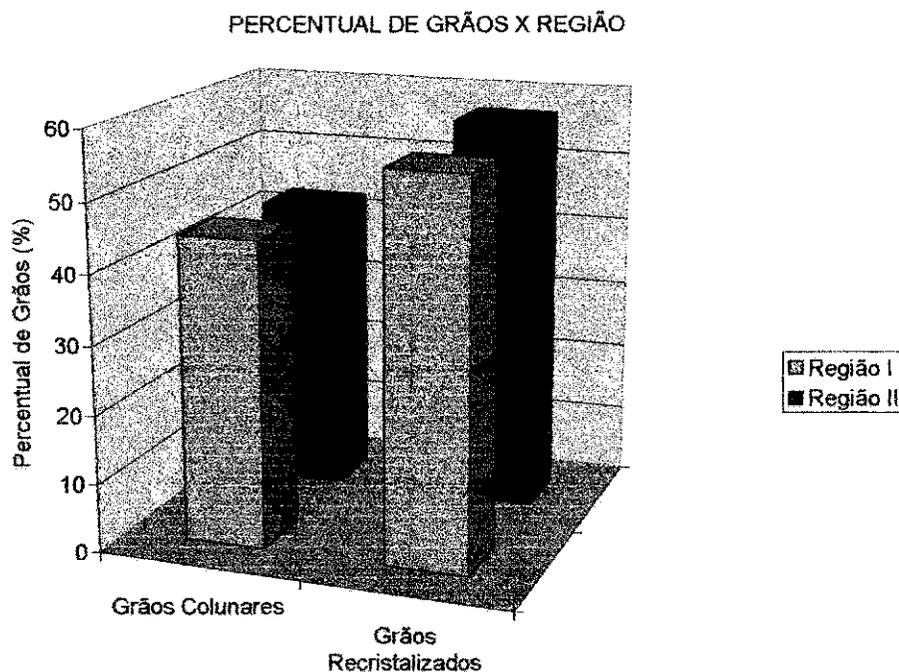


Figura 4.15 - Visualização esquemática da quantidade de grãos colunares e recristalizados dos corpos de prova CTOD usinados de duas regiões do metal de solda, I e II.

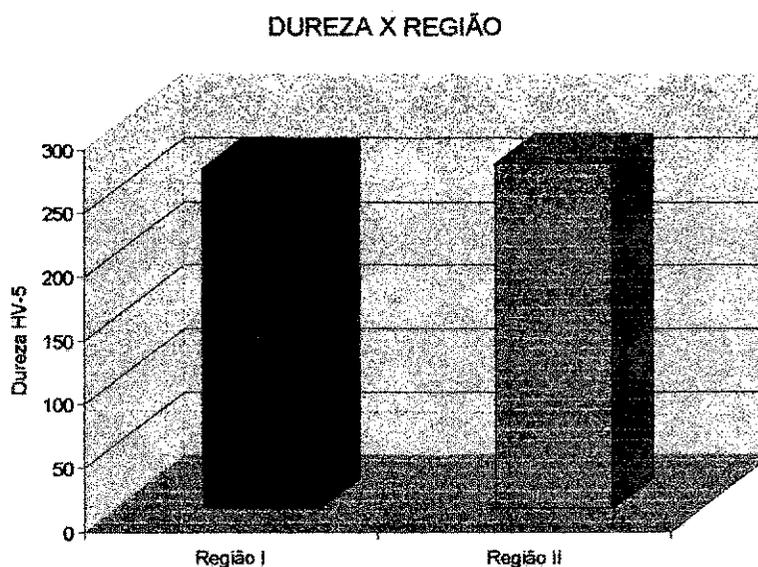


Figura 4.16 - Visualização esquemática das medidas de dureza dos corpos de prova CTOD usinados de duas regiões do metal de solda, I e II.

Pereira et al. (1988), que estudaram o efeito das dimensões dos corpos de prova sobre os valores de CTOD de máxima carga em aços da classe

API 5L-X65 e API 5L-X70, também verificaram uma queda dos valores de tenacidade com a redução da espessura e/ou do ligamento dos corpos de prova. Entretanto não puderam estabelecer o predomínio de um ou de outro sobre os valores de  $\delta_{max}$ .

Nascimento (1995) que também realizou o mesmo estudo, só que com os aços da classe API 5L-X70 e ASTM A516-GR65 atribuiu a queda dos valores de  $\delta_{max}$  com a redução da espessura à variação microestrutural ao longo desta.

Apesar do número significativo de publicações, esta dependência dos valores de tenacidade com as dimensões dos corpos de prova não consegue ser muito bem explicada, ou seja, não se sabe estabelecer se há um predomínio da espessura ou do ligamento sobre os valores de  $\delta_{max}$ . O que se sabe é que o campo de tensões criado à frente da trinca de fadiga contida nos corpos de prova para ensaios de tenacidade apresenta uma dependência tanto da espessura quanto do ligamento e qualquer alteração nestes terá uma influência direta sobre aquele campo de tensões, pois alteram as características de triaxialidade do sistema (Pereira et al., 1988).

Pisarski (1981) sugeriu que no caso de juntas soldadas, outros efeitos, tais como microestrutura do cordão, velocidade de resfriamento, fragilização da região da raiz, etc., poderiam superar esse efeito da triaxialidade.

Apesar do percentual de grãos colunares e recristalizados e das medidas de dureza, dos corpos de prova usinados de cada região do metal de solda, não terem apresentado significativas variações, em virtude, talvez, da técnica aplicada e dos pontos tomados, e também pelo fato de desconhecermos os parâmetros de soldagem utilizados, não se pode descartar a possibilidade da

presença de algum tipo de defeito metalúrgico, microestruturas frágeis ou a concentração de inclusões não metálicas, na região de onde foram usinadas as amostras de menores dimensões, ter provocado a queda nos valores de tenacidade.

De acordo com Ronald (1970), que estudou o comportamento à fratura de um aço 4340, através de ensaios Charpy e de flexão, em amostras com variação de espessura, e Weiss (1965) e Christensen (1961) que estudaram outros materiais, a queda dos valores de tenacidade com a redução da espessura dos corpos de prova foi atribuída à quantidade mínima de deformação plástica causada pelo tamanho físico reduzido da amostra, que, tal como nos ensaios Charpy, também apresentaram um menor percentual de área cisalhante.

Esta possibilidade parece ser a mais provável para o que procuramos como explicação dos resultados obtidos neste trabalho, já que as outras cogitadas no parágrafo precedente não puderam ser confirmadas pelas análises realizadas por metalografia, medidas de dureza e microscopia eletrônica de varredura.

A norma BS 5762 (1979) recomenda que a espessura do corpo de prova seja igual àquela da estrutura em análise. Porém, neste caso, para a avaliação da tenacidade da junta soldada, houve uma necessidade de reduzir o tamanho do corpo de prova e este procedimento resultou em valores de CTOD mais baixos, não traduzindo a tenacidade real do material ou do componente analisado (Pereira et. al., 1988). Deste modo, a utilização deste parâmetro para a determinação de tamanhos de trincas críticas através das curvas de projeto, poderá resultar em tamanhos de defeitos admissíveis muito reduzidos e assim mesmo ultra-conservadores.

#### 4.4 Análise da Superfície de Fratura

As Figuras 4.17 a 4.20 apresentam as microscopias eletrônicas de varredura das amostras testadas por impacto Charpy usinadas das diferentes regiões da junta soldada.

A Figura 4.17 apresenta a microscopia de uma amostra do metal de solda na condição como recebido. O aspecto misto da fratura foi revelado pela presença múltipla de "dimples" - Cavidades hemisféricas ou parabólicas que se originaram de inclusões não metálicas, pela formação, crescimento e coalescência de vazios - e de facetas de clivagem - planos cristalinos paralelos à superfície de fratura (Metals Handbook, 1974).

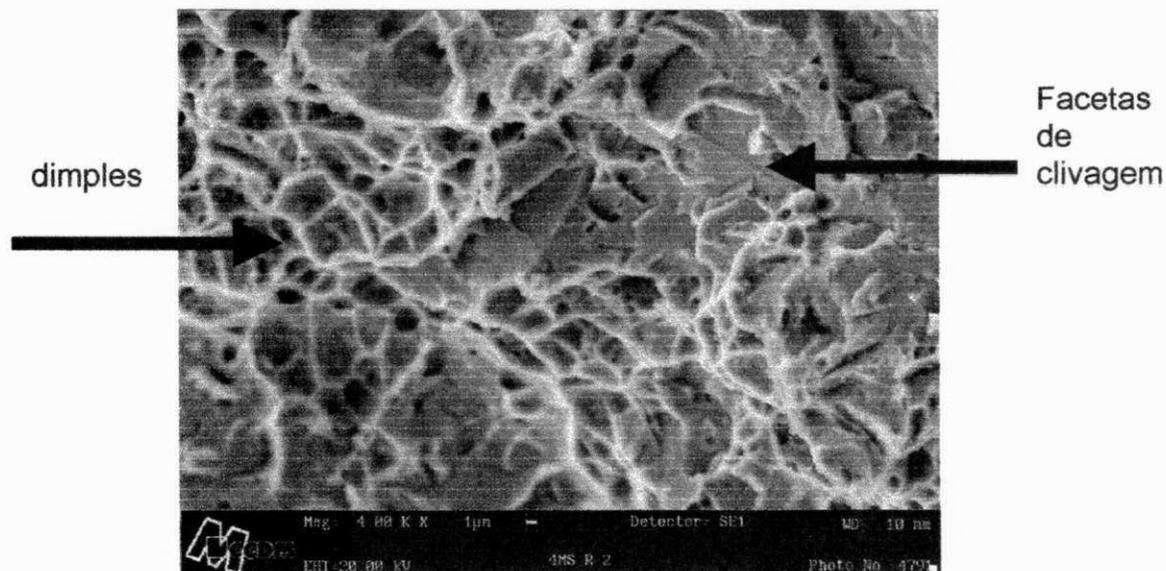


Figura 4.17 - MEV de uma amostra do MS na condição como recebido;  
Aumento: 4000x.

As Figuras 4.18 e 4.19 apresentam respectivamente as microscopias das amostras da região de grãos grosseiros, com participação do metal de solda, nas condições como recebido e tratadas termicamente.

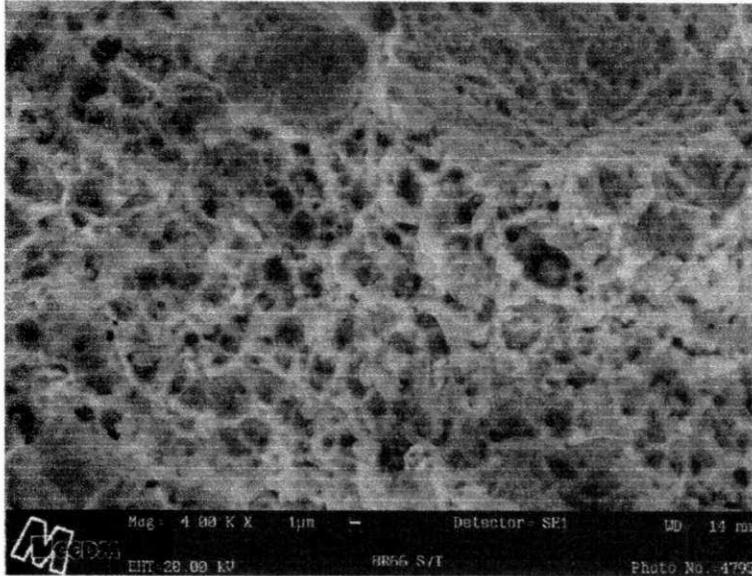


Figura 4.18 - MEV da amostra da RGG com participação do metal de solda, na condição como recebido; Aumento: 4000x.

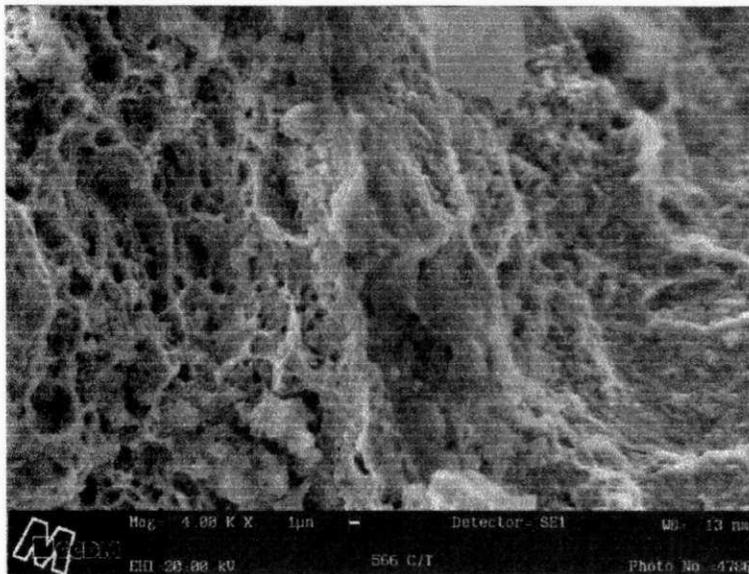


Figura 4.19 - MEV da amostra da RGG com participação do metal de solda, tratada termicamente; Aumento: 4000x.

Como pode ser observado nas duas Figuras anteriores, 4.18 e 4.19, devido a inferência de aproximadamente 82% do metal de solda nas amostras da região de grãos grosseiros, houve o predomínio do aspecto dúctil de fratura, comprovado pela presença de "dimples".

A Figura 4.20 apresenta a microscopia de uma amostra da região de grão finos com participação ativa do metal de solda e com menores proporções da região de grãos grosseiros e do metal de base, nas condições como recebido e tratadas termicamente. Pode-se notar a múltipla presença de “dimples”, desta vez evidenciando o sentido de propagação da trinca: diagonal descendente, da esquerda para a direita (Metals Handbook, 1974).

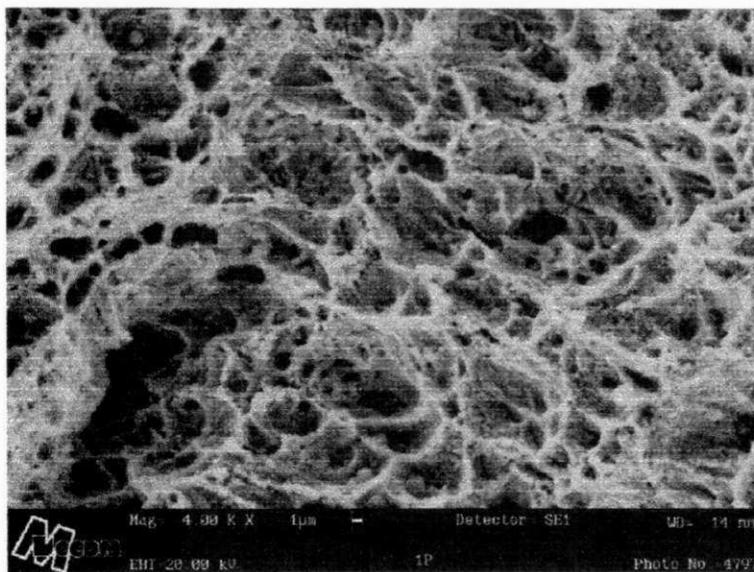


Figura 4.20 - MEV da amostra da RGF com participação do metal de solda, região de grãos grosseiros e metal de base na condição como recebido. Aumento: 4000x.

As Figuras 4.21 (a) e (b) e 4.22 (a) e (b) apresentam as microscopias eletrônicas de varredura das amostras de CTOD, usinadas de duas regiões do metal de solda, regiões I ( $W = 14 \times 10^{-3}\text{m}$ ,  $B = 7 \times 10^{-3}\text{m}$  e  $b = 7 \times 10^{-3}\text{m}$ ) e II ( $W = 20 \times 10^{-3}\text{m}$ ,  $B = 10 \times 10^{-3}\text{m}$  e  $b = 10 \times 10^{-3}\text{m}$ ) respectivamente.

As Figuras 4.21 (a) e 4.22 (a) mostram a interface entre o entalhe e a pré-trinca e a interface desta com a direção de crescimento da trinca. A Figura 4.21 (b) apresenta, em maior aumento, a região imediatamente acima da pré-trinca, da qual se percebe com bastante nitidez o aspecto dúctil da fratura, pela

presença de “dimples”. A Figura 4.22 (b) apresenta, em maior aumento, a interface entre a pré-trinca e o seu crescimento. A múltipla presença de “dimples” revela o aspecto dúctil da fratura.

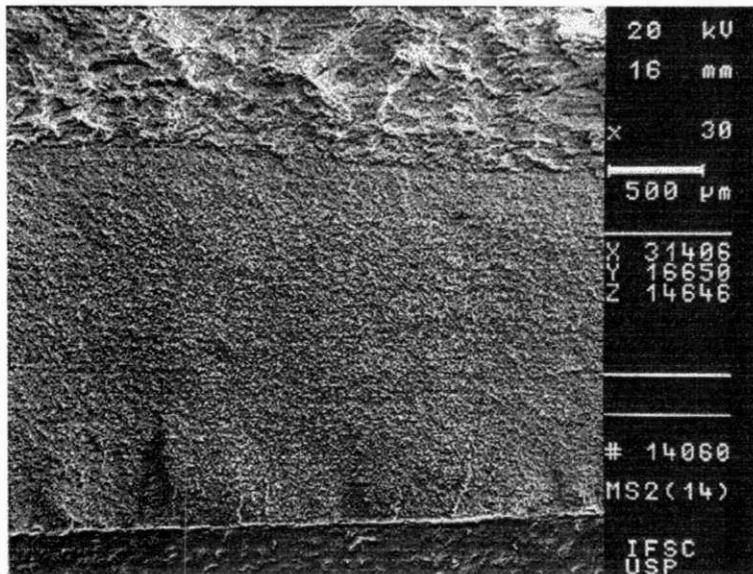


Figura 4.21 (a) - MEV da superfície de fratura da amostra de CTOD usinada da região I do metal de solda ( $W = 14 \times 10^{-3}$  m,  $B = 7 \times 10^{-3}$  m e  $b = 7 \times 10^{-3}$  m); Aumento: 30x.

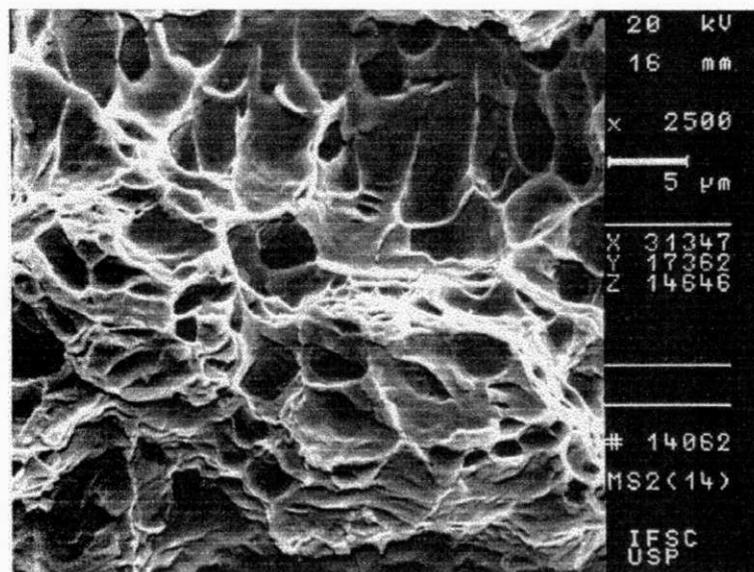


Figura 4.21 (b) - MEV da superfície de fratura da amostra de CTOD usinada da região I do metal de solda ( $W = 14 \times 10^{-3}$  m,  $B = 7 \times 10^{-3}$  m e  $b = 7 \times 10^{-3}$  m); Aumento: 2500x.

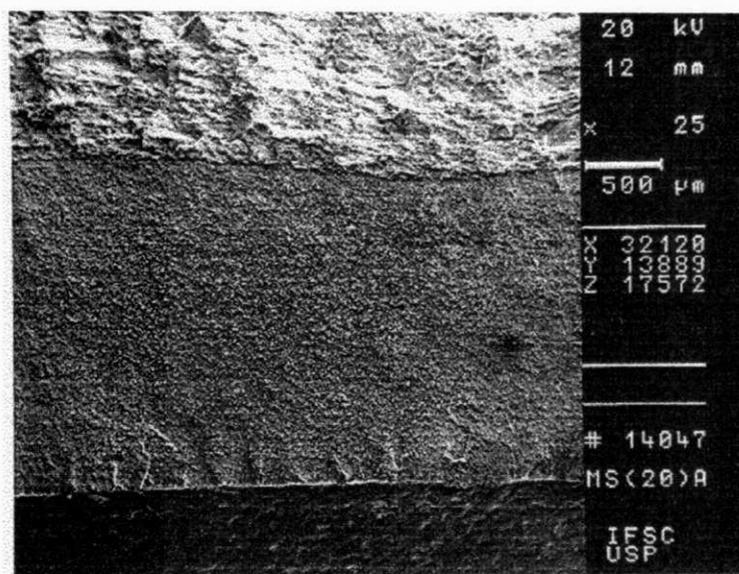


Figura 4.22 (a) - MEV da superfície de fratura da amostra de CTOD usinada da região II do metal de solda ( $W = 20 \times 10^{-3}$  m,  $B = 10 \times 10^{-3}$  m e  $b = 10 \times 10^{-3}$  m); Aumento: 25x.

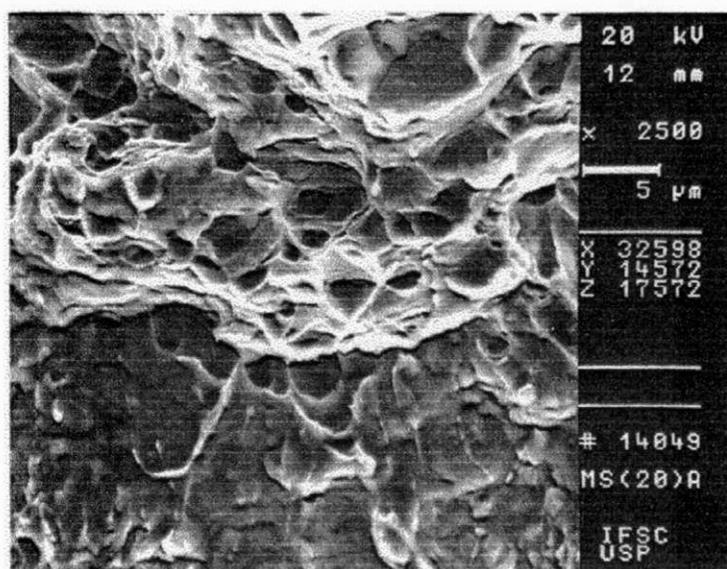


Figura 4.22 (b) - MEV da superfície de fratura da amostra de CTOD usinada da região II do metal de solda ( $W = 20 \times 10^{-3}$  m,  $B = 10 \times 10^{-3}$  m e  $b = 10 \times 10^{-3}$  m); Aumento: 2500x.

## **CAPÍTULO 5**

### **5.0 Conclusões**

A maior quantidade de energia absorvida pelos corpos de prova Charpy, com participação do metal de solda demonstra a significativa contribuição da região de grãos recristalizados no aumento da tenacidade de juntas soldadas obtidas por processo multipasse.

O decréscimo dos valores de energia de impacto, observado nas amostras do metal de solda tratadas termicamente, demonstra a necessidade de controle do ciclo térmico, para evitar a ocorrência de fenômenos metalúrgicos não desejados e responsáveis pela queda da tenacidade na junta soldada.

Os resultados obtidos nos ensaios CTOD confirmaram aqueles obtidos nos ensaios Charpy, entretanto demonstraram a necessidade de uma análise mais cuidadosa com relação ao efeito do estado de tensão/deformação em amostras com variação de espessura, na avaliação das propriedades mecânicas de juntas soldadas. Os resultados demonstraram também a necessidade da utilização de amostras com tamanho padrão, no caso de ensaios Charpy, e com a espessura da estrutura, no caso de ensaios CTOD,

para uma avaliação mais coerente da tenacidade de juntas soldadas, para que não haja o risco de obtenção de valores de tenacidade mais baixos, que não traduzem a tenacidade real do material ou do componente analisado.

## **CAPÍTULO 6**

### **6.0 Sugestões para Trabalhos Futuros**

Executar a soldagem do tubo utilizando um dos tipos de chanfros retos (meio V ou K). Desta forma, o entalhe poderá ser usinado na região de interesse da junta soldada sem a inferência de outras regiões, permitindo uma avaliação da variação microestrutural mais adequada. A avaliação incluiria além de ensaios de impacto Charpy, ensaios de tenacidade à fratura CTOD.

Fazer depósitos de mais de dois cordões de solda e avaliar o efeito da temperatura interpasse e do patamar de temperaturas do tratamento térmico de alívio de tensões sobre a tenacidade à fratura da ZTA e do metal de solda, em corpos-de-prova com maiores variações de espessura. Desta vez, a avaliação de uma terceira região, através de corpos de prova com maior espessura, poderia modificar os resultados obtidos no presente trabalho, uma vez que a deposição de outro cordão proporcionaria uma maior recristalização dos grãos do metal de solda, e como consequência não haveria dependência dos valores de tenacidade com a espessura, mas sim com a estrutura recristalizada dos grãos.

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, 1994, Contagem, MG. Anais... Contagem: ABS, 1994. p. 391-404.

Marques, P. V. TECNOLOGIA da Soldagem. Belo Horizonte: ESAB, 1991. 352p.

Matsoukas, G., Cotterell, B., Mai, Y. W. THE EFFECT of Geometry on the Crack Opening Displacement of a Low Carbon Steel. Eng. Fract. Mech., v. 23, n. 4, p. 661, 1986.

Matsuda, F., Fakuda, Y. REVIEW of Mechanical and Metallurgical Investigations of Martensite-Austenite Constituent in Welded Joints in Japan. Welding in The World, v. 37, n. 3, p. 134-154, 1996.

McCutcheon, D. B., McGrath, J. T., Godden, M. J. et al. THE EFFECT of Microalloy Additions on The Heat Affected Zone Notch Toughness of a C-Mn-Mo Line Pipe Steel. HSLA Steels Technology and Applications. In: CONFERENCE PROCEEDINGS: ASM, 1983. p.881-895.

Metals Handbook. FRACTOGRAPHY and Atlas of Fractographs. 8 ed. EUA: ASM, 1974. v. 9, 500p.

Nascimento, J. J. O EFEITO da Espessura do Corpo de Prova sobre os Valores de Tenacidade à Fratura dos Aços da Classe API 5L – X70 e ASTM A516-GR65. Campina Grande, PB, 1995. 101p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal da Paraíba, Campus II.

Ouro, C. R., Bott, I. S., Bastian, F. L. INFLUENCE of Local Brittle Zone Size on the Heat Affected Zone Toughness of Structural Steel for Offshore Applications. In: INTERNATIONAL CONFERENCE, 4, 1995, Tennessee, Gatliburg. Anais... Tennessee, 1995. p. 519-524.

Paranhos, R.P.R. Rio de Janeiro, fevereiro, 1984. Dissertação de Mestrado, COPPE - RJ.

PD -6493. GUIDANCE on Some Methods for the Derivation of Acceptance Levels for Defects in Fusion Welded Joints. British Standards Institution, p. 1-51, 1980.

Perdigão, 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. p. 211-228.

## 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.
- Akritov, A. S., Kolechko, A. A., Shorshorov, M. K., et al. EFFECT of the Welding Thermal Cycle and Heat Treatment on the Structure and Properties of the Heat Affected Zone Metal of Welded Joints in 09G2SBF Quenched and Tempered Ferritic-Perlitic Steel. Welding International, v. 5, n. 4, p. 304-306, 1991.
- Akselsen, O. M., Rorvik, G., Onsoien, M. I., et al. ASSESSMENT and Predictions of HAZ Tensile Properties of High Strength Steels. Welding Journal, v. 68, n. 9, p. 352-356, 1989.
- Allen, F. C. Effect of thickness on the fracture toughness of 7075 Aluminum in the T6 e T73 conditions. ASTM STP 486, 1971, p. 16-38.
- Antunes, A. E. B. TENSÕES Residuais na Soldagem, Aspectos Básicos. Journal of The Braz. Soc. Mechanical Sciences, v. 17, n.4, p. 394-403, 1995
- API Specification 5LX. API Specification for High – Test Line Pipe. 23 ed., 1980.
- ASTM E 23-81. STANDARD Methods for Notched Bar impact Testing of Metallic Materials., 1981.
- AWS 3.0-89. STANDARD Welding Terms and Definitions. Miami: AWS, 1989. 109p.
- AWS 4.0-74. STANDARD Methods for Mechanical Testing of Welds. Miami: AWS, 1979. 60p.
- Bailey, N. SUBMERGED Arc Welding Ferritic Steels with Alloyed Metal Powder. Welding Journal, v.70, n. 8, p. 187s-206s, 1991.
- 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.
- Billy, J, Johansson, T, Loberg, B., et al. STRESS Relief Heat Treatment of Submerged Arc Welded Microalloyed Steels. Metals Technology, v. 7, n. 2, p. 67-68, 1980.
- Braid, J. E. M., McGrath, J. T. THE INFLUENCE of Microstructure and Strain on The Toughness of Welded Joints in Structural Steels for Offshore Applications. Canadian Metallurgical Quarterly, v. 25, n. 2, p. 131-143, 1986.

- Brosilow, R. HIGH Strength Steels: A PROGRESS Report. Welding Design & Fabrication, p. 40-44, Nov., 1991.
- Burdekin, F. M., Stone, D. E. W. THE CRACK Opening Displacement Approach to Fracture Mechanics in Yielding Materials. Journal of Strain Analysis, v. 2, p. 145-153, 1966.
- Costa, H. R. M., Bott, I. S., Ouro, C. R. AVALIAÇÃO do Efeito de Múltiplos Tratamentos Térmicos de Alívio de Tensões na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de um Metal de Solda Ferrítico. In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 19, 1993, Águas de São Pedro, SP. Anais... Águas de São Pedro: ABS, 1993. p. 97-110.
- Christensen, R. H., Denke, P. H. Crack Strength and Crack Propagation Characteristics of High Strength Materials. ASD-TE-61-207, 1961.
- Cunha, P. C. R., Pope, A. M. INFLUÊNCIA da Espessura na Tenacidade à Fratura de Juntas Soldadas. In: CONGRESSO DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA, 38, 1983, São Paulo, SP. Anais...São Paulo: ABM, 1983. p. 389-399.
- Dawes, M. G. FRACTURE Control in High Yield Strength Weldments. Welding Journal, v. 53, n. 9, p.369s-379s, 1974.
- Dawes, M. G. THE COD Design Curve. In: PROCEEDING OF 2<sup>ND</sup> ADVANCED SEMINAR ON FRACTURE MECHANICS, p. 279-300, 1980.
- Dieter, G. E. METALURGIA Mecânica. 2º edição. Rio de Janeiro: Guanabara Koogan S. A., 1981. 653p.
- Dhooge, A., Vinckier, A. STUDY of The Phenomenon of Cracking during Stress Relief Heat Treatments in Welded Joints of Quenched and Tempered High Strength Steels. Revue de La Soudure, n. 3, p. 11-22, 1993.
- Documento IIS-IIW-1128-91. GUIDE to Weldability and Metallurgy of Welding of Steels processed by TMCP of AC. Welding in The World, v. 33, n. 1, p. 34-65, 1994.
- Dolby, R. E. INFLUENCE of Defect Orientation on HAZ Fracture Toughness Measurements. Metal Construction, v. 6, n. 7, p. 228-236, 1974.
- Dugdale, D. S. YELDING of Steel Sheets Containing Slits. Journal Mechanics Physics Solids, v. 8, p. 100-104, 1960.
- Easterling, K.E. MICROSTRUCTURE and Properties of the Heat Affected Zone. In: INTERNATIONAL CONFERENCE, Gatlinburg, May, 1989. p. 177-188.

- Especificação 1859c. Consumível de soldagem com propriedade assegurada. PETROBRÁS: set., 1992. 10p.
- Evans, G. M. EFFECT of Manganese on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits. IIW DOC.. II-A-432-77, 1977.
- Evans, G. M. THE INFLUENCE of Molybdenum on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits. IIW DOC.. II-A-666-86, 1986a.
- Evans, G. M. THE EFFECT of Stress Relieving on the Microstructure and Properties of C-Mn All Weld Metal Deposits. Welding Journal, v.65, n. 12, p. 326s-356s, 1986b.
- Evans, G. M. THE EFFECT of Chromium on the Microstructure and Properties of All Weld Metal Deposits. Welding and Metal Fabrication, London, v. 57, n. 7, p. 346-358, Aug. 1989.
- Fahey, N. H., Kula, E. B. Proc. ASTM, vol. 63, p.1147, 1963.
- Farrar, R. A. Harrison, P. L. ACICULAR Ferrite in Carbon-Manganese Weld Metals: an Overview. Journal of Materials Science, n. 22, p. 3812-3820, 1987.
- Ferrante, M. INFLUÊNCIA da Composição Química sobre a Microestrutura e Tenacidade de Metal de Solda Ferrítico. Parte I: Manganês, Silício, Oxigênio e Níobio. Soldagem & Materiais, vol. 1, n. 3, p. 36-43, jul./set., 1989.
- Ferrante, M., Silvestre, M. A. MICROESTRUTURA, Energia de Impacto e Precipitação na Zona Termicamente Afetada de um Aço API com Baixo carbono, Titânio e Alto Níobio. In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 16, 1990, Caxambu, MG. Anais...Caxambu: ABS, 1990. p. 1-17.
- Ferraresi, V. A., Trevisan, R. E. INFLUÊNCIA do Alívio de Tensões de uma Junta Soldada no Trincamento. MM, p. 84-92, set. 1997.
- Fick, J. I. J., Rogerson, J. H. The Effect of Stress-Relief heat Treatment on The Toughness of C-Mn Submerged Arc Weld Metals. Welding and Metal Fabrication, v. 46, n.3, p.85-89, 1978.
- Glover, A. G., McGrath, J. T., Tinkler, M. J., et al. THE INFLUENCE of Cooling Rate and Composition on Weld Metal Microstructure in a C-Mn and a HSLA Steel. Welding Journal, v. 56, n. 9, p. 267s-273s, 1977.
- Gomes, S. I. N., Sant'anna, P. C., Kobaiashi, Y. EFEITO do Tratamento Térmico de Alívio de Tensões na Tenacidade ao Impacto de Metais Depositados obtidos por Arco Submerso com Adição de Pó Metálico. In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 19, 1993, Águas de São Pedro, SP. Anais... Águas de São Pedro: ABS, 1993a, p. 111-126.

- Gomes, S. I. N., Anhesine, M. W., Faesarella, I. S., et al. EFEITO do Relaxamento de Tensão e Envelhecimento sobre as Propriedades de Dureza e Impacto em Metais Depositados de Aço ARBL. In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 19, 1993b, Águas de São Pedro, SP. Anais... Águas de São Pedro: ABS, 1993, p. 177-194.
- Green, G., Knott, J. F. ON EFFECTS of Thickness on Ductile Crack Growth in Mild Steel J. Mech. Phys. Solids, v. 23, p. 167-183, 1975.
- Griffith, A. A. THE PHENOMENON of Rupture and Flow in Solids. Phil. Trans. Roy. Soc. of London, A221, p. 163-198, 1920.
- Griffith, A. A. THE THEORY of Rupture. Proc. Inst. Int. Conger. App. Mech., 1924.
- Grong, O. Matlock, D. K. MICROSTRUCTURAL Development in Mild and Low Alloy Steel Weld Metal International Metals Review, London, v. 31, n.1, p. 27-48, 1986.
- Guimarães, S., Araújo, V. L., Zeeman, A. A QUALIDADE do Metal de Base e dos Consumíveis na Soldagem de Aços Estruturais. In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 22, 1996, Blumenau, SC. Anais... Blumenau: ABS, 1996. v. 2, p. 435-445.
- Hannerz, N. E. WELD METAL and HAZ Toughness of Thick Structural Steel Weldments. Materials Engineering, v. 3, p. 479-484, 1995.
- Hartbower, C. E., Orner, G. M. METALLURGICAL Variables Affecting Fracture Toughness in High-Strength Sheet Alloys. Welding Journal, v. 42, p.111s, 1963.
- Holt, D. L., Khor, P. S., Lat, M. O. THE RELATION between the Fracture Toughness of Plates and the Thickness of Shear Lips. Engineering Fracture Mechanics, v. 6, n. 2, p. 307-313, 1974.
- Horii, Y., Ohkita, S. PREDICTION of Weld Microstructure: Part 1 – Low Alloy Steels. Welding International, v. 6, n. 10, p. 761-765, 1992.
- Hrivnak, I., Fukuhisa, M., Li, Z., et al. INVESTIGATION of Metallography and Behavior of M-A Constituent in Weld HAZ of HSLA Steels. Transactions of JWRI, p. 101-110, 1992.
- Insfran, A. C. C., Ouro, C. R., Bott, I. S. ESTUDO do Efeito de Múltiplos Tratamentos Térmicos para Alívio de Tensões em Chapas de Aços Estruturais Temperados e Revenidos. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 10, 1992, Águas de Lindóia, SP. Anais... Águas de Lindóia: 1992. v.2, p.904-907.

- Jorge, J. C. F., Rebello, J. M. A. INFLUENCIA do Tratamento Térmico Pós-Soldagem nas Propriedades Mecânicas de Cordões de Solda de Alta Resistência. In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 16, 1990, Caxambu, MG. Anais... Caxambu: ABS, 1990. p. 87-106.
- Jorge, J. C. F. RELAÇÃO Tenacidade/Microestrutura de Metal de Solda de Aço C-Mn-Cr obtidas de Soldas Passe Único pelo Processo Arco Submerso. Rio de Janeiro, 1993. Tese de Doutorado – COPPE/Universidade Federal do Rio de Janeiro
- Jorge, J. C. F., Rebello, J. M. A., Souza, L. F. G., et al. EFEITO do Elemento Cromo nas Propriedades de Metais de Solda C-Mn Baixa Liga. In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 19, 1993, Águas de São Pedro, SP. Anais... Águas de São Pedro: ABS, 1993a. p. 127-142.
- Jorge, J. C. F., Rebello, J. M. A., Evans, G. M. MICROSTRUCTURE and Toughness Relationship in C-Mn-Cr All-Weld Metal Deposits. IIW DOC. II-A-880-93, 1993b.
- Kikuta, Y., Araki, T., Yoneda, M. RELATIONSHIP between Microstructure and Toughness in Weld Metal and Its Reheated Zone of High Strength Steel. Technology Reports of The Osaka University, v. 37, n. 1874, p. 75-83, Aug. 1986.
- Lacerda, G. A. A INFLUENCIA do Teor de Inoculante FeSi75 na Nucleação da Grafita Nodular e nas Propriedades Mecânicas de Ferros Fundidos Nodulares Bainíticos. Relatório Final para Conclusão do Curso de Engenharia Mecânica, ago., 1997, 47p., Universidade Federal da Paraíba, Campus II.
- 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.
- Lee, S., Kim, B. C., Lee, D. Y. FRACTURE Mechanism in Coarse Grained HAZ of HSLA Steel Welds. Metallurgica, v. 23, n. 6, p. 995-1000, 1989.
- Li, Q. F. A STUDY about  $J_i$  and  $\delta_i$  in Three-Point Bend Specimens With Deep and Shallow Notches. Engineering Fracture Mechanics, v.22, n. 1, p. 9-15, 1985.
- Lin, Y., Akben, M. G., Bowker, J. T. MECHANICAL and Microstructural Analyses of Multipass Welded HAZ. [s.n], [Dept. of Met. Eng. McGill University, Montreal, Canada], p.721-725, [ca. 1986].
- 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.

- Pereira, L. C., Strohaecker, T. R., Bastian, F. L., et al. INFLUENCIA das Dimensões dos Corpos de Prova na Avaliação do Comportamento à Fratura de Aços para Tubulações. In: CONGRESSO ALAMET, 1 e COLÓQUIO LATINO AMERICANO DE FADIGA E FRATURA DOS MATERIAIS, 3, 1988, Rio de Janeiro, RJ. Anais...Rio de Janeiro: 1988, p. 837-849.
- Philips, R. H. WELDING High Strength Steels. Australian Welding Journal, p. 31-34., Winter 1982.
- Pickering, F. B. HIGH Strength Low Alloy Steels – A Decade of Progress. In: PROC. MICROALLOYING 75 CONFERENCE, New York, 1977. p. 9-31.
- Pisarsk, H. J. INFLUENCE of Thickness on Critical Crack Opening Displacement (COD) and J Values. International Journal of Fracture, v.17, n. 4, p. 417-440, 1981.
- Pisarsk, H. G. FRACTURE Toughness of some Materials used in fabricating Fixed Offshore Structures. In: ANNUAL OFFSHORE TECHNOLOGY CONFERENCE, 13, Houston, 1981.
- Putatunda, S. K., Risgbee, J. M., Corten, H. T. Effect of Size on Elastic Plastic Fracture Toughness Parameters. Journal of Testing and Evaluation, v. 13, n. 3, p. 181-190, 1985.
- Ramsay, C. W., Matlock, D. K., Olson, D. L. THE INFLUENCE of Inclusions on the Microstructures and Properties of a High Strength Steel Weld Metal. In: INTERNATIONAL CONFERENCE OF GATLINBURG – Proceeding, 1989, Gatlinburg. Anais... Gatlinburg: May, 1989. p. 763-767.
- Ranade, R. S., Barbaro, F. J., Williams, J. G., et al. RELATIONSHIP between Martensite Islands and HAZ Fracture Toughness in Welded Ni-Cu Structural Steels. Journal de Physique IV, v. 5, p. 311-316, déc. 1995.
- Rebello, J. M. A. SOLDAGEM II. [s. l], Instituto Brasileiro de Qualidade Nuclear, 1985. 270p.
- Ronald, T. M. F. THE RELATION Between the Fracture Behavior of 4340 Bend Specimens and the Observation of Tempered Martensite Embrittlement Metallurgical Transactions, v. 1, n. 9, p. 2583–2592, 1970.
- Rorvik, G., Onsoien, M. I., Kluken, A. O., et al. HIGH Heat Input Welding of Offshore Structures – Procedures and Weld Properties. Welding Journal, p. 331s- 339s, sept. 1992.

- Salvador, L. S. F., Jorge, C. F. J., Bott, I. S. EFEITO da Composição Química e Tratamento Térmico de Alívio de Tensões nas Propriedades de Metais de Solda de Alta Resistência para Aplicação em Estruturas Offshore. In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 21, 1995, Caxias do Sul, RS. Anais... Caxias do Sul: ABS, 1995. v. 1, p. 337-351.
- Santos, M.A. ESTUDO do Comportamento à Fratura de um Aço para Tubulações da Classe API 5L – X70. Rio de Janeiro, RJ, 1991, 484p. Tese de doutorado - COPPE, RJ.
- Shiga, C. EFFECTS of Steelmaking, Alloying, and Rolling Variables on the HAZ Structure and Properties in Microalloyed Plate and Line Pipe. Welding and Qualification of Microalloyed steel Weldments, p. 327-350, 1990.
- Souza, S. A. ENSAIOS Mecânicos de Materiais Metálicos. Fundamentos Teóricos e Práticos. 5ª edição. São Paulo: Edgard Blücher Ltda, 1982. 286p.
- Squirell, S. J, Pisarski, H. G., Dawes, M. G. RECOMMENDED Procedures for The Crack Tip Opening Displacement (CTOD) Testing of Weldments. In: INT. SYMP. NON-LINEAR FRACTURE MECHANICS, 3, Knoxville, 1986.
- Sundaram, P., Pandey, R. K., Kumar, A. N. EFFECT of The Welding Process and Heat Input on The Fracture Toughness of Welded Joints in High Strength Low Alloy Steel. Materials Science and Engineering, n. 91, p. 29-38, 1987.
- Svensson, L. E., Grefott, B. MICROSTRUCTURE and Impact Toughness of C-Mn Weld Metals. Welding Journal, p. 454s-461s, Dec. 1990.
- Teixeira, J. C. G., Filho, J. C., Pope, A. M. TENACIDADE à Fratura da Região de Grãos Grosseiros da Zona Afetada pelo Calor de um Aço Temperado e Revenido para Estruturas Offshore. In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 16, 1990, Caxambu, MG. Anais... Caxambu: ABS, 1990. p. 123-138.
- Towers, O. L. J. CHARPY Notch Tests – Influence of Specimen Thickness and Sampling Position for a Two Pass Weld. The Welding Institute Research Bulletin, p. 37, 1984.
- Towers, O. L. J. TESTING Sub Size Charpy Specimens – Part 1 – The Influence of Thickness on the Ductile/Brittle Transition. Metal Construction, v. 18, n. 3, p. 171-176, 1986.
- Tweed, J. H., Knott, J. F. THE EFFECT of Preheat Temperature on The Microstructure and Toughness of a C-Mn Weld. Metal Construction, v. 19, n. 3, p. 153-158, Mar., 1987.

- Ventrella, V. A., Alcântara, N. G., Evans, G. M. EFEITO dos Elementos de Liga nas Microestruturas e Propriedades de Metais de Solda de Aços ARBL. In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 22, 1996, Blumenau, SC. Anais... Blumenau: ABS, 1996. v. 2, p. 447-457.
- Weiss, V. Yukawa, S. Critical Appraisal of Fracture Mechanics. ASTM STP 381, 1965, 29p.
- Welding Handbook; WELDING Process – ARC and Gas Welding and Cutting, brazing and Soldering. 7. ed. Miami: AWS, 1978. v.2, 592p.
- Welding Handbook; FUNDAMENTALS of Welding. 8. ed.. Miami: AWS, 1987. v.1, 373p.
- Welding Institute's Engineering Department. THE USE (and Abuse) of CTOD. Metal Construction, v.14, n.5, 272-277, 1982.
- Wellman, G. W., Sorem, W. A, Dodds Jr., R. H., et al. SPECIMEN Thickness Effects for Elastic-Plastic CTOD Toughness of an A36 Steel. WRC Progress Report, v. XLII, n.11/12, p. 1, 1987.
- Wells, A. A. APPLICATION of Fracture Mechanics at and Beyond General Yielding. British Welding Journal, p 563-570, 1963.
- Wells, A. A. UNSTABLE Crack Propagation in Metals. In: Proceedings Granfield Crack Propagation Symposium, [s.n], v. 1, p. 210, 1961.
- 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. 3, p. 839-845, 1991.
- Zalazar, M., Quesada, H. J. ANALISIS de la Microestrutura producida en la Zona Afectada por Calor de un Acero API 5L-X60. In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 24, 1998, Fortaleza, CE. Anais... Fortaleza: ABS, 1998.
- Zeeman, A., Rebello, J.M.A., Evans, G. M. MICROSTRUCTURE and toughness relationship in C-Mn-Ni all weld metal deposits. IIW DOC. II A-858-92, 1992.
- Zeemann, A. TENSÕES Residuais de Soldagem. Soldagem & Inspeção, São Paulo, n.2, p. 11-14, fev.1998.
- Zhang, Z., Farrar, R. A. INFLUENCE of Mn and Ni on the Microstructure and Toughness of C-Mn-Ni Weld Metals. Welding Journal, p. 183s-197s, May, 1997.

APPENDIX I

**Fórmulas utilizadas nas planilhas de cálculo da tensão e da deformação corrigida:**

$$d'(m) = \frac{\text{carga}(Kgf) \times 25,5 \times 0,804 \times 10^{-3}}{200000}$$

$$dliq.(m) = Desl(m) - d'(m)$$

$$Def(\%) = \frac{100 \times dliq.(m)}{Lútil(m)}$$

$$Tensão = \frac{4 \times \text{carga}(Kgf)}{3,1415 \times (6,4 \times 10^{-3})^2}$$

### Teste de Tração

Amostra: MB N: 1

Escala:

Stroke: 50%  $\Rightarrow$   $1V = 0,5 \times 10^{-2} \text{ m}$

x:  $0,1 \times 10^2 \text{ V/m}$

$1V = 10 \times 10^{-2} \text{ m}$

Load: 50%  $\Rightarrow$   $1V = 500 \text{ Kgf}$

y:  $0,2 \times 10^2 \text{ V/m}$

$1V = 5 \times 10^{-2} \text{ m}$

250

200

150

100

50

103

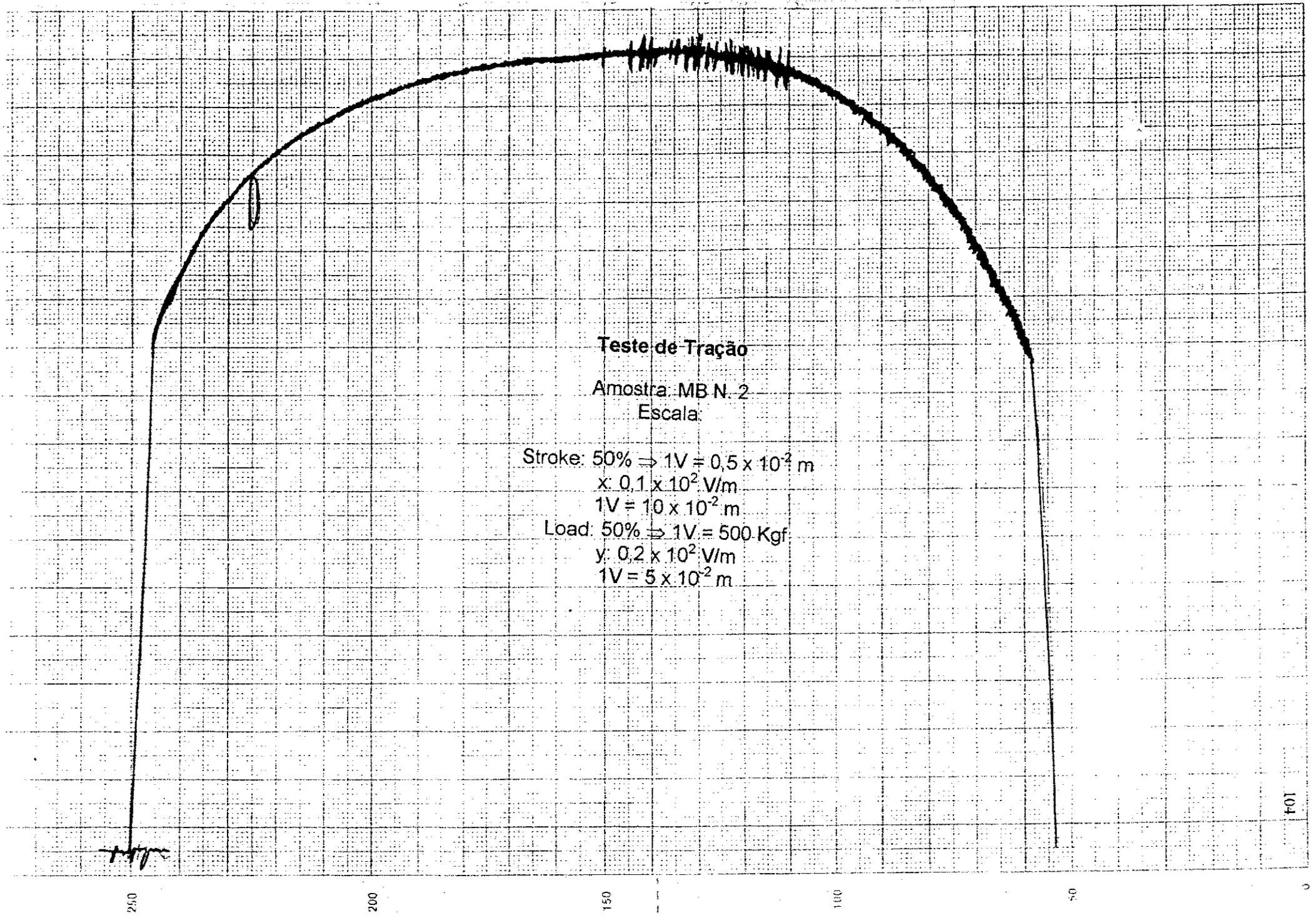
0

0

50

100

150



**Teste de Tração**

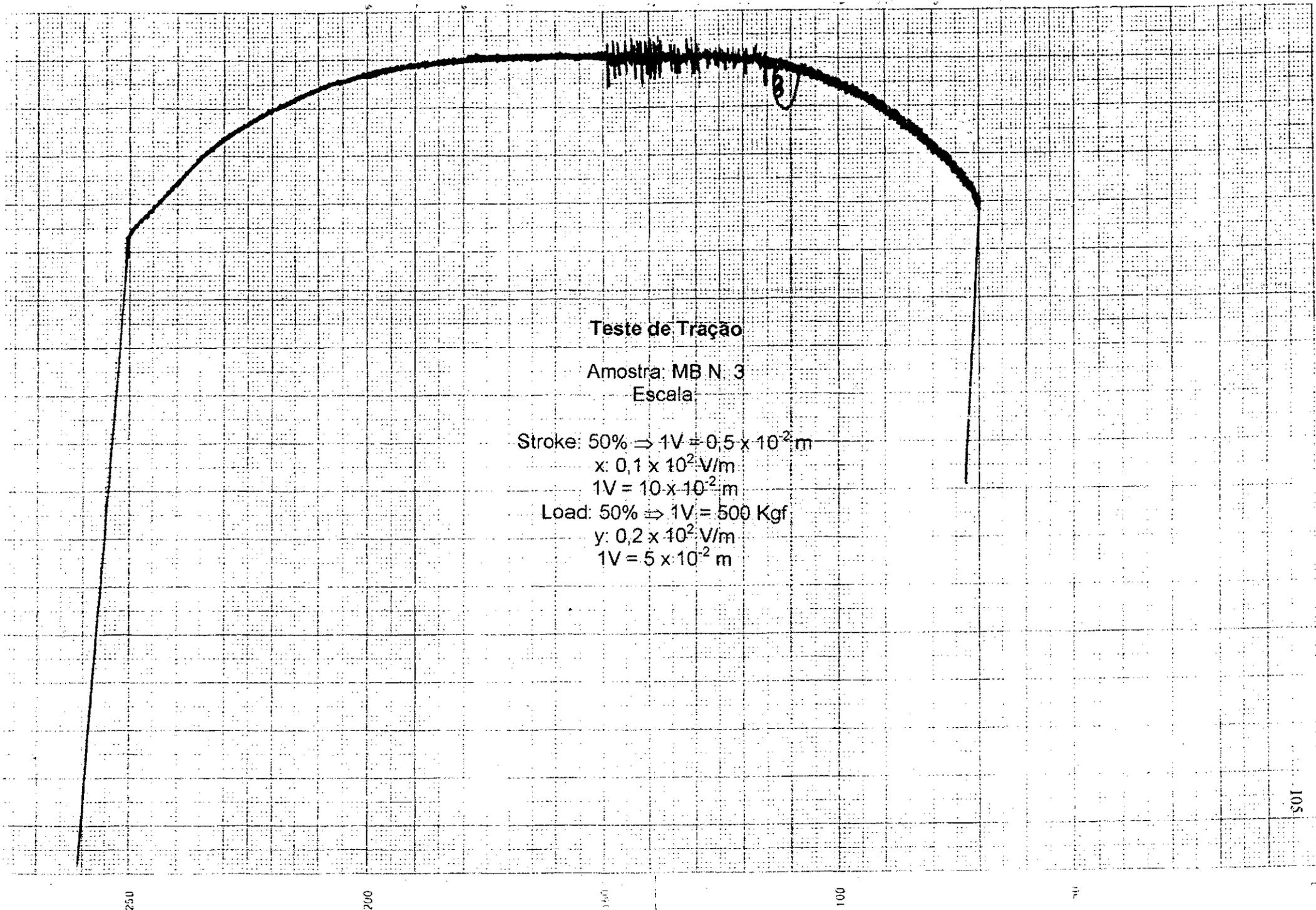
Amostra: MB N. 2

Escala:

Stroke: 50%  $\Rightarrow$  1V  $\equiv$   $0,5 \times 10^{-2}$  m  
x:  $0,1 \times 10^2$  V/m  
1V  $\equiv$   $10 \times 10^{-2}$  m  
Load: 50%  $\Rightarrow$  1V  $\equiv$  500.Kgf  
y:  $0,2 \times 10^2$  V/m  
1V  $\equiv$   $5 \times 10^{-2}$  m

*Handwritten signature*

F01



**Teste de Tração**

Amostra: MB N. 3

Escala:

Stroke: 50%  $\Rightarrow 1V = 0,5 \times 10^{-2} m$

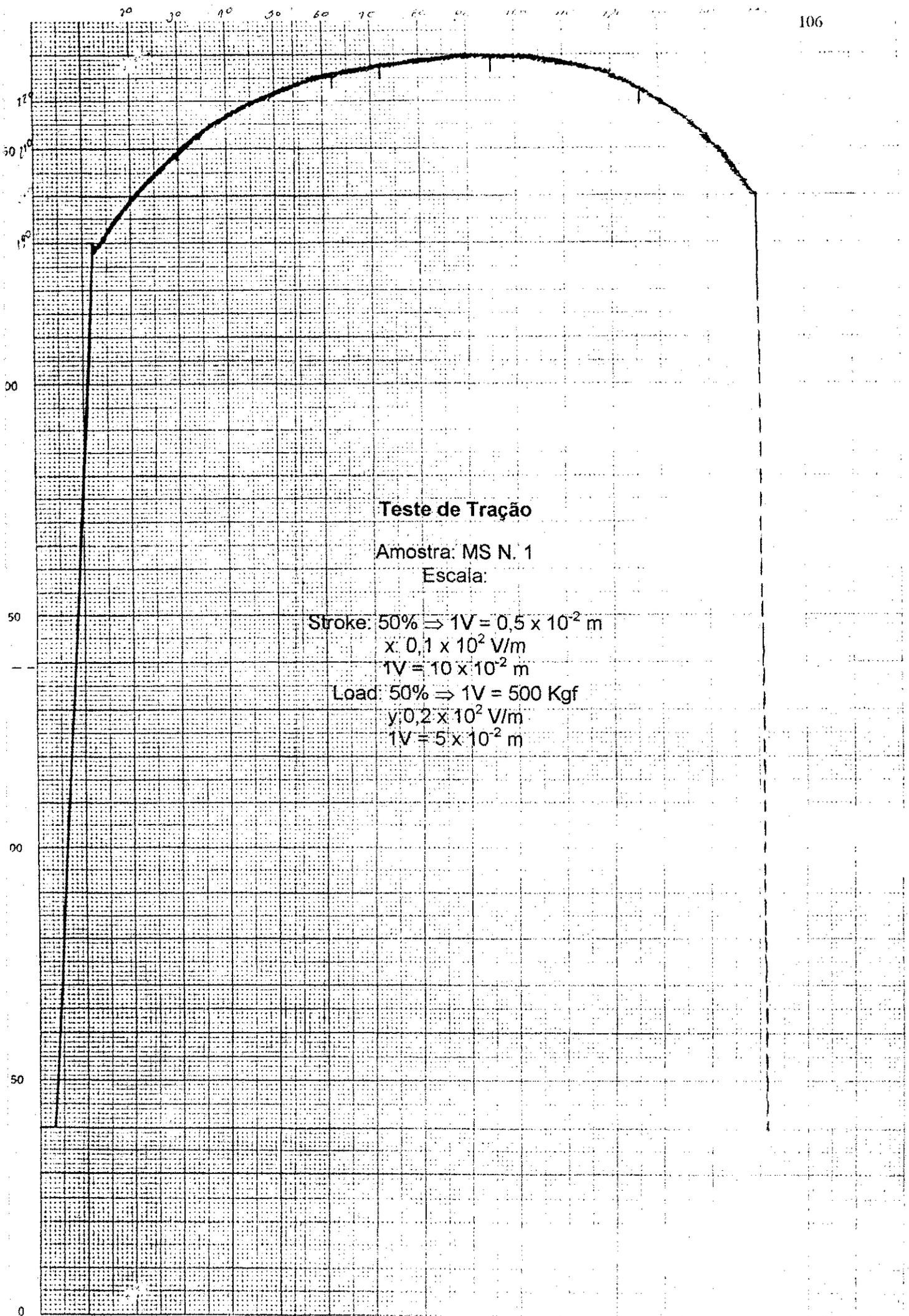
x:  $0,1 \times 10^2 V/m$

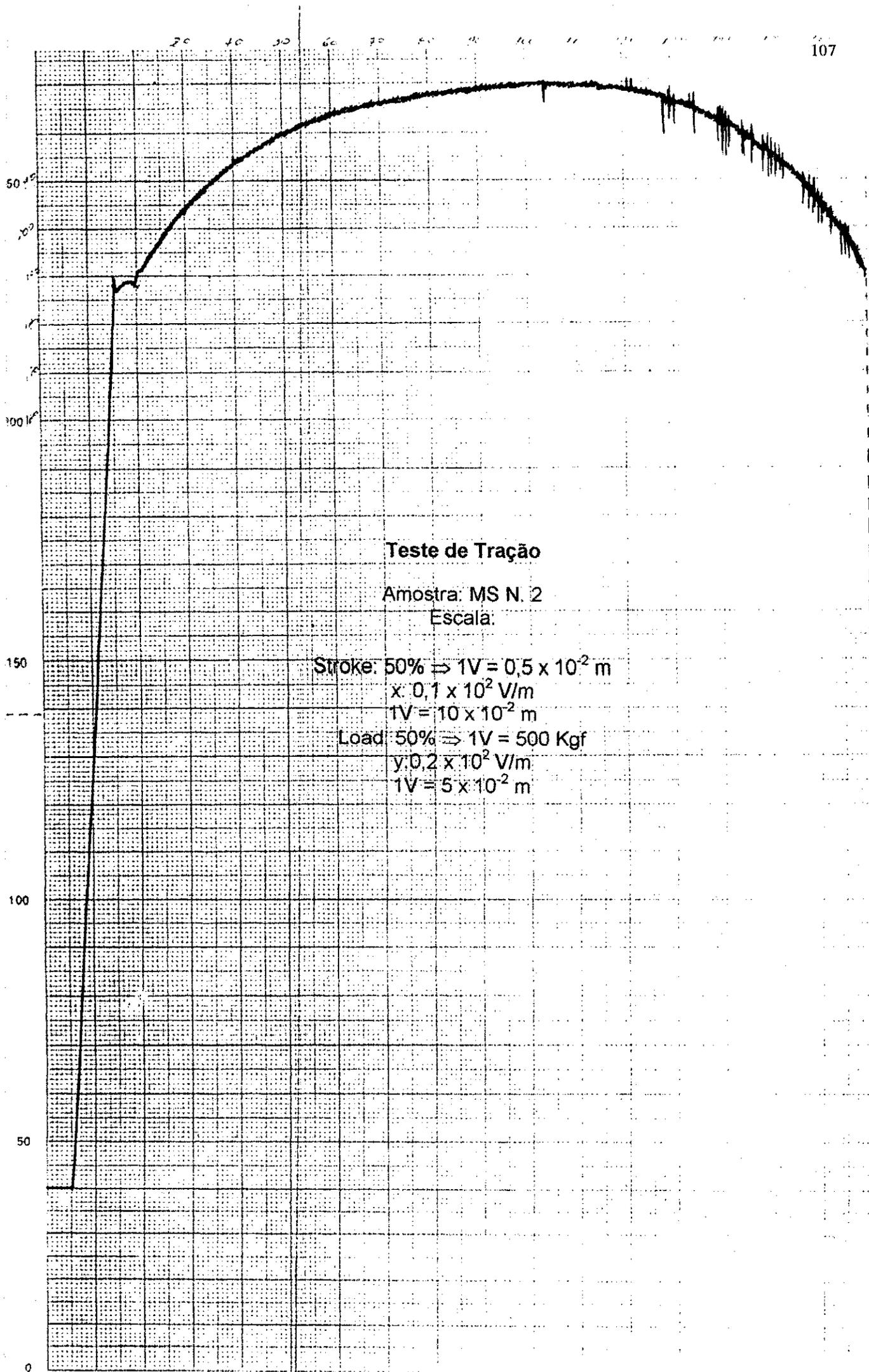
$1V = 10 \times 10^{-2} m$

Load: 50%  $\Rightarrow 1V = 500 Kgf$

y:  $0,2 \times 10^2 V/m$

$1V = 5 \times 10^{-2} m$



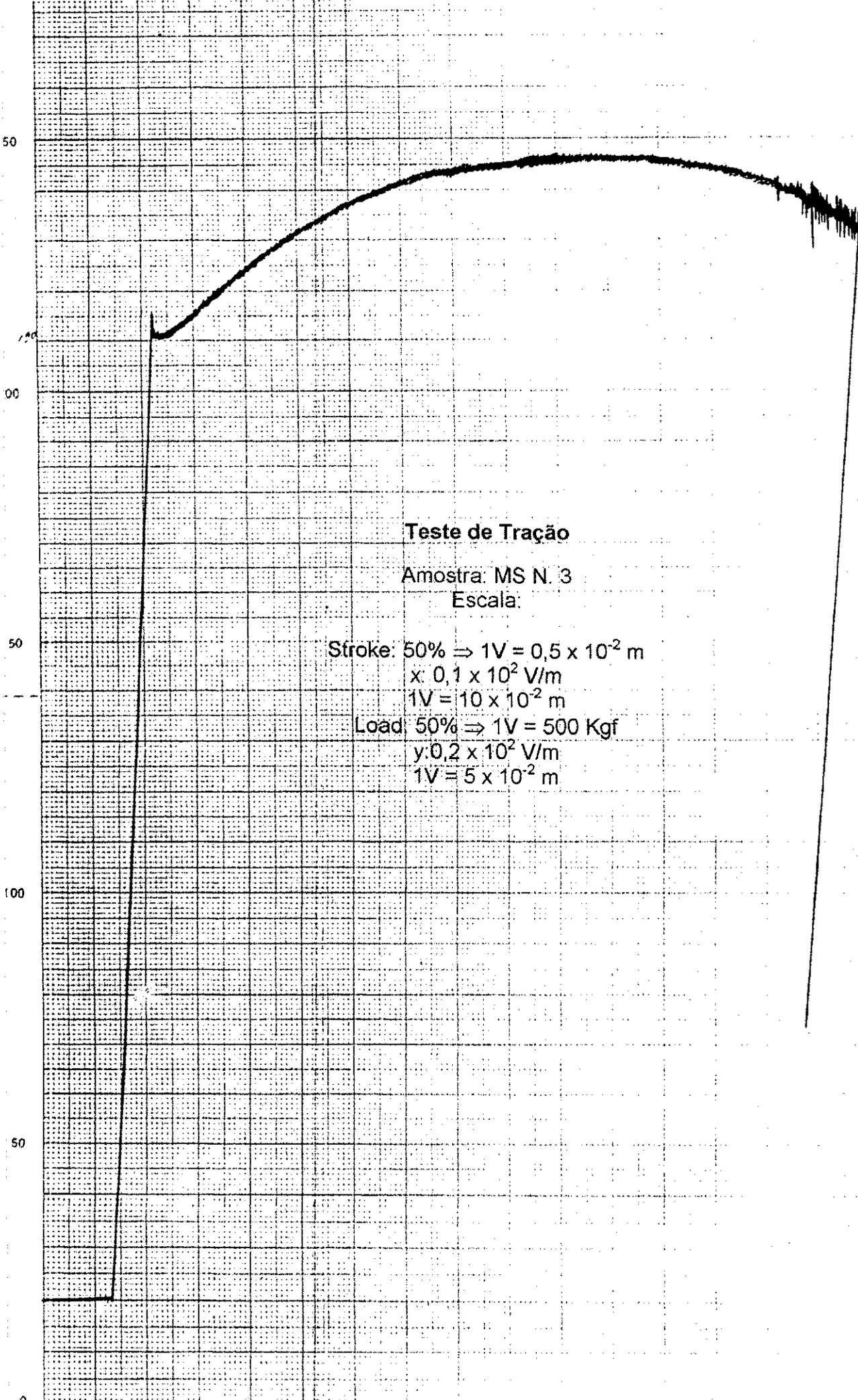


**Teste de Tração**

Amostra: MS N. 2

Escala:

Stroke: 50%  $\Rightarrow$  1V =  $0,5 \times 10^{-2}$  m  
x:  $0,1 \times 10^2$  V/m  
1V =  $10 \times 10^{-2}$  m  
Load: 50%  $\Rightarrow$  1V = 500 Kgf  
y:  $0,2 \times 10^2$  V/m  
1V =  $5 \times 10^{-2}$  m



**Teste de Tração**

Amostra: MS N. 3

Escala:

Stroke: 50%  $\Rightarrow$  1V =  $0,5 \times 10^{-2}$  m  
x:  $0,1 \times 10^2$  V/m  
1V =  $10 \times 10^{-2}$  m  
Load: 50%  $\Rightarrow$  1V = 500 Kgf  
y:  $0,2 \times 10^2$  V/m  
1V =  $5 \times 10^{-2}$  m

Curva de Calibração (Lacerda, 1997)

P (kgf)

④

30

④

50

④

80

④

50

0

onde y:  $25,5 \times 10^{-3}$  → 1000 kgf

$\frac{y}{x} = 2$ , onde

$y = \frac{25,5 \times 10^{-3} \times P}{1000}$

$x = \frac{100d'}{0,804 \times 10^{-3}}$

$\Delta t' (x 10^{-3} m)$

Esc. x:  $100 \times 10^{-3} \rightarrow 0,804 \times 10^{-3} m$

10 20 30 40 50 60 70 80 90 100

Planilha 1 - Corpo de Prova de Tração N° 1 - Metal de Base

Pontos	X (x 10 <sup>-3</sup> m)	Y(x 10 <sup>-3</sup> m)	Carga(Kgf)	Desl. ( x 10 <sup>-3</sup> m)	d' ( x 10 <sup>-3</sup> m)	dliq (x 10 <sup>-3</sup> m)	Def. (%)	Tensão
P1	0	0	0	0	0,0000	0,0000	0	0,0000
P2	1	10	100	0,05	0,0103	0,0397	0,124997	3,1086
P3	2	20	200	0,1	0,0205	0,0795	0,249994	6,2172
P4	3	40	400	0,15	0,0410	0,1090	0,342755	12,4343
P5	4	60	600	0,2	0,0615	0,1385	0,435516	18,6515
P6	5	80	800	0,25	0,0820	0,1680	0,528277	24,8687
P7	6	90	900	0,3	0,0923	0,2077	0,653274	27,9773
P8	7	110	1100	0,35	0,1128	0,2372	0,746035	34,1945
P9	8	120	1200	0,4	0,1230	0,2770	0,871031	37,3030
P10	10	130	1300	0,5	0,1333	0,3667	1,153261	40,4116
P11	20	140	1400	1	0,1435	0,8565	2,693352	43,5202
P12	30	150	1500	1,5	0,1538	1,3462	4,233443	46,6288
P13	40	157	1570	2	0,1609	1,8391	5,783205	48,8048
P14	50	161	1610	2,5	0,1650	2,3350	7,342638	50,0482
P15	60	164	1640	3	0,1681	2,8319	8,905294	50,9808
P16	70	166	1660	3,5	0,1702	3,3298	10,47117	51,6025

Cont. Planilha 1 - Corpo de Prova de Tração N° 1 - Metal de Base

Pontos	X (x 10 <sup>-3</sup> m)	Y(x 10 <sup>-3</sup> m)	Carga(Kgf)	Desl. ( x 10 <sup>-3</sup> m)	d' ( x 10 <sup>-3</sup> m)	dliq (x 10 <sup>-3</sup> m)	Def. (%)	Tensão
P17	80	168	1680	4	0,1722	3,8278	12,03705	52,2243
P18	90	169	1690	4,5	0,1732	4,3268	13,60616	52,5351
P19	100	170	1700	5	0,1743	4,8257	15,17526	52,8460
P20	110	170	1700	5,5	0,1743	5,3257	16,74759	52,8460
P21	120	170	1700	6	0,1743	5,8257	18,31992	52,8460
P22	130	169	1690	6,5	0,1732	6,3268	19,89547	52,5351
P23	140	166	1660	7	0,1702	6,8298	21,47746	51,6025
P24	150	161	1610	7,5	0,1650	7,3350	23,06591	50,0482
P25	160	153	1530	8	0,1568	7,8432	24,66402	47,5614
P26	170	143	1430	8,5	0,1466	8,3534	26,26859	44,4528
P27	180	130	1300	9	0,1333	8,8667	27,88282	40,4116
P28	190	112	1120	9,5	0,1148	9,3852	29,51317	34,8162
P29	194	102	1020	9,7	0,1046	9,5954	30,17434	31,7076
Máquina	(%)	Esc. da Máquina		Esc. do Papel	x: x 10 <sup>2</sup> V/m	y: x 10 <sup>2</sup> V/cm	Dimensões (x 10 <sup>-3</sup> m)	
Load (Kgf)	50	1 V = 500 Kgf			0,1	0,2	d = 6,4	
Stroke(x 10 <sup>-3</sup> m)	50	1 V = 5 x 10 <sup>-3</sup> m		1 V =	100	50	L útil = 31,8	

### Tensão x Deformação MB 1

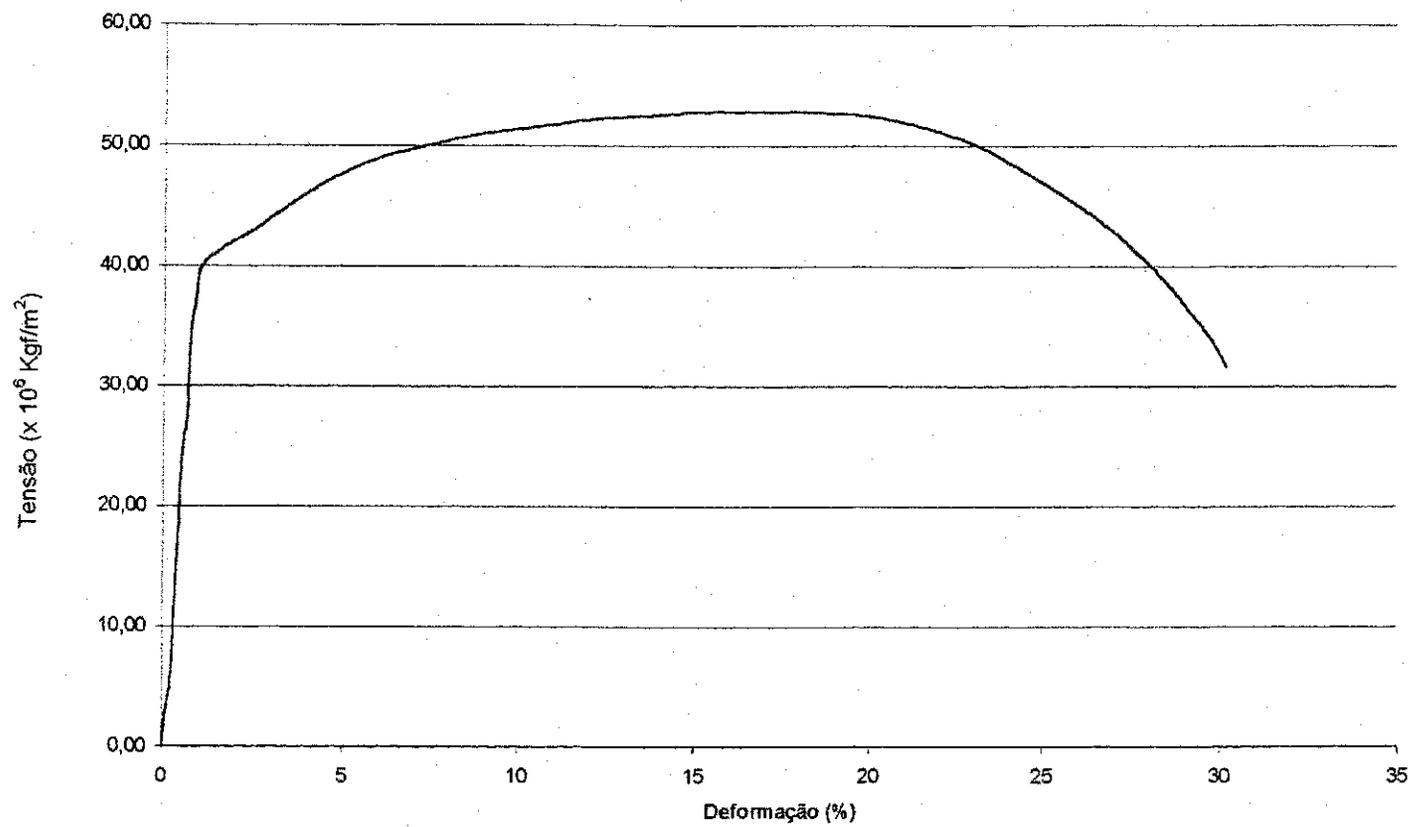


Figura I - Gráfico Tensão x Deformação corrigido do corpo de prova de tração do metal de base nº 1 (MB 1).

Planilha 2: Corpo de Prova de Tração N° 2 - Metal de Base

Pontos	X (x 10 <sup>-3</sup> m)	Y(x 10 <sup>-3</sup> m)	Carga(Kgf)	Desl. ( x 10 <sup>-3</sup> m)	d' ( x 10 <sup>-3</sup> m)	dliq (x 10 <sup>-3</sup> m)	Def. (%)	Tensão
P1	0	0	0	0	0,0000	0,0000	0	0,0000
P2	1	10	100	0,05	0,0103	0,0397	0,124997	3,1086
P3	2	30	300	0,1	0,0308	0,0692	0,217758	9,3258
P4	3	50	500	0,15	0,0513	0,0987	0,310519	15,5429
P5	4	70	700	0,2	0,0718	0,1282	0,40328	21,7601
P6	5	90	900	0,25	0,0923	0,1577	0,496041	27,9773
P7	6	110	1100	0,3	0,1128	0,1872	0,588802	34,1945
P8	7	120	1200	0,35	0,1230	0,2270	0,713799	37,3030
P9	8	125	1250	0,4	0,1281	0,2719	0,854914	38,8573
P10	9	132	1320	0,45	0,1353	0,3147	0,989581	41,0333
P11	10	135	1350	0,5	0,1384	0,3616	1,137143	41,9659
P12	15	140	1400	0,75	0,1435	0,6065	1,907189	43,5202
P13	20	145	1450	1	0,1486	0,8514	2,677234	45,0745
P14	25	150	1500	1,25	0,1538	1,0962	3,44728	46,6288
P15	30	154	1540	1,5	0,1579	1,3421	4,220549	47,8722
P16	40	160	1600	2	0,1640	1,8360	5,773535	49,7374
P17	50	164	1640	2,5	0,1681	2,3319	7,332967	50,9808

Cont. Planilha 2: Corpo de Prova de Tração N° 2 - Metal de Base

Pontos	X (x 10 <sup>-3</sup> m)	Y(x 10 <sup>-3</sup> m)	Carga(Kgf)	Desl. ( x 10 <sup>-3</sup> m)	d' ( x 10 <sup>-3</sup> m)	dliq (x 10 <sup>-3</sup> m)	Def. (%)	Tensão
P18	60	167	1670	3	0,1712	2,8288	8,895624	51,9134
P19	70	170	1700	3,5	0,1743	3,3257	10,45828	52,8460
P20	80	171	1710	4	0,1753	3,8247	12,02738	53,1568
P21	90	172	1720	4,5	0,1763	4,3237	13,59649	53,4677
P22	100	173	1730	5	0,1773	4,8227	15,16559	53,7785
P23	110	173	1730	5,5	0,1773	5,3227	16,73792	53,7785
P24	120	173	1730	6	0,1773	5,8227	18,31024	53,7785
P25	130	173	1730	6,5	0,1773	6,3227	19,88257	53,7785
P26	140	172	1720	7	0,1763	6,8237	21,45812	53,4677
P27	150	170	1700	7,5	0,1743	7,3257	23,0369	52,8460
P28	160	167	1670	8	0,1712	7,8288	24,61889	51,9134
P29	170	162	1620	8,5	0,1661	8,3339	26,20734	50,3591
P30	180	153	1530	9	0,1568	8,8432	27,80868	47,5614
P31	190	143	1430	9,5	0,1466	9,3534	29,41324	44,4528
Máquina	(%)	Esc. da Máquina		Esc. do Papel	x: x 10 <sup>2</sup> V/m	y: x 10 <sup>2</sup> V/m	Dimensões (x 10 <sup>-3</sup> m)	
Load (Kgf)	50	1 V = 500Kgf			0,1	0,2	d = 6,4	
Stroke(x 10 <sup>-3</sup> m)	50	1 V = 5 x 10 <sup>-3</sup> m		1 V =	100	50	L util = 31,8	

### Tensão x Deformação MB 2

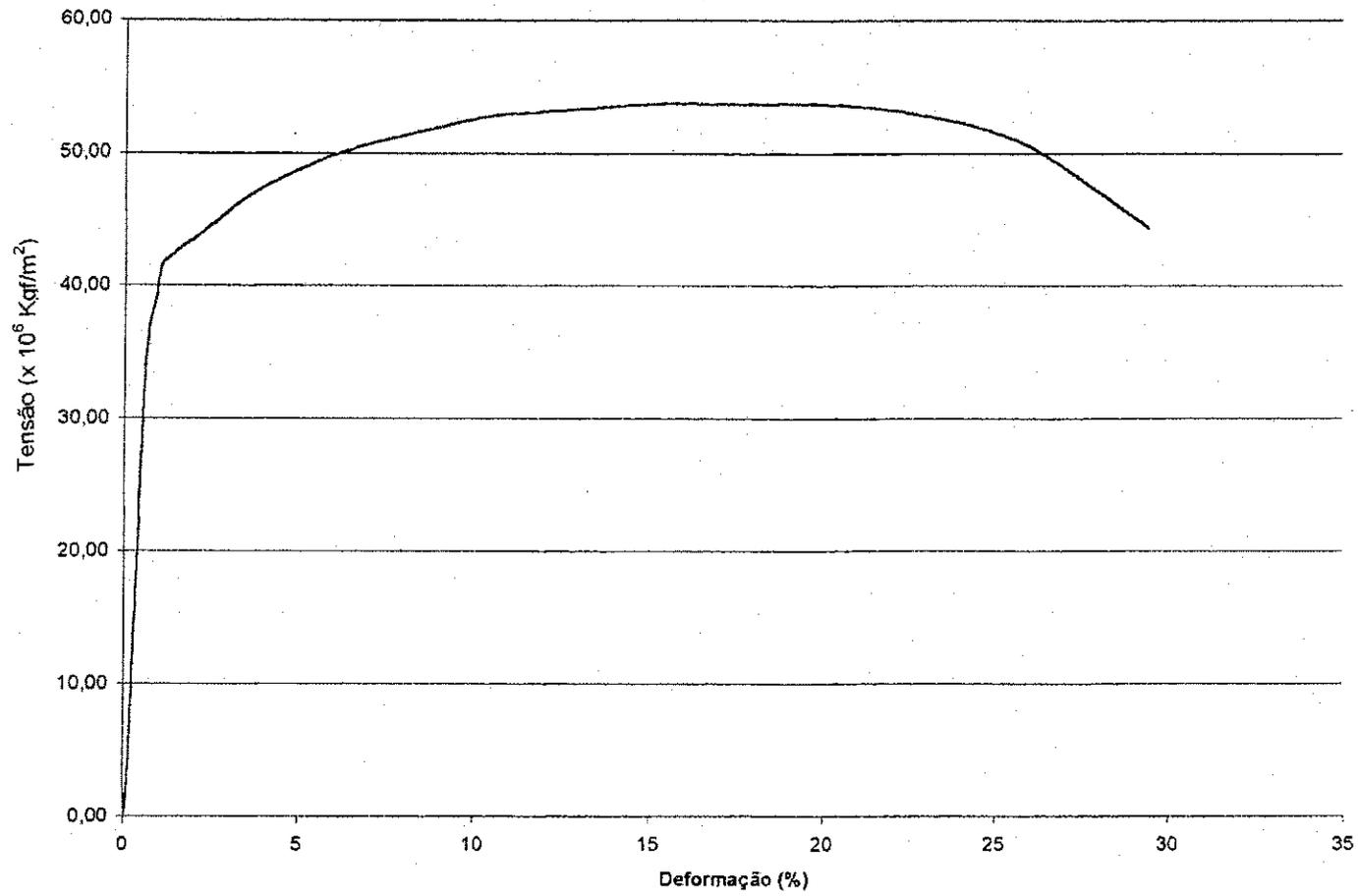


Figura II - Gráfico Tensão x Deformação corrigido do corpo de prova de tração do metal de base nº 2 (MB 2).

Planilha 3: Corpo de Prova de Tração N° 3 - Metal de Base

Pontos	X (x 10 <sup>-3</sup> m)	Y(x 10 <sup>-3</sup> m)	Carga(Kgf)	Desl.( x 10 <sup>-3</sup> m)	d' ( x 10 <sup>-3</sup> m)	dliq (x 10 <sup>-3</sup> m)	Def. (%)	Tensão
P1	0	0	0	0	0,0000	0,0000	0	0,0000
P2	1	5	50	0,05	0,0051	0,0449	0,141115	1,5543
P3	2	10	100	0,1	0,0103	0,0897	0,28223	3,1086
P4	3	25	250	0,15	0,0256	0,1244	0,391108	7,7715
P5	4	40	400	0,2	0,0410	0,1590	0,499987	12,4343
P6	5	60	600	0,25	0,0615	0,1885	0,592748	18,6515
P7	6	80	800	0,3	0,0820	0,2180	0,685509	24,8687
P8	7	90	900	0,35	0,0923	0,2577	0,810506	27,9773
P9	8	110	1100	0,4	0,1128	0,2872	0,903267	34,1945
P10	9	120	1200	0,45	0,1230	0,3270	1,028264	37,3030
P11	10	134	1340	0,5	0,1374	0,3626	1,140367	41,6551
P12	15	146	1460	0,75	0,1497	0,6003	1,887847	45,3854
P13	20	153	1530	1	0,1568	0,8432	2,651446	47,5614
P14	25	160	1600	1,25	0,1640	1,0860	3,415044	49,7374
P15	30	165	1650	1,5	0,1691	1,3309	4,18509	51,2917
P16	40	172	1720	2	0,1763	1,8237	5,734852	53,4677
P17	50	177	1770	2,5	0,1814	2,3186	7,291061	55,0220
P18	60	180	1800	3	0,1845	2,8155	8,853717	55,9546

Cont. Planilha 3: Corpo de Prova de Tração N° 3 - Metal de Base

Pontos	X (x 10 <sup>-3</sup> m)	Y(x 10 <sup>-3</sup> m)	Carga(Kgf)	Desl. ( x 10 <sup>-3</sup> m)	d' ( x 10 <sup>-3</sup> m)	dliq ( x 10 <sup>-3</sup> m)	Def. (%)	Tensão
P19	70	183	1830	3,5	0,1876	3,3124	10,41637	56,8871
P20	80	184	1840	4	0,1886	3,8114	11,98548	57,1980
P21	90	185	1850	4,5	0,1896	4,3104	13,55458	57,5089
P22	100	185	1850	5	0,1896	4,8104	15,12691	57,5089
P23	110	186	1860	5,5	0,1907	5,3093	16,69601	57,8197
P24	120	186	1860	6	0,1907	5,8093	18,26834	57,8197
P25	130	185	1850	6,5	0,1896	6,3104	19,84389	57,5089
P26	140	184	1840	7	0,1886	6,8114	21,41944	57,1980
P27	150	180	1800	7,5	0,1845	7,3155	23,00466	55,9546
P28	160	175	1750	8	0,1794	7,8206	24,59311	54,4003
P29	170	167	1670	8,5	0,1712	8,3288	26,19122	51,9134
P30	180	155	1550	9	0,1589	8,8411	27,80223	48,1831
P31	190	150	1500	9,5	0,1538	9,3462	29,39068	46,6288
P32	200	132	1320	10	0,1353	9,8647	31,02103	41,0333
P33	210	114	1140	10,5	0,1169	10,3831	32,65138	35,4379
Máquina	(%)	Esc. da Máquina		Esc do Papel	x: x 10 <sup>2</sup> V/m	y: x 10 <sup>2</sup> V/m	Dimensões (x 10 <sup>-3</sup> m)	
Load (Kgf)	50	1 V = 500 Kgf			0,1	0,2	d = 6,4	
Stroke(x 10 <sup>-3</sup> m)	50	1 V = 5 x 10 <sup>-3</sup> m		1 V =	100	50	L util = 31,8	

Tensão x Deformação MB 3

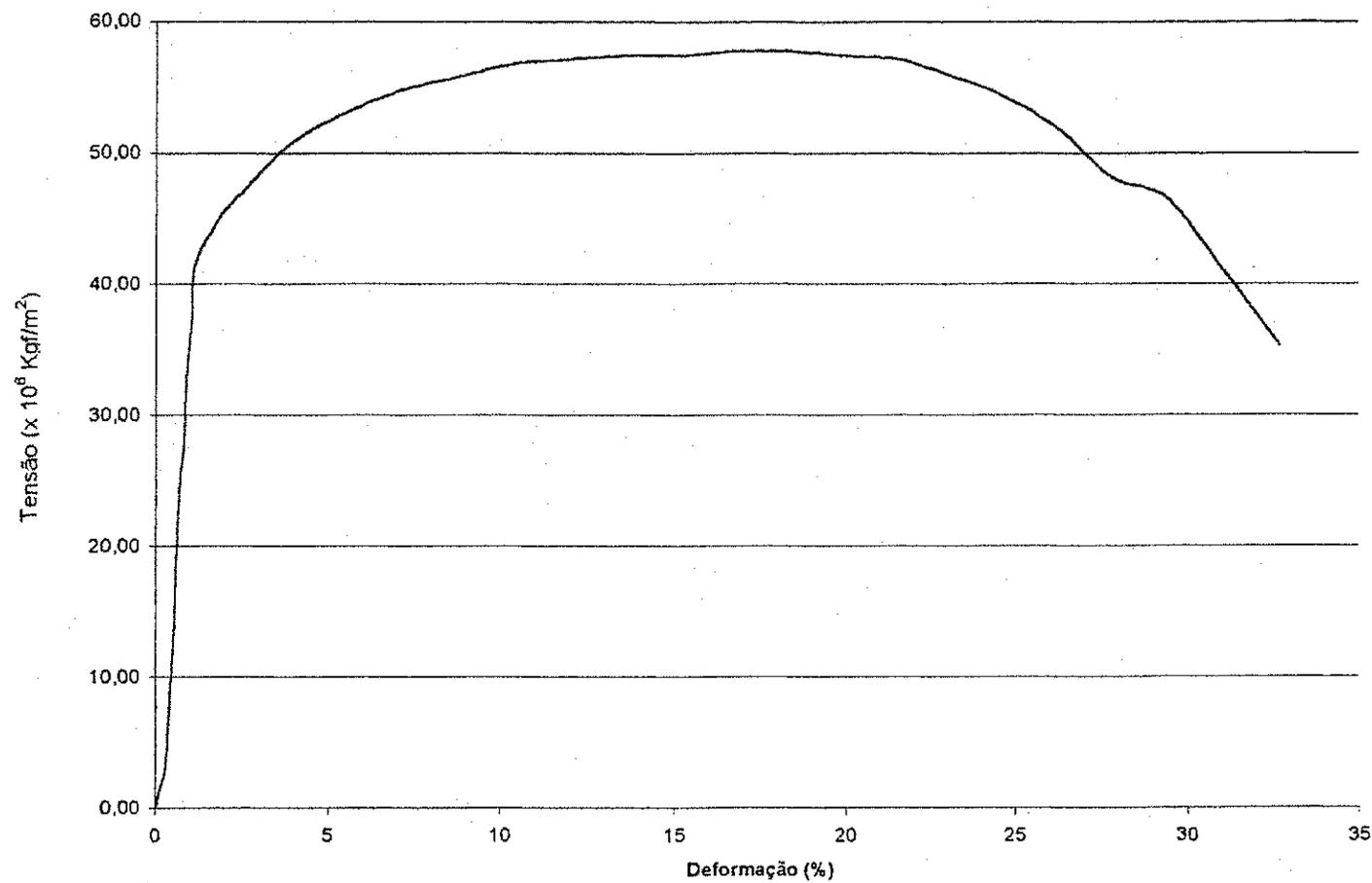


Figura III - Gráfico Tensão x Deformação corrigido do corpo de prova de tração do metal de base nº 3 (MB 3).

Planilha 4: Corpo de Prova de Tração N° 1 - Metal de Solda

Pontos	X (x 10 <sup>-3</sup> m)	Y(x 10 <sup>-3</sup> m)	Carga(Kgf)	Desl.(x 10 <sup>-3</sup> m)	d'(x 10 <sup>-3</sup> m)	dliq (x 10 <sup>-3</sup> m)	Def. (%)	Tensão
P1	0	0	0	0	0,0000	0,0000	0	0,0000
P2	1	20	200	0,05	0,0205	0,0295	0,092761	6,2172
P3	2	40	400	0,1	0,0410	0,0590	0,185522	12,4343
P4	3	60	600	0,15	0,0615	0,0885	0,278283	18,6515
P5	4	80	800	0,2	0,0820	0,1180	0,371044	24,8687
P6	5	100	1000	0,25	0,1025	0,1475	0,463805	31,0859
P7	6	120	1200	0,3	0,1230	0,1770	0,556566	37,3030
P8	7	150	1500	0,35	0,1538	0,1962	0,617091	46,6288
P9	8	170	1700	0,4	0,1743	0,2257	0,709852	52,8460
P10	9	190	1900	0,45	0,1948	0,2552	0,802613	59,0631
P11	9,5	196	1960	0,475	0,2009	0,2741	0,861888	60,9283
P12	10	190	1900	0,5	0,1948	0,3052	0,959846	59,0631
P13	17	195	1950	0,85	0,1999	0,6501	2,044357	60,6174
P14	27	206	2060	1,35	0,2112	1,1388	3,581225	64,0369
P15	37	214	2140	1,85	0,2194	1,6306	5,127763	66,5238

Cont. Planilha 4: Corpo de Prova de Tração N° 1 - Metal de Solda

Pontos	X (x 10 <sup>-3</sup> m)	Y(x 10 <sup>-3</sup> m)	Carga(Kgf)	Desl. ( x 10 <sup>-3</sup> m)	d' ( x 10 <sup>-3</sup> m)	dliq (x 10 <sup>-3</sup> m)	Def. (%)	Tensão
P16	47	219	2190	2,35	0,2245	2,1255	6,683972	68,0780
P17	57	223	2230	2,85	0,2286	2,6214	8,243405	69,3215
P18	67	225	2250	3,35	0,2306	3,1194	9,809285	69,9432
P19	77	226	2260	3,85	0,2317	3,6183	11,37839	70,2541
P20	87	228	2280	4,35	0,2337	4,1163	12,94427	70,8758
P21	97	228	2280	4,85	0,2337	4,6163	14,51659	70,8758
P22	107	228	2280	5,35	0,2337	5,1163	16,08892	70,8758
P23	117	227	2270	5,85	0,2327	5,6173	17,66447	70,5649
P24	127	226	2260	6,35	0,2317	6,1183	19,24002	70,2541
P25	137	223	2230	6,85	0,2286	6,6214	20,82202	69,3215
P26	147	217	2170	7,35	0,2224	7,1276	22,41369	67,4563
P27	152	213	2130	7,6	0,2183	7,3817	23,21275	66,2129
Máquina	(%)	Esc. da Máquina		Esc. do Papel	x: x 10 <sup>2</sup> V/m	y: x 10 <sup>2</sup> V/m	Dimensões (x 10 <sup>-3</sup> m)	
Load (Kgf)	50	1 V = 500 Kgf			0,1	0,2	d = 6,4	
Stroke(x 10 <sup>-3</sup> m)	50	1 V = 5 x 10 <sup>-3</sup> m		1 V =	100	50	L útil = 31,8	

### Tensão x Deformação MS 1

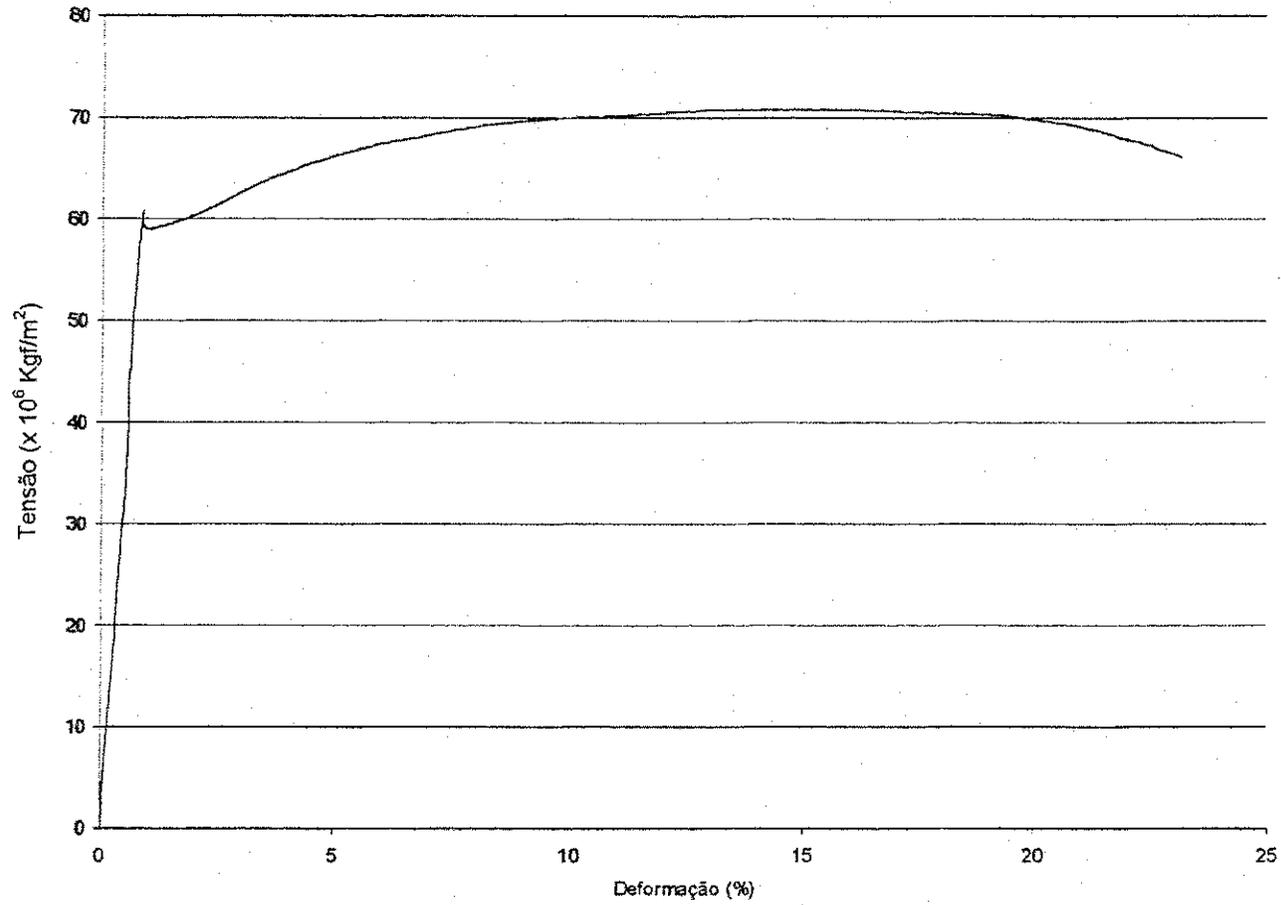


Figura IV - : Gráfico Tensão x Deformação corrigido do corpo de prova de tração do metal de solda nº 1 (MS 1).

Planilha 5: Corpo de Prova de Tração N° 2 - Metal de Solda

Pontos	X (x 10 <sup>-3</sup> m)	Y(x 10 <sup>-3</sup> m)	Carga(Kgf)	Desl.( x 10 <sup>-3</sup> m)	d' ( x 10 <sup>-3</sup> m)	dliq (x 10 <sup>-3</sup> m)	Def. (%)	Tensão
P1	0	0	0	0	0,0000	0,0000	0	0,0000
P2	1	10	100	0,05	0,0103	0,0397	0,124997	3,1086
P3	2	25	250	0,1	0,0256	0,0744	0,233876	7,7715
P4	3	40	400	0,15	0,0410	0,1090	0,342755	12,4343
P5	4	60	600	0,2	0,0615	0,1385	0,435516	18,6515
P6	5	90	900	0,25	0,0923	0,1577	0,496041	27,9773
P7	6	110	1100	0,3	0,1128	0,1872	0,588802	34,1945
P8	7	140	1400	0,35	0,1435	0,2065	0,649327	43,5202
P9	8	160	1600	0,4	0,1640	0,2360	0,742088	49,7374
P10	8	170	1700	0,4	0,1743	0,2257	0,709852	52,8460
P11	9	190	1900	0,45	0,1948	0,2552	0,802613	59,0631
P12	9,5	188	1880	0,475	0,1927	0,2823	0,887677	58,4414
P13	17	196	1960	0,85	0,2009	0,6491	2,041133	60,9283
P14	27	207	2070	1,35	0,2122	1,1378	3,578001	64,3477
P15	37	215	2150	1,85	0,2204	1,6296	5,124539	66,8346

Cont. Planilha 5: Corpo de Prova de Tração N° 2 - Metal de Solda

Pontos	X (x 10 <sup>-3</sup> m)	Y(x 10 <sup>-3</sup> m)	Carga(Kgf)	Desl.( x 10 <sup>-3</sup> m)	d' ( x 10 <sup>-3</sup> m)	dliq (x 10 <sup>-3</sup> m)	Def. (%)	Tensão
P16	47	221	2210	2,35	0,2265	2,1235	6,677525	68,6998
P17	57	225	2250	2,85	0,2306	2,6194	8,236958	69,9432
P18	67	227	2270	3,35	0,2327	3,1173	9,802837	70,5649
P19	77	228	2280	3,85	0,2337	3,6163	11,37194	70,8758
P20	87	229	2290	4,35	0,2347	4,1153	12,94104	71,1866
P21	97	229	2290	4,85	0,2347	4,6153	14,51337	71,1866
P22	107	228	2280	5,35	0,2337	5,1163	16,08892	70,8758
P23	117	226	2260	5,85	0,2317	5,6183	17,6677	70,2541
P24	127	221	2210	6,35	0,2265	6,1235	19,25614	68,6998
P25	137	212	2120	6,85	0,2173	6,6327	20,85748	65,9020
P26	147	195	1950	7,35	0,1999	7,1501	22,48461	60,6174
Máquina	(%)	Esc. da Máquina		Esc. do Papel	x: x 10 <sup>2</sup> V/m	y: x 10 <sup>2</sup> V/m	Dimensões (x 10 <sup>-3</sup> m)	
Load (Kgf)	50	1 V = 500Kgf			0,1	0,2	d = 6,4	
Stroke(x 10 <sup>-3</sup> m)	50	1 V = 5 x 10 <sup>-3</sup> m		1 V =	100	50	L util = 31,8	

Tensão x Deformação MS 2

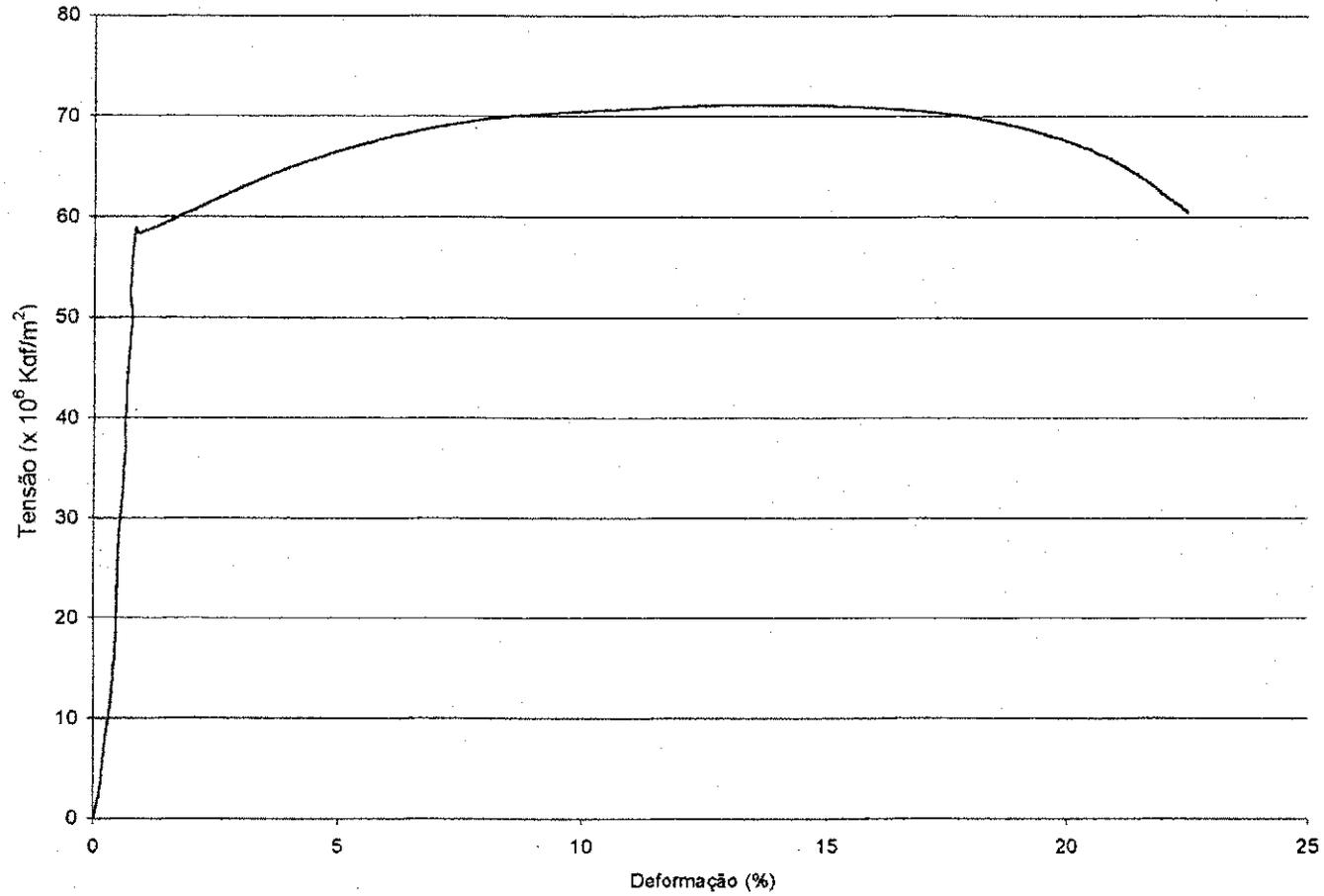


Figura V - Gráfico Tensão x Deformação corrigido do corpo de prova de tração do metal de solda n° 2 (MS 2).

Planilha 6: Corpo de Prova de Tração N° 3 - Metal de Solda

Pontos	X (x 10 <sup>-3</sup> m)	Y(x 10 <sup>-3</sup> m)	Carga(Kgf)	Desl.( x 10 <sup>-3</sup> m)	d' ( x 10 <sup>-3</sup> m)	dliq (x 10 <sup>-3</sup> m)	Def. (%)	Tensão
P1	0	0	0	0	0,0000	0,0000	0	0,0000
P2	1	2	20	0,05	0,0021	0,0479	0,150786	0,6217
P3	2	15	150	0,1	0,0154	0,0846	0,266112	4,6629
P4	3	30	300	0,15	0,0308	0,1192	0,374991	9,3258
P5	4	40	400	0,2	0,0410	0,1590	0,499987	12,4343
P6	5	60	600	0,25	0,0615	0,1885	0,592748	18,6515
P7	6	90	900	0,3	0,0923	0,2077	0,653274	27,9773
P8	7	110	1100	0,35	0,1128	0,2372	0,746035	34,1945
P9	8	130	1300	0,4	0,1333	0,2667	0,838796	40,4116
P10	8	140	1400	0,4	0,1435	0,2565	0,80656	43,5202
P11	9	160	1600	0,45	0,1640	0,2860	0,899321	49,7374
P12	10	180	1800	0,5	0,1845	0,3155	0,992082	55,9546
P13	10,5	195	1950	0,525	0,1999	0,3251	1,022344	60,6174
P14	11	192	1920	0,55	0,1968	0,3532	1,110631	59,6849
P15	12	193	1930	0,6	0,1978	0,4022	1,264641	59,9957
P16	13	193	1930	0,65	0,1978	0,4522	1,421873	59,9957
P17	14	193	1930	0,7	0,1978	0,5022	1,579106	59,9957
P18	15	193	1930	0,75	0,1978	0,5522	1,736339	59,9957

Cont. Planilha 6: Corpo de Prova de Tração N° 3 Metal de Solda

Pontos	X (x 10 <sup>-3</sup> m)	Y(x 10 <sup>-3</sup> m)	Carga(Kgf)	Desl. ( x 10 <sup>-3</sup> m)	d' ( x 10 <sup>-3</sup> m)	dliq (x 10 <sup>-3</sup> m)	Def. (%)	Tensão
P19	16	192	1920	0,8	0,1968	0,6032	1,896795	59,6849
P20	26	205	2050	1,3	0,2101	1,0899	3,427215	63,7260
P21	36	213	2130	1,8	0,2183	1,5817	4,973754	66,2129
P22	46	219	2190	2,3	0,2245	2,0755	6,526739	68,0780
P23	56	223	2230	2,8	0,2286	2,5714	8,086172	69,3215
P24	66	226	2260	3,3	0,2317	3,0683	9,648828	70,2541
P25	76	227	2270	3,8	0,2327	3,5673	11,21793	70,5649
P26	86	228	2280	4,3	0,2337	4,0663	12,78704	70,8758
P27	96	229	2290	4,8	0,2347	4,5653	14,35614	71,1866
P28	106	229	2290	5,3	0,2347	5,0653	15,92847	71,1866
P29	116	228	2280	5,8	0,2337	5,5663	17,50402	70,8758
P30	126	227	2270	6,3	0,2327	6,0673	19,07957	70,5649
P31	136	223	2230	6,8	0,2286	6,5714	20,66479	69,3215
P32	146	216	2160	7,3	0,2214	7,0786	22,25968	67,1455
P33	156	205	2050	7,8	0,2101	7,5899	23,86747	63,7260
P34	165	191	1910	8,25	0,1958	8,0542	25,32769	59,3740
Máquina	(%)	Esc. da Máquina		Esc. do Papel	x: x 10 <sup>2</sup> V/m	y: x 10 <sup>2</sup> V/m	Dimensões (x 10 <sup>-3</sup> m)	
Load (Kgf)	50	1 V = 500Kgf			0,1	0,2	d = 6,4	
Stroke(x 10 <sup>-3</sup> m)	50	1 V = 5 x 10 <sup>-3</sup> m		1 V =	100	50	L util = 31,8	

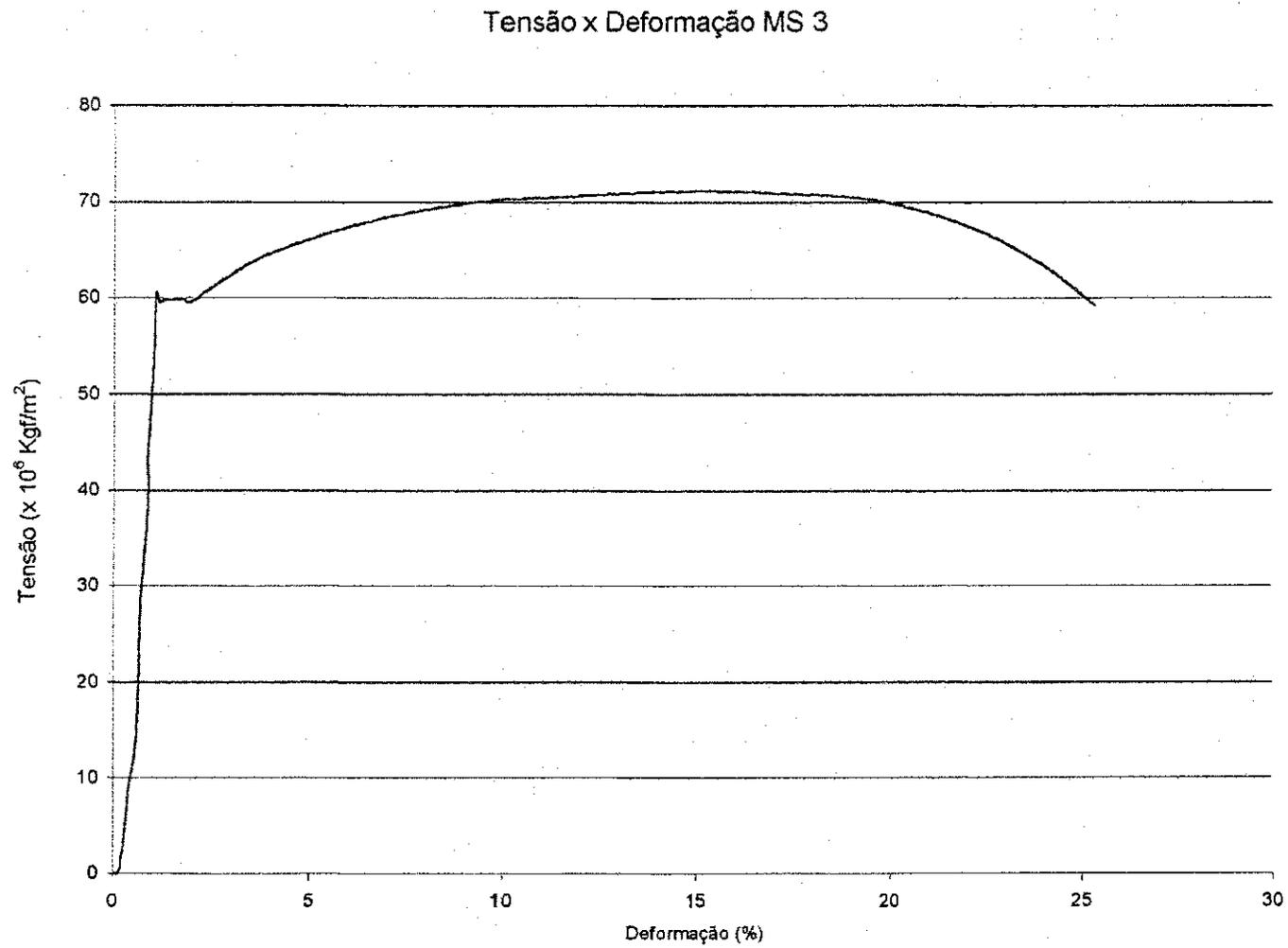
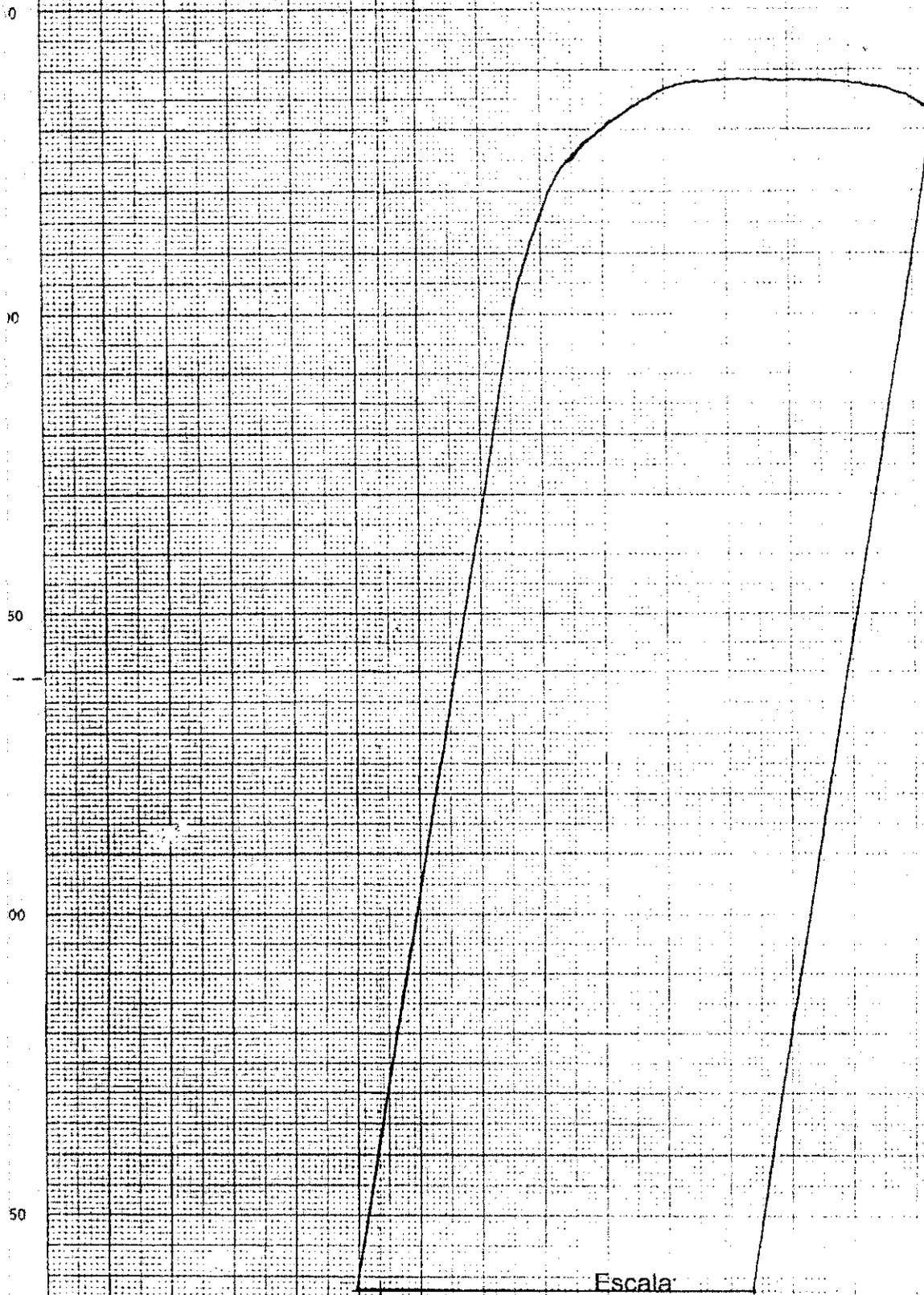


Figura VI - Gráfico Tensão x Deformação corrigido do corpo de prova de tração do metal de solda n° 3 (MS 3).

## APÉNDICE II

Teste de CTOD com Extensômetro  
Amostra MS - Região II - N. 1



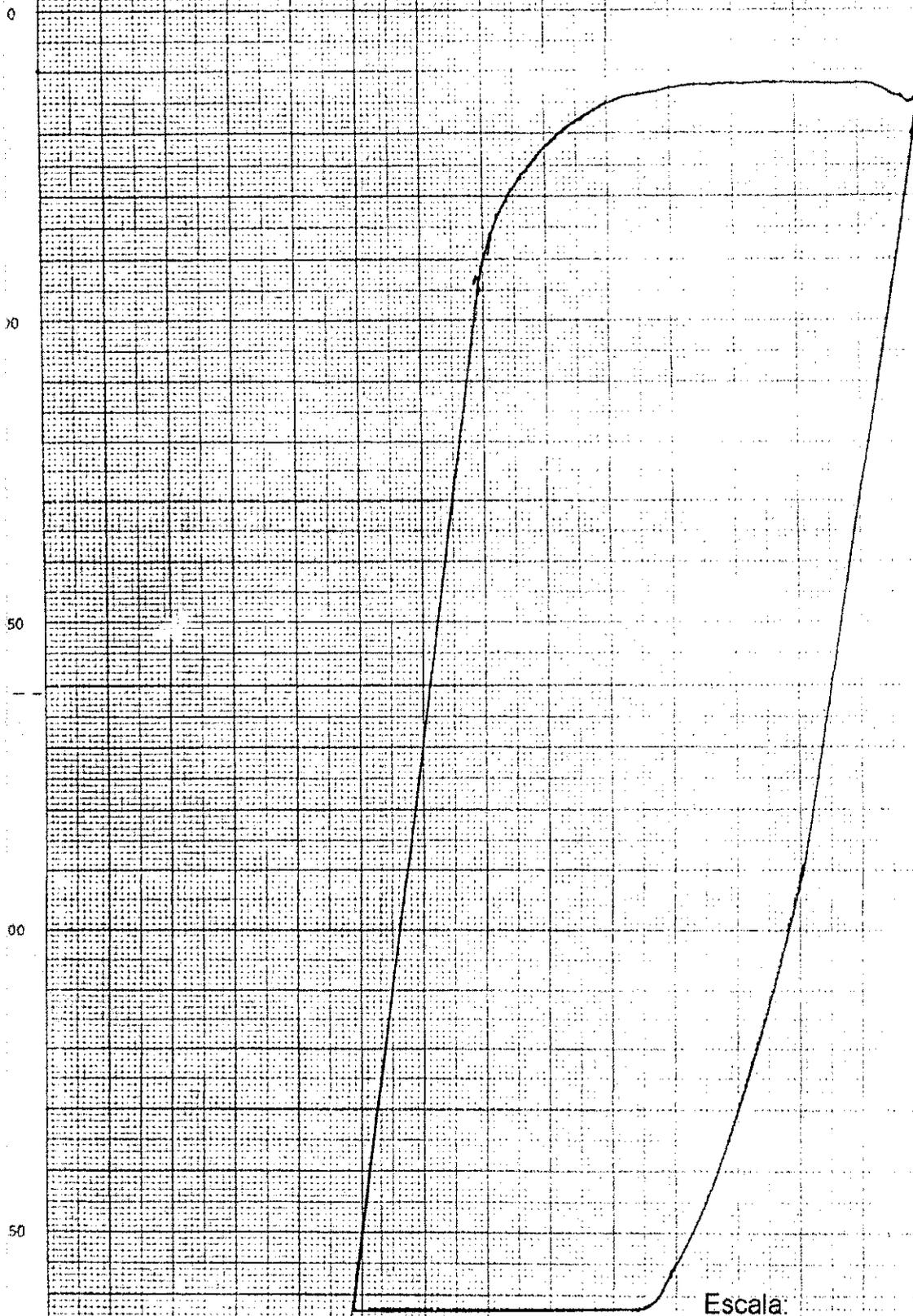
Escala:

Load (50%): 1V = 500 Kgf

1V =  $10 \times 10^{-2}$  m

1  $\times 10^{-2}$  m (ext.) =  $90,5 \times 10^{-2}$  m (paper)

Teste de CTOD com Extensômetro  
Amostra MS - Região II - N. 2



Escala:

Load (50%): 1V = 500 Kgf

1V =  $10 \times 10^{-2}$  m

$1 \times 10^{-2}$  m (ext.) =  $90,5 \times 10^{-2}$  m (papel)

Teste de CTOD sem Extensômetro  
Amostra MS - Região II - N. 3

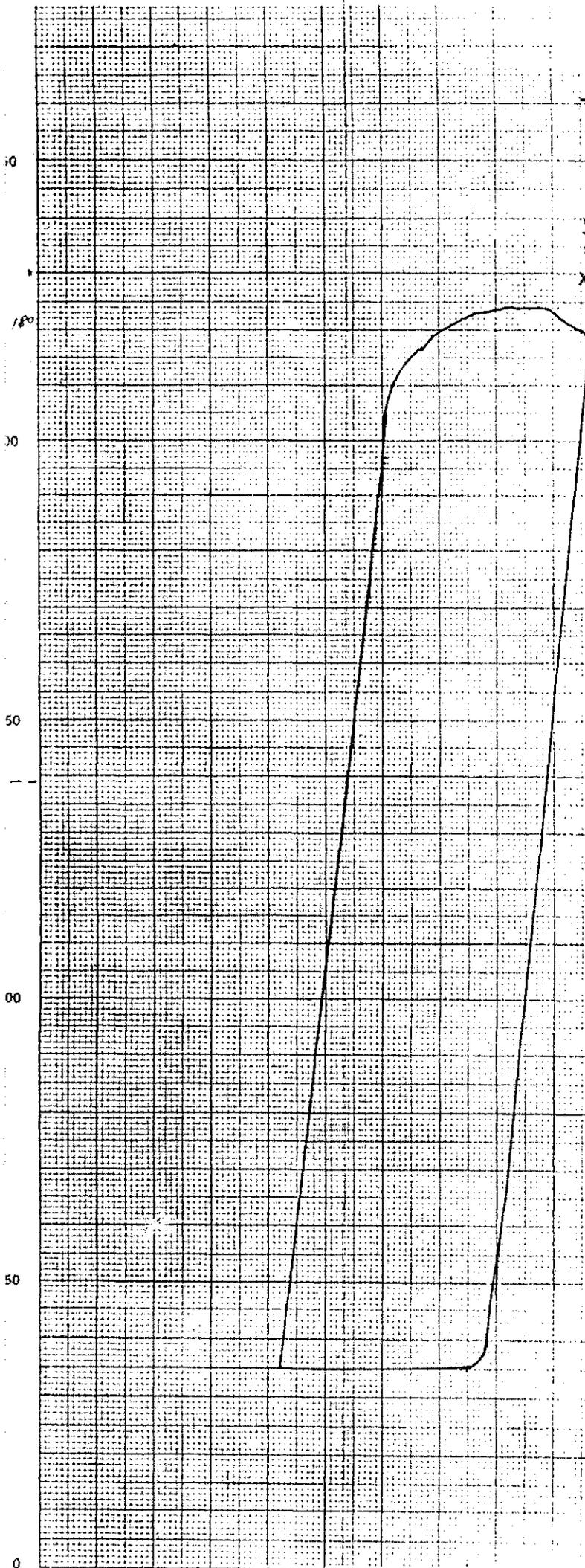
Escala:

Load (50%) : 1V = 500 Kgf

y:  $0,1 \times 10^2 \text{ V/m} \Rightarrow 1V = 10 \times 10^{-2} \text{ m}$

stroke (50%) : 1V =  $0,5 \times 10^{-2} \text{ m}$

x:  $0,05 \times 10^2 \text{ V/m} \Rightarrow 1V = 20 \times 10^{-2} \text{ m}$



Teste de CTOD sem Extensômetro  
Amostra MS - Região I - N. 1

Escala:

Load (50%): 1V = 500 Kgf

y:  $0,1 \times 10^{-2}$  V/m  $\Rightarrow$  1V =  $10 \times 10^{-2}$  m

stroke (50%): 1V =  $0,5 \times 10^{-2}$  m

x:  $0,02 \times 10^{-2}$  V/m  $\Rightarrow$  1V =  $50 \times 10^{-2}$  m

50

100

150

100

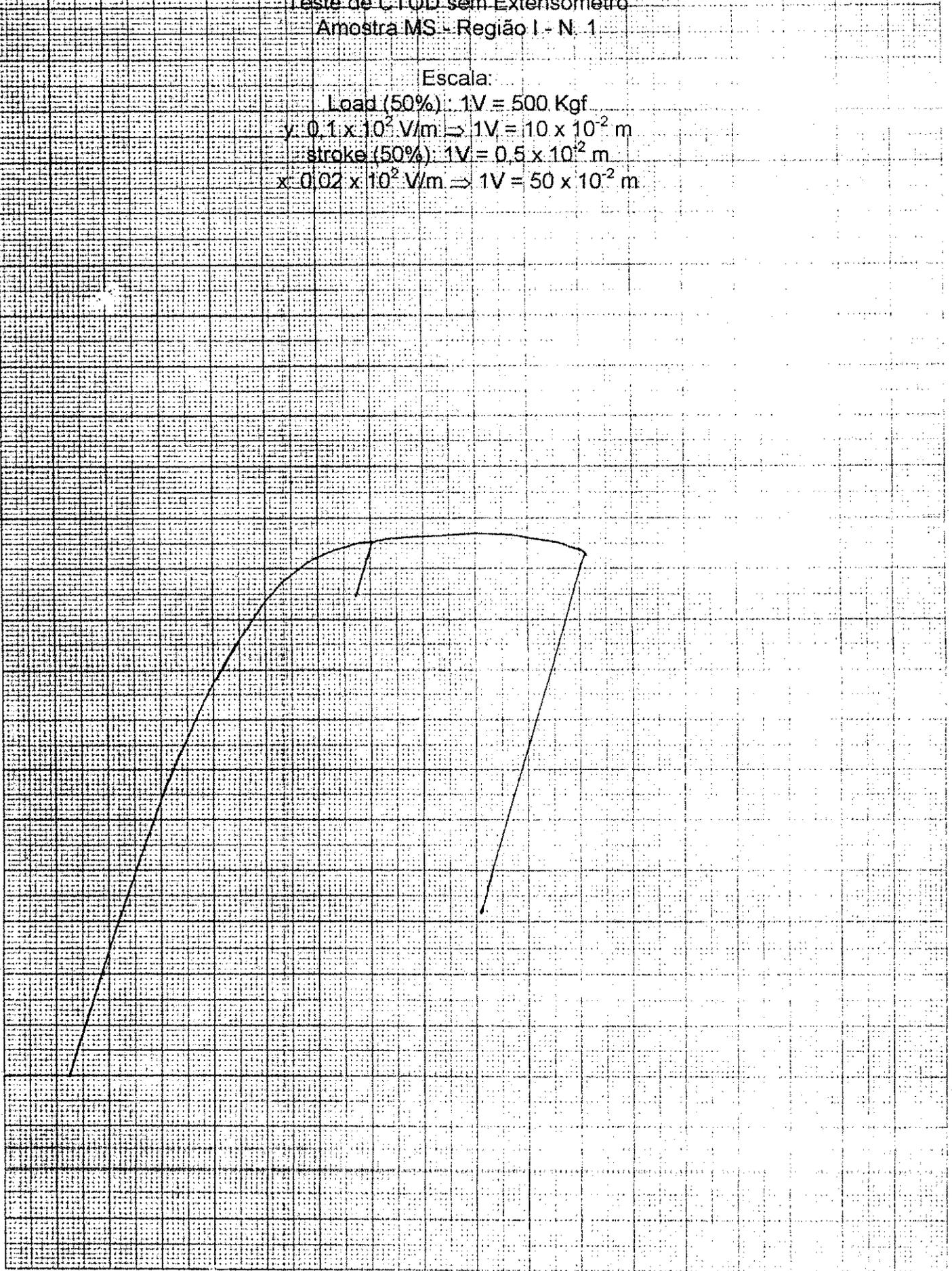
50

0

0

50

100



Teste de CTOD sem Extensômetro  
Amostra MS - Região I - N. 2

Escala:

Load (50%): 1V = 500 Kgf

y:  $0,1 \times 10^{-2} \text{ V/m} \Rightarrow 1V = 10 \times 10^{-2} \text{ m}$

stroke (50%): 1V =  $0,5 \times 10^{-2} \text{ m}$

x:  $0,02 \times 10^{-2} \text{ V/m} \Rightarrow 1V = 50 \times 10^{-2} \text{ m}$

250

200

150

100

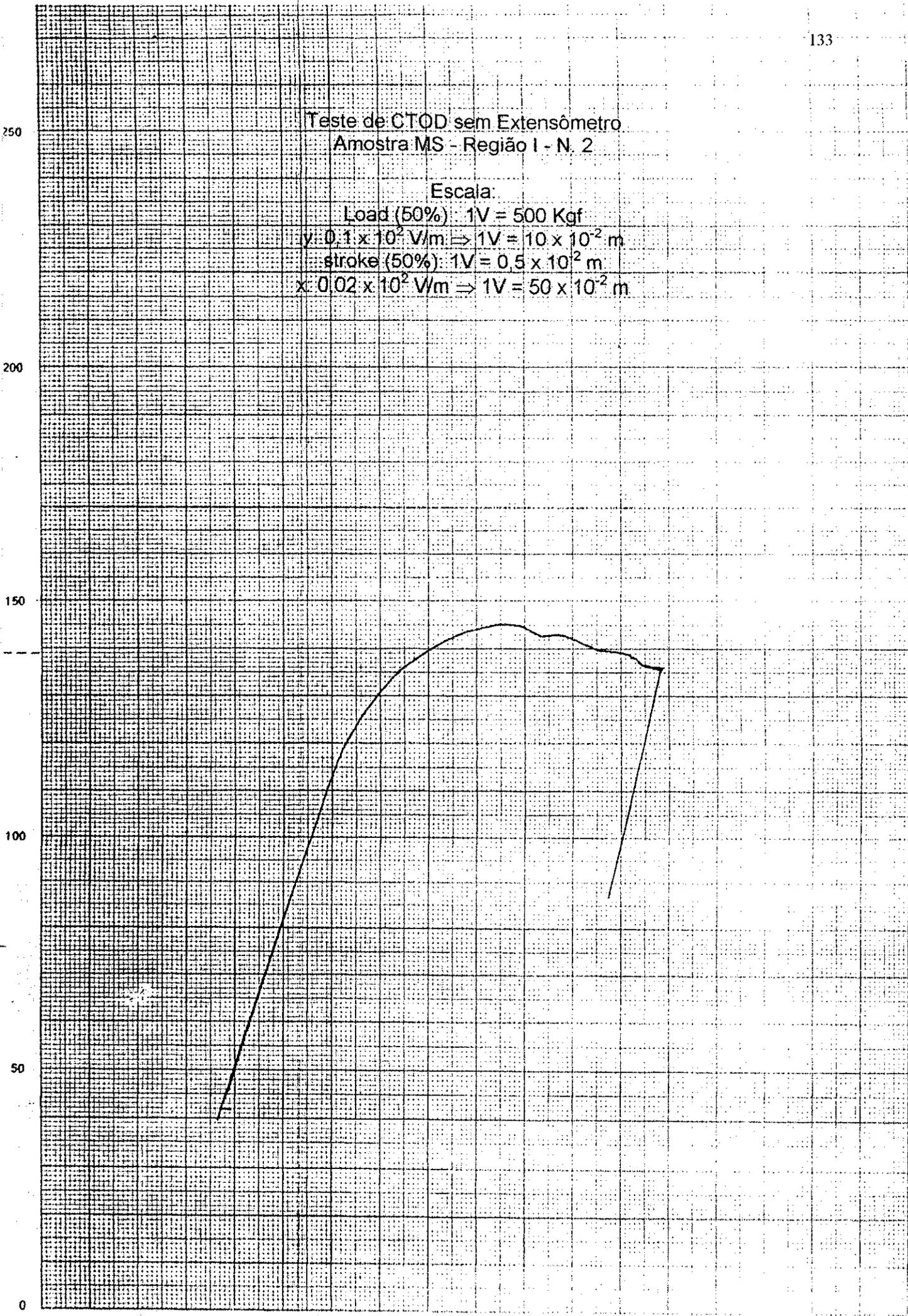
50

0

0

50

100



Teste de CTOD sem Extensômetro  
Amostra MS - Região I - N. 3

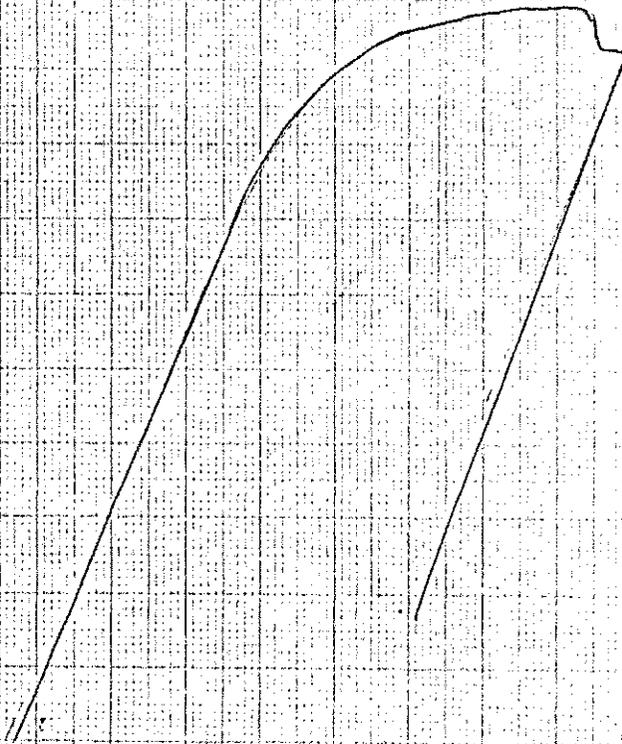
Escala:

Load (50%) : 1V = 500 Kgf

y:  $0,1 \times 10^2 \text{ V/m} \Rightarrow 1V = 10 \times 10^{-2} \text{ m}$

stroke (50%) : 1V =  $0,5 \times 10^{-2} \text{ m}$

x:  $0,02 \times 10^2 \text{ V/m} \Rightarrow 1V = 50 \times 10^{-2} \text{ m}$



**Curva de Calibração**  
**para o corpo de prova da região II do MS**

Escala

Load:

1V = 100 Kgf

1V =  $2 \times 10^{-2}$  m

stroke:

1V =  $0,5 \times 10^{-2}$  m

1V =  $50 \times 10^{-2}$  m

250

200

150

100

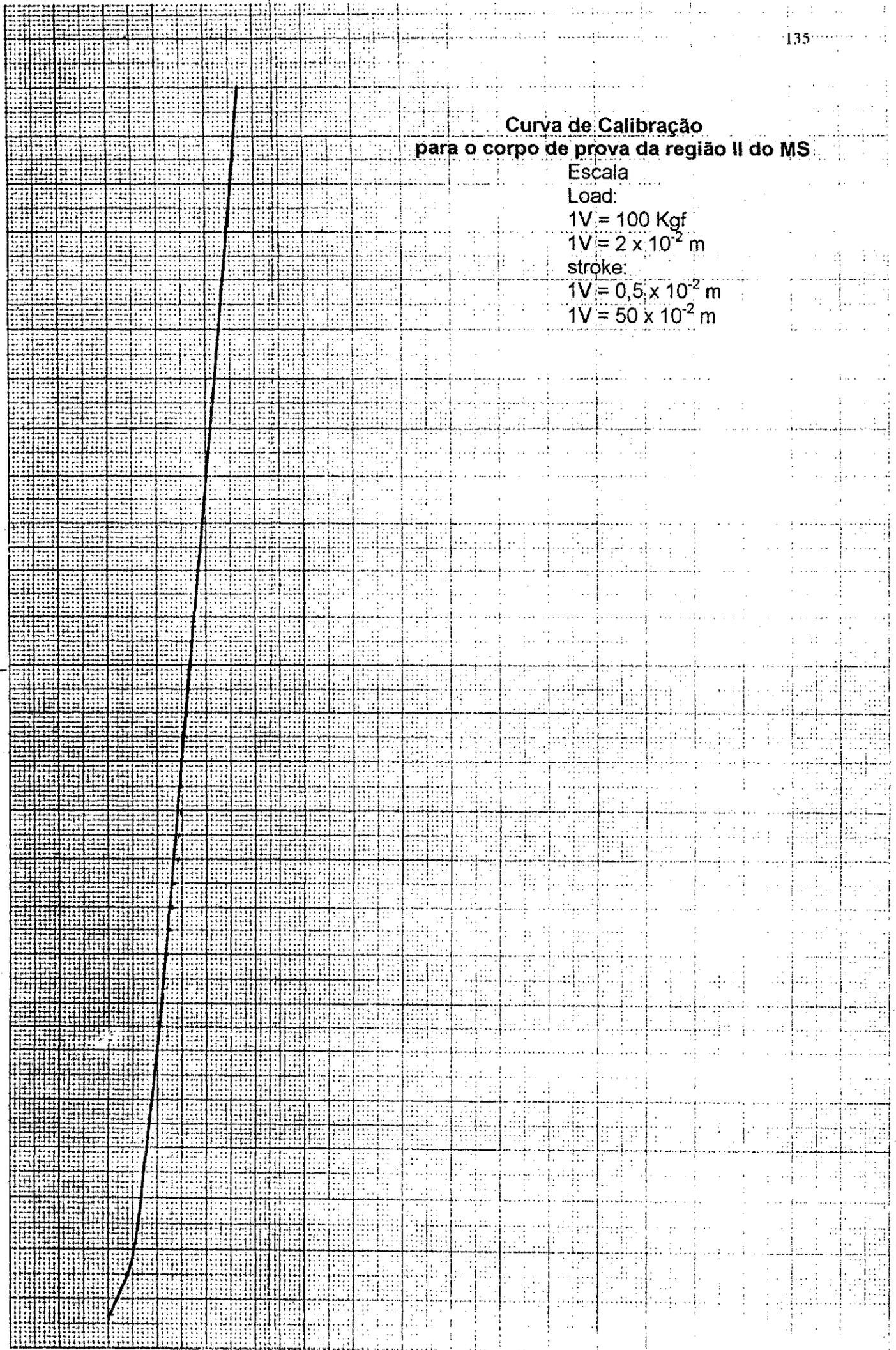
50

0

0

50

100



**Curva de Calibração  
para o corpo de prova da região I do MS**

Escala

Load:

$1V = 100 \text{ Kgf}$

$1V = 5 \times 10^{-2} \text{ m}$

stroke:

$1V = 0,5 \times 10^{-2} \text{ m}$

$1V = 50 \times 10^{-2} \text{ m}$

250

200

150

100

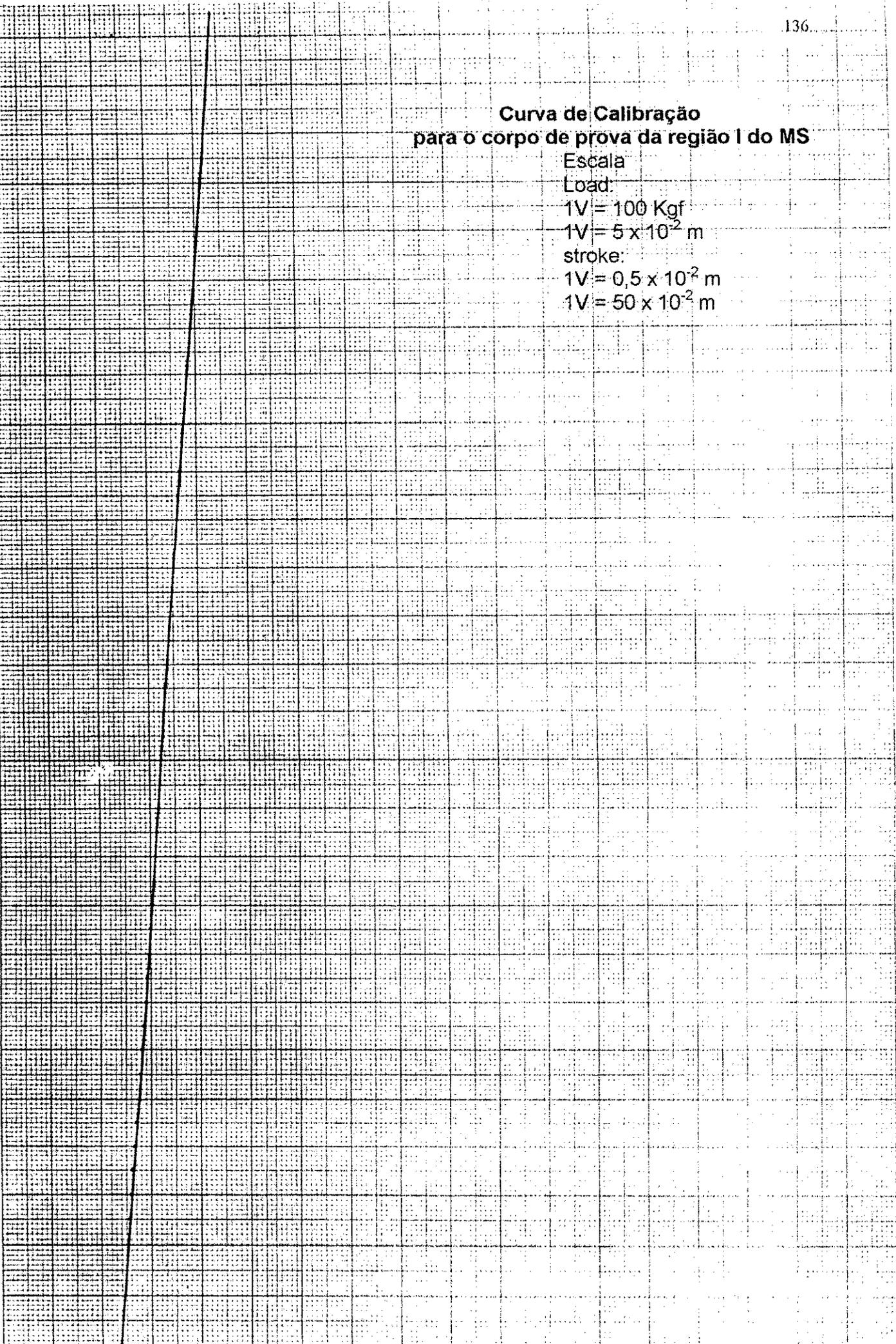
50

0

0

50

100



Planilha 7: Cálculos do deslocamento real a partir do deslocamento obtido na curva original, traçada pelo registrador XY, subtraído do deslocamento obtido da curva de calibração (ajuste), para o mesmo valor de carga, para o cálculo de CTOD dos corpos de prova usinados das regiões I (R I) e II (R II) do metal de solda e testados sem extensômetro.

Corpo de Prova	Dimensão ( $\times 10^{-3}m$ )	Número de Medidas																			
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20
9 MS3 R II	Deslocamento	0,0	0,0375	0,0625	0,1	0,125	0,15	0,175	0,2	0,23	0,25	0,275	0,3	0,325	0,3625	0,388	0,425	0,4625	0,525	0,7	1,137
	Ajuste	0,0	0,03	0,05	0,06	0,075	0,09	0,1	0,105	0,12	0,12	0,13	0,14	0,15	0,155	0,16	0,17	0,18	0,19	0,195	0,2
	Desl. Real	0,0	0,0075	0,0125	0,04	0,05	0,06	0,075	0,095	0,11	0,13	0,145	0,16	0,175	0,208	0,228	0,255	0,2825	0,335	0,505	0,937
	Carga(Kgf)	0,0	50	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550	600	650	700	750	800	850	900	920
13 MS1 R I	Deslocamento	0,0	0,045	0,075	0,11	0,14	0,175	0,215	0,255	0,31	0,365	0,4	0,465	0,51	0,59	0,78					
	Ajuste	0,0	0,015	0,035	0,05	0,07	0,085	0,1	0,11	0,13	0,135	0,14	0,15	0,15	0,155	0,155					
	Desl. Real	0,0	0,03	0,04	0,06	0,07	0,09	0,115	0,145	0,18	0,23	0,26	0,315	0,36	0,435	0,625					
	Carga(Kgf)	0,0	50	100	150	200	250	300	350	400	450	475	500	510	520	525					
14 MS2 R I	Deslocamento	0,0	0,045	0,085	0,12	0,15	0,185	0,225	0,265	0,32	0,375	0,42	0,49	0,52	0,59	0,68					
	Ajuste	0,0	0,015	0,035	0,05	0,07	0,085	0,1	0,11	0,13	0,135	0,14	0,15	0,15	0,155	0,155					
	Desl. Real	0,0	0,03	0,05	0,07	0,08	0,1	0,125	0,155	0,19	0,24	0,28	0,34	0,37	0,435	0,525					
	Carga(Kgf)	0,0	50	100	150	200	250	300	350	400	450	475	500	510	520	525					
15 MS3 R I	Deslocamento	0,0	0,045	0,08	0,115	0,155	0,185	0,22	0,265	0,32	0,395	0,47	0,53	0,61	0,65						
	Ajuste	0,0	0,015	0,035	0,05	0,07	0,085	0,1	0,11	0,13	0,135	0,14	0,145	0,145	0,15						
	Desl. Real	0,0	0,03	0,045	0,065	0,085	0,1	0,12	0,155	0,19	0,26	0,33	0,385	0,465	0,5						
	Carga(Kgf)	0,0	50	100	150	200	250	300	350	400	450	475	485	495	500						

Carga - Deslocamento Real

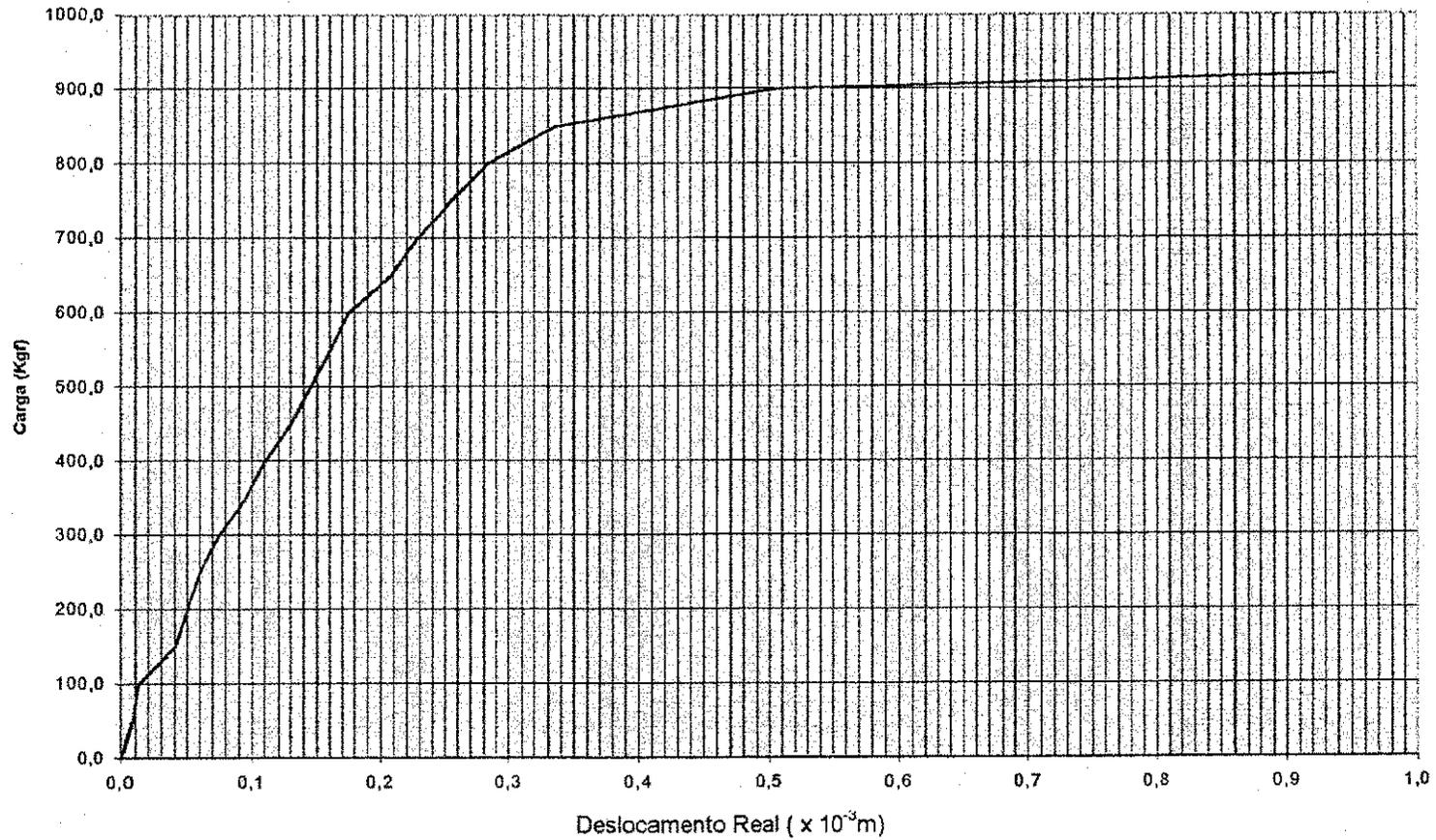


Figura VII - Gráfico Carga x Deslocamento corrigido para o corpo de prova CTOD do metal de solda usinado da região II, N. 3.

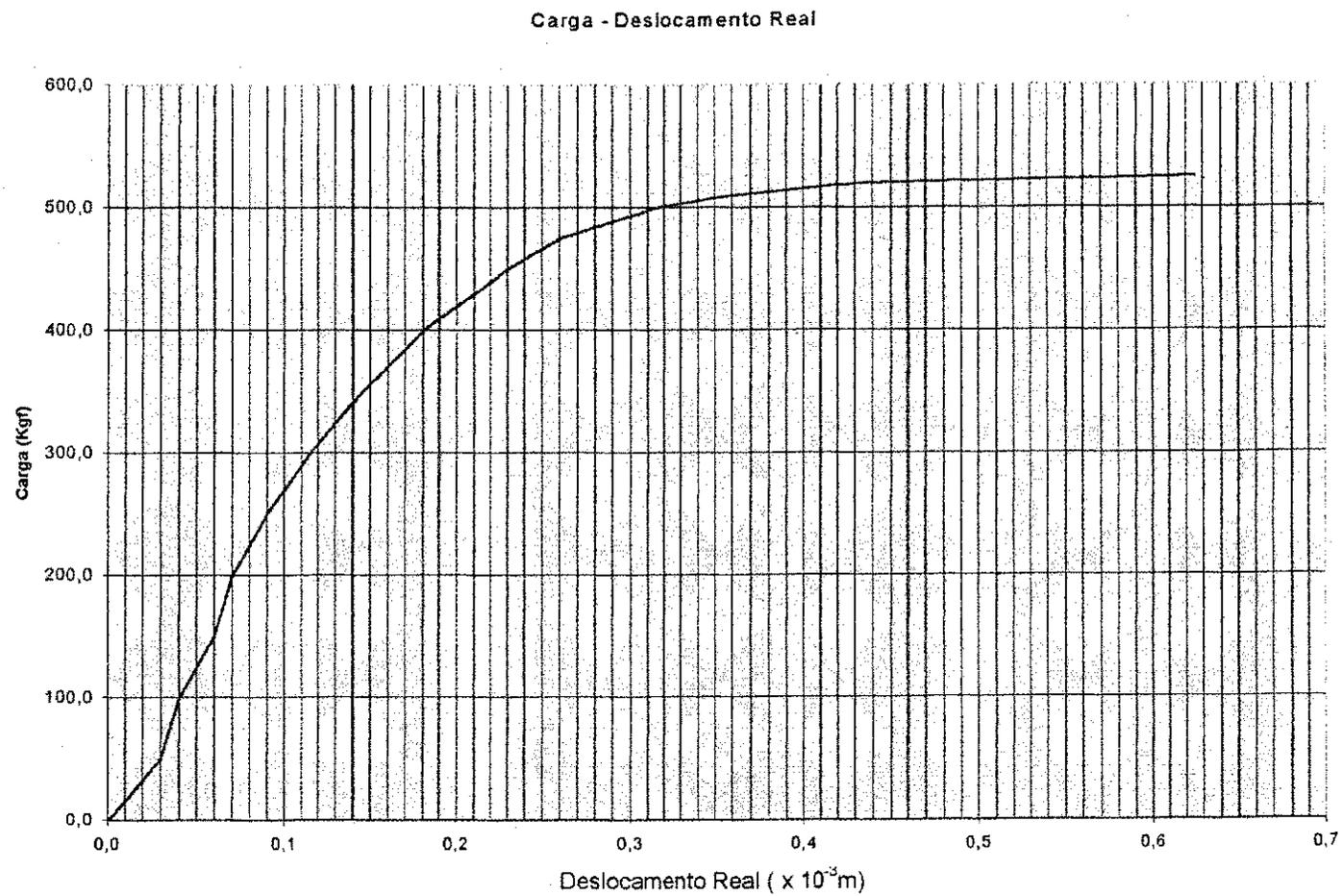


Figura VIII - Gráfico Carga x Deslocamento Real corrigido para o corpo de prova CTOD do metal de solda usinado da região I, N. 1.

### Carga - Deslocamento Real

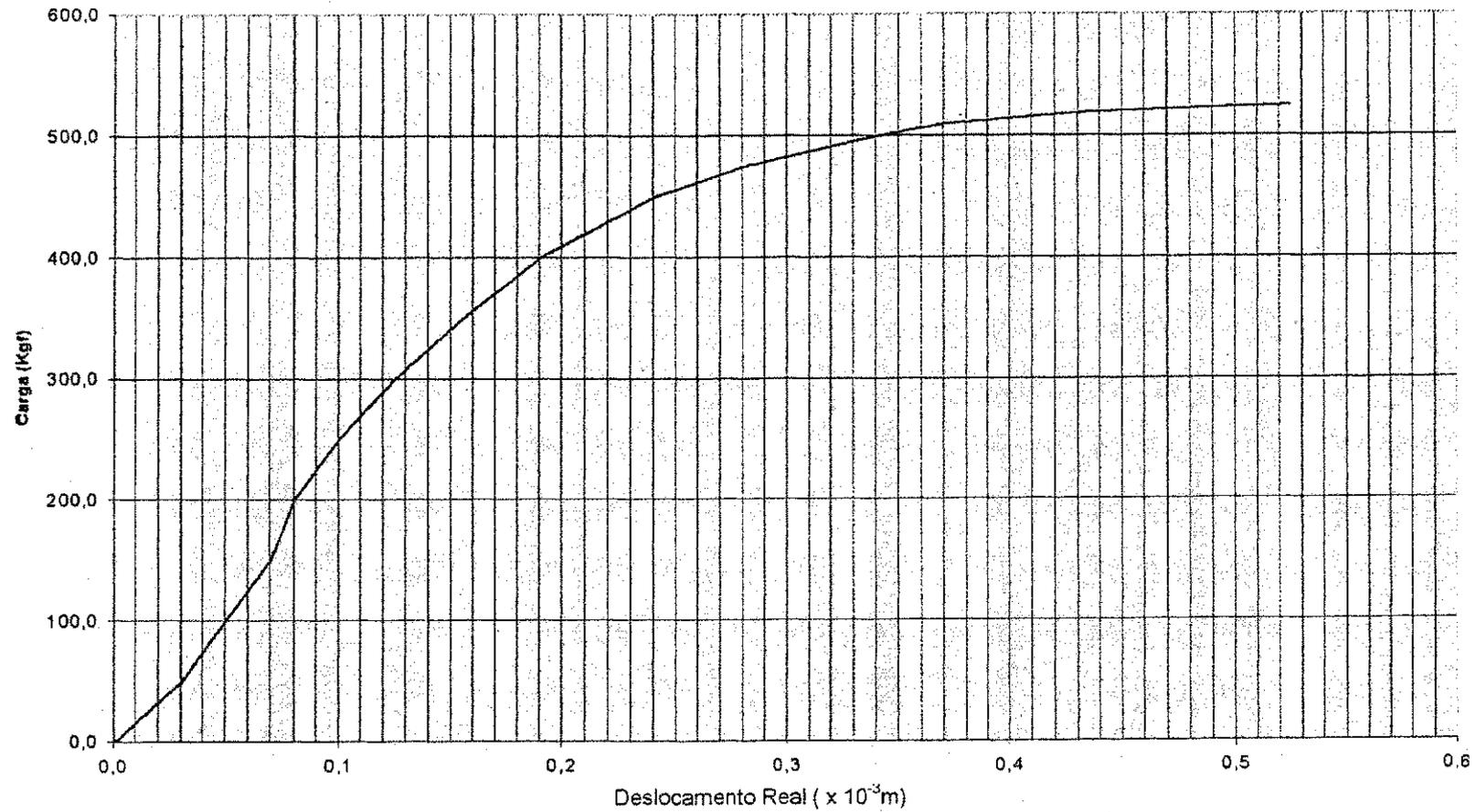


Figura IX - Gráfico Carga x Deslocamento Real corrigido para o corpo de prova CTOD do metal de solda usinado da região I, N. 2.

### Carga - Deslocamento Real

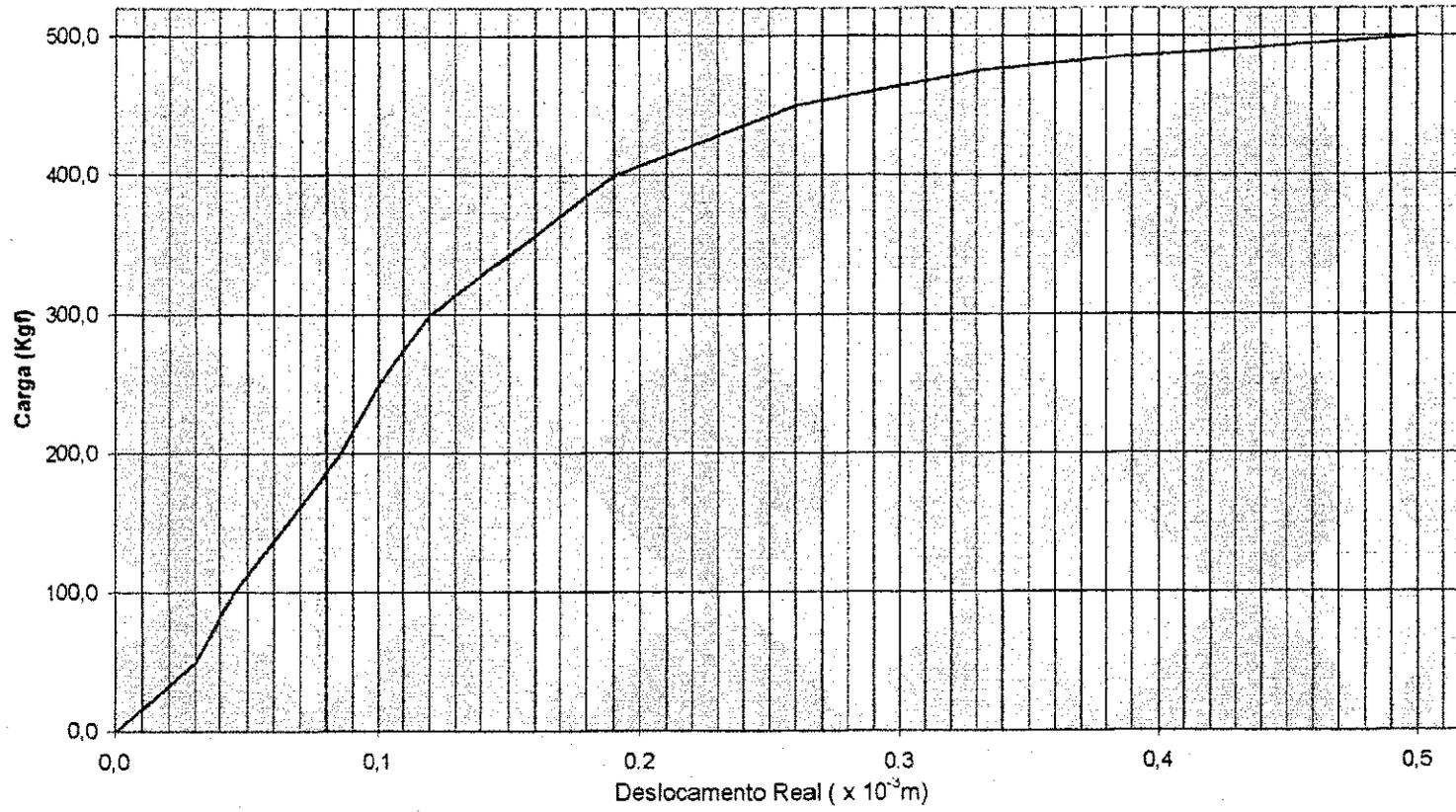


Figura X - Gráfico Carga x Deslocamento Real corrigido para o corpo de prova CTOD do metal de solda usinado da região I, N. 3.