



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE**  
**CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA**  
**PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM**  
**ENGENHARIA DE PROCESSOS**

*Estudo da ZTA de Aços API X80 para  
Tubulações através de Ensaio de Emissão  
Acústica e Teste de Implante*

***Daisy Martins de Almeida***

Campina Grande - Paraíba  
Dezembro de 2005

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL DA UFCG

A447e

2005 Almeida, Daisy Martins de.

Estudo do ZTA de aços API X80 para tubulações através de ensaio de emissão acústica e teste de implante / Daisy Martins de Almeida.— Campina Grande, 2005.

120f.: il.

Tese (Doutorado em Engenharia de Processos) - Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciência e Tecnologia.

Referências.

Orientadores: Dr. Theophilo Moura Maciel e Dr. Alexandre Queiroz Bracarense.

1. Soldagem. 2. Tubulação. 3. Aços API. 4. Emissão Acústica. 5. Teste de Implante I. Título.

CDU 621.791



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE**  
**CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA**  
**PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM**  
**ENGENHARIA DE PROCESSOS**

Área de Concentração: MATERIAIS

*Estudo da ZTA de Aços API X80 para Tubulações  
através de Ensaio de Emissão Acústica e Teste de  
implante*

Tese de Doutorado apresentada à Coordenação  
do Curso de Doutorado em Engenharia de  
Processos da Universidade Federal de Campina  
Grande como parte dos requisitos exigidos para  
a obtenção do Título de Doutor em Engenharia  
de Processos

Autora

***Daisy Martins de Almeida***

Bacharel em Física – DFÍSICA/ICEX/UFGM, 1983

Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Minas – EEUFMG, 1988

Orientadores

***Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel***

***Prof. Dr. Alexandre Queiroz Bracarense***

Campina Grande – Dezembro de 2005

*Estudo da ZTA de Aços API X80 para Tubulações através de Ensaio  
de Emissão Acústica e Teste de Implante*

*Daisy Martins de Almeida.*

Banca Examinadora

Tese de Doutorado aprovada em 20 de dezembro de 2005, pela banca  
examinadora constituída pelos professores:

Prof. Dr. THEOPHILO MOURA MACIEL  
Orientador - UAEM/UFMG

Prof. Dr. ALEXANDRE QUEIROZ BRACARENSE  
Orientador - DEMEC/UFMG

Prof. Dr. AMÉRICO SCOTTI  
Examinador Externo – FEM/UFU  
Prof. Dr. JESUALDO PEREIRA FARIAS  
Examinador Externo – CT/UFC

Prof. Dr. RICARDO CABRAL  
Examinador Externo - UAEM/UFMG

Prof. Dr. MARCO ANTÔNIO DOS SANTOS  
Examinador Interno - UAEM/UFMG

*Estudo da ZTA de Aços API X80 para Tubulações  
através de Ensaio de Emissão Acústica e Teste de  
implante*

Este exemplar corresponde à versão final da Tese de Doutorado em Engenharia de Processos, defendida por *Daisy Martins de Almeida* e aprovada pela banca examinadora em 20 de dezembro de 2005.

Prof. Dr. THEOPHILO MOURA MACIEL  
Orientador - UAEM/UFCEG

*“Peço de coração que as coisas que aqui  
deixo sejam lidas com indulgência  
e que meus defeitos, num campo tão difícil,  
não sejam tanto procurados com vistas à censura,  
como com a finalidade de serem  
remediados pelos novos esforços dos leitores.”*

**ISAAC NEWTON**  
*(Philosophiae Naturalis Principia Mathematica  
Prefácio ao Leitor)*

## **Agradecimentos**

A meus filhos *Márlia*, *Leonardo* e *Daniel* e  
A minha mãe *Beatriz*, partícipes de casos e descasos.

Ao meu *Amor*, a tudo atento.

A *Theophilo*, orientador amigo;  
A *Alexandre*, amigo orientador;

Ao *Nilton*, parceiro de tese;

Aos *amigos* antigos;  
Aos *companheiros* de percurso;  
Aos *amigos* novos;  
Aos *companheiros* de curso;

E a *Cláudia* e *Dedé*,  
pois a saudade é arrumar os arquivos dos amigos que já  
partiram.

*Ao Departamento de Física/UFMG;*

*Ao Departamento de Engenharia Mecânica/UFMG;*

*Ao Laboratório de Robótica Soldagem e Simulação do  
Departamento de Engenharia Mecânica/UFMG;*

*Ao Departamento de Engenharia Mecânica/UFMG*

*Ao Centro de Desenvolvimento de Tecnologia Nuclear –  
CDTN Belo Horizonte/MG;*

*Ao Departamento de Física/UFMG;*

*Ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de  
Materiais/UFMG;*

*À ESAB Contagem/MG;*

*Ao SENAI Contagem/MG.*

*Ao SENAI Campina Grande/PB.*

*À USIMINAS;*

*À PETROBRAS;*

*À TENARIS CONFAB.*

## **PUBLICAÇÕES**

Anais do XXVII CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem - 2001

### **ESTUDO DA SOLDABILIDADE DO AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA BAIXA LIGA API 5L X60**

*Maciel, T. M., Almeida, D. M., Agra, J. B. C., Eufrazino, Jr F. A.*

Anais do SULMAT2002 – Congresso em Ciência de Materiais do Mercosul – 2002

### **EFEITO DA MICROESTRUTURA SOBRE AS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇO API 5L X60 SUBMETIDAS A DIFERENTES CONDIÇÕES DE TTAT**

*Daisy M. Almeida, Theophilo M. Maciel, Alexandre Q Bracarense, João. B. C Agra*

Anais do XV CBECIMAT-Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Matérias – 2002

### **EFEITO DO PÓS AQUECIMENTO NA MICROESTRUTURA DAS VIZINHANÇAS DA ZTA DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS API**

*Almeida, D. M., Maciel, T. M., Bracarense, A. Q.*

Anais do XXX CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem - 2004

### **ESTUDO COMPARATIVO DA FRATURA NA ZTA DE AÇOS API BAINÍTICOS E PERLÍTICOS APÓS TESTE DE IMPLANTE**

*Almeida, D. M., Maciel, T. M., Bracarense, A. Q.*

Soldagem & Inspeção vol.9 n°4 dez 2004 (ISSN 0104-9224)

### **ESTUDO COMPARATIVO DA FRATURA NA ZTA DE AÇOS API BAINÍTICOS E PERLÍTICOS APÓS TESTE DE IMPLANTE**

*Almeida, D. M., Maciel, T. M., Bracarense, A. Q.*

Anais do 7º CONGRESSO IBEROAMERICANO DE ENGENHARIA MECANICA - 2005

### **O USO DE EMISSÃO ACÚSTICA PARA CARACTERIZAR DANOS NA ZTA DE AÇOS ULCB**

*Almeida, D. M., Maia, N. S., Bracarense, A. Q., Medeiros, E. B., Maciel T. M., Santos, M. A.*

Anais do 18th International Congress of Mechanical Engineering 2005

**THE USE OF ACOUSTIC EMISSION IN THE CHARACTERIZATION OF STEEL PIPELINE DAMAGE**

*Almeida, D. M., Maia, N. S., Bracarense, A. Q., Medeiros, E. B., Maciel, T. M., Santos, M. A.*

Anais do XXXI CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem - 2005

**UTILIZAÇÃO DA EMISSÃO ACÚSTICA PARA O ESTUDO DE FRATURA NA ZTA DE AÇOS PARA TUBULAÇÕES**

*Almeida, D. M., Maia, N. S., Bracarense, A. Q., Medeiros, E. B., Maciel T. M.*

## **RESUMO**

O desenvolvimento de novos aços de Alta Resistência e Baixa Liga para tubulações considera requisitos de resistência mecânica e tenacidade cada vez mais severos. O atendimento às exigências de mercado conduziu à supressão de tratamentos térmicos e melhor soldabilidade do produto. A melhoria da soldabilidade exige a minimização do teor de carbono do material, esses novos aços precisam dispor de mecanismos de endurecimento que dispensem a presença desse elemento. Uma das alternativas mais viáveis é o aço bainítico com teor de carbono ultra baixo onde os mecanismos de endurecimento envolvem grandes densidades de deslocações, presença de elementos substitucionais e microestruturas mistas de bainita globular e ferrita. Para o estudo da ZTA deste tipo de aço foram realizados testes de implante de pinos acompanhados por análise de microestrutura, análise de fratura e análise de sinais de emissão acústica. A comparação dos resultados com os de um aço convencional perlítico indica uma boa soldabilidade dos aços bainíticos.

**Palavras Chave:** Emissão Acústica, Aços Bainíticos de Carbono Ultra-Baixo, Aços API, Ensaio de Implante

## **ABSTRACT**

*The development of new High Strength Low Alloy pipeline steels considers more severe mechanical stresses requirements and toughness. The employ necessities led to thermal treatments suppression and superior weldability. The weldability improvement demands lower carbon contents so those new steels need hardening mechanisms that use a carbon smaller amount. One of the viable alternatives is the ultra-low carbon bainitic steels – ULCB, where the hardening mechanisms involve large dislocations densities, substitutional elements presence and globular bainite and ferrite mixed microstructures. To the HAZ ULCB study implant tests, microstructure analyses, fracture analyses and acoustic emission analyses were done. The results relationship with a conventional perlite steel indicates superior weldability for bainitic steel.*

**Key Words:** *Acoustic Emission, ULCB Steels, API Steels, Implant Test.*

## ÍNDICE GERAL

<b>Tópico</b>	<b>Página</b>
Agradecimentos . . . . .	vii
Publicações. . . . .	ix
Resumo . . . . .	xi
Abstract . . . . .	xii
Índice Geral. . . . .	xiii
Índice de Figuras . . . . .	xvi
Índice de Tabelas . . . . .	xix
Abreviaturas, Símbolos e Siglas . . . . .	xx
<b>1 - INTRODUÇÃO.</b> . . . . .	<b>1</b>
1.1 - Introdução. . . . .	1
1.2 - Objetivos. . . . .	2
<b>2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.</b> . . . . .	<b>4</b>
2.1 - Aços de Alta Resistência e Baixa Liga – Histórico. . . . .	4
2.2 - Aços para Tubulações. . . . .	6
2.2.1 - Parâmetros Construcionais. . . . .	8
2.2.2 - Composição Química. . . . .	9
2.2.3 - Microestrutura. . . . .	14
2.3 - Aços Bainíticos de Carbono Ultra Baixo. . . . .	16
2.3.1 - Relação Microestrutura e Propriedades. . . . .	19
2.4 - Soldabilidade dos ARBL. . . . .	20
2.4.1 - A Zona Termicamente Afetada – ZTA. . . . .	23
2.4.2 - O Metal de Solda-MS. . . . .	31
2.5 - Emissão Acústica. . . . .	34
2.5.1 - Fatores metalúrgicos associados à atividade de EA dos metais . . . . .	38
2.5.1.1 - Movimento de Deslocações. . . . .	38
2.5.1.2 - Heterogeneidade da Microestrutura. . . . .	40

2.5.1.3 - Efeito do tamanho de grão. . . . .	40
2.5.1.4 - Presença do Entalhe. . . . .	41
2.5.2 - Critérios de Análise dos Resultados. . . . .	41
2.6 - Ensaio de Implante. . . . .	42
<b>3 - MATERIAIS E PROCEDIMENTOS.</b> . . . .	<b>44</b>
3.1 - Materiais. . . . .	44
3.2 - Procedimentos. . . . .	46
3.2.1 - Soldagem por Eletrodo Revestido. . . . .	46
3.2.1.1 - A Soldagem dos Tubos de Aço Bainítico. . . . .	47
3.2.1.2 - A Soldagem das Placas de Aço Perlítico. . . . .	48
3.2.2 - Ensaio de Tração. . . . .	49
3.2.3 - Teste de Implante. . . . .	50
3.2.4 - Ciclo Térmico da Soldagem. . . . .	54
3.2.5 - O Ensaio de Microdureza. . . . .	55
3.2.6 - O Ensaio de Emissão Acústica. . . . .	55
3.2.7 - Análise Metalográfica. . . . .	57
3.2.8 - Análise de Fratura. . . . .	58
<b>4 - RESULTADOS.</b> . . . .	<b>59</b>
4.1 - Aço Bainítico – X80. . . . .	59
4.1.1 - Observação da Junta Soldada – X80. . . . .	59
4.1.2 - Ensaio de Tração – X80. . . . .	60
4.1.3 - Ensaio de Implante – X80. . . . .	67
4.2 - Aço Perlítico – U70. . . . .	78
4.2.1 - Observação da Junta Soldada –U70. . . . .	78
4.2.2 - Ensaio de Tração – U70. . . . .	79
4.2.3 - Ensaio de Implante – U70. . . . .	85
<b>5 - DISCUSSÃO.</b> . . . .	<b>95</b>
5.1 - Aço Bainítico. . . . .	95
5.1.1 - Características Iniciais – X80. . . . .	95
5.1.2 - Estudo do comportamento à fratura da ZTA – X80. . . . .	99
5.2 - Aço Perlítico. . . . .	104

5.2.1 - Características Iniciais – U70. . . . .	104
5.2.2 - Estudo do comportamento à fratura da ZTA – U70. . . . .	106
5.3 - Comparação entre o Aço Bainítico e o Perlítico. . . . .	110
6 - <b>CONSIDERAÇÕES FINAIS.</b> . . . .	112
6.1 - Conclusões. . . . .	112
6.2 - Sugestões para Trabalhos Futuros. . . . .	113
7 - <b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.</b> . . . .	114

## ÍNDICE DE FIGURAS

<b>Tópico</b>	<b>Página</b>
Figura 2.1 - Produto de solubilidade de carbonetos e nitretos. . . . .	.. 11
Figura 2.2 - Potencial de precipitação em relação a alguns elementos microligantes. . . . .	.. 13
Figura 2.3 - Ilustração esquemática do ciclo térmico no Processamento Termomecânico Controlado — TMCP e as mudanças microestruturais . . . . .	.. 15
Figura 2.4 - Microestrutura e Propriedades Mecânicas. . . . .	.. 16
Figura 2.5 - Várias regiões da ZTA de um cordão único de solda de um aço 0,15%peso de C . . . . .	.. 25
Figura 2.6 - Distribuição de dureza Vickers de acordo com a macrografia da seção transversal da junta soldada. . . . .	.. 26
Figura 2.7 - Micrografia óptica correspondente às zonas da ZTA indicadas na Figura 2.6. . . . .	.. 27
Figura 2.8 - Ilustração esquemática do efeito da soldagem multi-passe na microestrutura. . . . .	.. 28
Figura 2.9 - Micrografia óptica de uma junta soldada multi-passe de API 5L X80 soldada pelo processo de eletrodo revestido. . . . .	.. 29
Figura 2.10 - Microestrutura do MS mostrando os vários constituintes microestruturais. . . . .	.. 33
Figura 2.11 - Princípio Básico do Método de EA. . . . .	.. 35
Figura 2.12 - Sinais Típicos de EA. . . . .	.. 36
Figura 2.13 - Sinal de emissão acústica e seus principais parâmetros. . . . .	.. 36
Figura 2.14 - Escala do processo de fontes de EA. . . . .	.. 38
Figura 2.15 - Correlação de resultados obtidos em um ensaio de tração de um corpo de prova em aço ARMCO (Taxa de deformação plástica / Contagem de EA / Tensão Aplicada) x Tempo do ensaio. . . . .	.. 39
Figura 2.16 - Correlação entre um ensaio de tração de uma liga de alumínio 5083 e a atividade acústica. . . . .	.. 40
Figura 2.17 - Esquema do Ensaio de Implante e suas aplicações. . . . .	.. 43
Figura 3.1 - Microestrutura original do aço bainítico. . . . .	.. 45
Figura 3.2 - Microestrutura original do aço perlítico. . . . .	.. 46
Figura 3.3 - Dimensionamento e fotos de corpo de prova de X80 preparado para	.. 47

soldagem. . . . .	
Figura 3.4 - Dimensionamento dos CPs de soldagem do API X70. . . . .	48
Figura 3.5 - Corpo de prova de tração. . . . .	50
Figura 3.6 - Diagramas dos pinos de Implante. . . . .	51
Figura 3.7 - Fotos de pinos de implante. . . . .	51
Figura 3.8 - Soldagem dos pinos de implante. . . . .	52
Figura 3.9 - Amostra padrão preparada . . . . .	52
Figura 3.10 - Equipamento de teste de implante. . . . .	53
Figura 3.11 - Detalhe da célula de carga. . . . .	53
Figura 3.12 - Pino de implante com termopar. . . . .	54
Figura 3.13 - Representação esquemática dos ensaios de microdureza . . . . .	55
Figura 3.14 - Equipamento para ensaio de emissão acústica, com acessórios utilizados. . . . .	56
Figura 3.15 - Diagrama de teste de tração acompanhado por EA . . . . .	56
Figura 3.16 - Fotos dos sensores de EA. . . . .	57
Figura 3.17 - Diagrama de amostra metalográfica de um pino fraturado . . . . .	58
Figura 4.1 - Montagem de macrografias da junta soldada do aço bainítico - 10x de aumento. . . . .	59
Figura 4.2 - Perfil de dureza da unta soldada do X80 e exemplos de microestruturas. . . . .	59
Figura 4.3 - Curvas Tensão x Deformação para as amostras do aço bainítico. . . . .	60
Figura 4.4 - Curvas Tensão x Deformação para as amostras do aço bainítico excluído o 1º ciclo de carregamento do cp X80-3-Tr. . . . .	61
Figura 4.5 - CPs de tração fraturados - X80. . . . .	61
Figura 4.6 - Fotos das superfícies de fratura dos cps de tração – X80 . . . . .	62
Figura 4.7 - Imagens de fratura do cp X802-Tr por MEV. . . . .	62
Figura 4.8 - Comportamento dos sinais de emissão acústica parâmetros limiar sonoro (“threshold”) e frequência média (“AVGFREQ”) para o aço bainítico (X80) durante o ensaio de tração. . . . .	63
Figura 4.9 - Comportamento dos sinais de EA durante o ensaio de tração, parâmetros amplitude, contagem, energia para o aço bainítico (cp X802-Tr). . . . .	65
Figura 4.10 - Comportamento dos sinais de EA Contagem x Amplitude para o aço bainítico (X80) durante o ensaio de tração. . . . .	66
Figura 4.11 - Ensaio de tração monitorado por EA – cp X803 Tr. A reta tracejada em azul indica o escoamento. . . . .	67

Figura 4.12 - Curvas Tensão x Tempo no ensaio de implante – aço bainítico. . . . .	67
Figura 4.13 - Fotos de CPs de aço bainítico fraturados em ensaio de implante – soldagem MC. . . . .	68
Figura 4.14 - Fotos de CPs de aço bainítico fraturados em ensaio de implante – soldagem FC. . . . .	69
Figura 4.15 - Imagens típicas da fratura de um pino de implante de aço bainítico. . . . .	70
Figura 4.16 - Macrografia típica e detalhes da microestrutura das soldas de pinos de implante bainíticos. . . . .	71
Figura 4.17 - Curva de temperatura de pico na ponta do termopar x tempo . . . . .	72
Figura 4.18 - Curva de temperatura de pico – Equação modificada de Rosenthal . . . . .	72
Figura 4.19 - Perfil de Microdureza do aço bainítico. . . . .	73
Figura 4.20 - Seqüência da microestrutura do aço bainítico da vizinhança da fratura até o MB. . . . .	74
Figura 4.21 - Curvas Tensão x Tempo ensaios de implante monitoradas por EA – aço bainítico. . . . .	75
Figura 4.22 - Comportamento dos sinais de EA parâmetros amplitude, energia, contagem, limiar sonoro (“threshold”), freqüência média (“AVGFREQ”) e amplitude x contagem para o aço bainítico durante o ensaio de implante. . . . .	77
Figura 4.23 - Montagem de macrografias da junta soldada do aço perlítico - 15x de aumento. . . . .	78
Figura 4.24 - Microestruturas típicas da ZTA de junta soldada multipasse da ZTA intercítica ao limite ZTA/MB - do aço U70 . . . . .	79
Figura 4.25 - Curvas Tensão x Deformação para as amostras do aço perlítico. . . . .	80
Figura 4.26 - CPs de tração fraturados – U70. . . . .	81
Figura 4.27 - Fotos das superfícies de fratura dos cps de tração – U70 . . . . .	81
Figura 4.28 - Imagens de fratura do cp U2-Tr por MEV. . . . .	82
Figura 4.29 - Comportamento dos sinais de emissão acústica parâmetros limiar sonoro (“threshold”) e freqüência média (“AVGFREQ”) para o aço perlítico (U70) durante o ensaio de tração. . . . .	83
Figura 4.30 - Comportamento dos sinais de EA durante o ensaio de tração, parâmetros amplitude, contagem, energia para o aço perlítico (cp U2-Tr). . . . .	84
Figura 4.31 - Comportamento dos sinais de EA Contagem x Amplitude para o aço perlítico (U70) durante o ensaio de tração. . . . .	85
Figura 4.32 - Curvas Tensão x Tempo no ensaio de implante – aço perlítico. . . . .	85
Figura 4.33 - Fotos de CPs de fraturados em ensaio de implante – soldagem MC. . . . .	86

## ÍNDICE DE TABELAS

<b>Tópico</b>	<b>Página</b>
Tabela 2.1 - Fatores que influem na detecção de EA . . . . .	37
Tabela 2.2 - Critério de classificação de fontes de EA em função do número de eventos e da energia liberada . . . . .	42
Tabela 2.3 - Classificação das Fontes . . . . .	42
Tabela 3.1 - Composições Químicas . . . . .	46
Tabela 3.2 - Especificação de Procedimentos de Soldagem - X80 . . . . .	48
Tabela 3.3 - Especificação de Procedimento de Soldagem - U70 . . . . .	49
Tabela 3.4 - Especificação do Procedimento de Soldagem dos pinos de implante . . . . .	52
Tabela 4.1 - Valores Médios das Propriedades Mecânicas à Tração –X80 . . . . .	57
Tabela 4.2 - Valores médios de Tensão Máxima no Implante – aço bainítico . . . . .	65
Tabela 4.3 - Valores Médios das Propriedades Mecânicas à Tração –U70 . . . . .	77
Tabela 4.4 - Valores médios de Tensão Máxima no Implante – aço perlítico . . . . .	83

## ABREVIATURAS, SÍMBOLOS E SIGLAS

$\gamma$ -	Austenita
$\alpha$ -	Ferrita
$\rho$ -	Densidade
$\Delta L$ [%] -	Alongamento percentual
$\sigma_r$ -	Tensão de ruptura
$\Delta t_{8/5}$ -	Taxa de resfriamento na faixa de temperatura de transformação de 1073 a 773K (800 a 500°C)
$\sigma_y$ -	Tensão de escoamento
$A_1$ -	Temperatura de início de formação de $\gamma$ para seus produtos finais de transformação
API -	American Petroleum Institute
$A_{r3}$ -	Temperatura de transformação $\gamma / \alpha$ no diagrama Fe – C
ARBL -	Alta Resistência e Baixa Liga
$c$ -	Calor específico
CE -	Carbono Equivalente
$CE_{HSLA}$ -	CE para aços ARBL
$CE_{IIW}$ -	Índice de CE pelo International Institute of Welding — IIW
$CE_{PSL}$ -	CE para aços de tubulações
$e$ -	Espessura da chapa
EA -	Emissão acústica
FC -	Flux Cored
GMAW -	Gas Metal Arc Welding
$H$ -	Aporte térmico
ksi -	Quilo polegada quadrada (kilo square inch)
LF -	Linha de Fusão
MB -	Metal de Base
MC -	Metal Cored
MEV -	Microscopia eletrônica de varredura
MO -	Microscopia óptica
MPa -	Mega Pascal
MS -	Metal de solda

Ms-	Temperatura de inicio de formação de Martensita
$P_{cm}$ -	Parâmetro de Ito e Bessho
RA[%] -	Redução de área percentual
SAW -	Soldagem ao arco submerso (submerged arc welding)
SMAW -	Shielded Metal Arc Welding
$T$ -	Temperatura
$T_0$ -	Temperatura inicial da chapa
$T_f$ -	Temperatura de fusão
UTS -	Limite de resistência
$Y$ -	Distância até a LF em mm
ZTA -	Zona termicamente afetada

## **1 - INTRODUÇÃO**

### **1.1 - Introdução**

Os aços de Alta Resistência e Baixa Liga — ARBL, formam uma classe muito importante de aços adequados a uma grande variedade de aplicações estruturais. São talvez os primeiros a serem desenvolvidos sob princípios científicos que relacionam diretamente os componentes microestruturais com as suas principais propriedades mecânicas, como resistência mecânica e tenacidade.

Dentre os ARBL os aços para tubulações detem alta resistência mecânica e baixa temperabilidade. São adequados à fabricação de tubos usados para a condução de fluidos variados sob pressão, como petróleo e seus derivados, gás natural e minérios. Atualmente a maioria das tubulações é construída com base na norma API 5L que estabelece especificações de propriedades mecânicas e composição química.

Os aços ferrítico-bainíticos de carbono ultra-baixo para tubulações – aços bainíticos, constituem uma família de ARBL desenvolvida para alcançar limites de escoamento acima de 483 MPa (70ksi), valor máximo alcançado pelos aços ferrítico-perlíticos – aços perlíticos, usados atualmente na maioria das tubulações (Vasconcelos, 2000).

São aços desenvolvidos para atender às novas demandas do mercado, com previsão de soldabilidade superior e boas propriedades da junta soldada. Sua alta resistência mecânica e resistência à fratura resultam da combinação de microestrutura, endurecimento por solução sólida e por deslocamentos. O controle de sua microestrutura pode ser atingido através de resfriamento acelerado conjugado à laminação a quente ou da otimização dos passes de laminação aliada a uma composição química especial (Batista,2002) (DeArdo, 1992).

A microestrutura de transformação típica destes aços é composta de uma banda de ferrita e uma de bainita globular. A bainita globular consiste em uma mistura das formas clássicas de bainita com pequenas ilhas de martensita e austenita retida, M-A.

## INTRODUÇÃO

Edmonds e Cochrane ressaltam, para aços bainíticos, a dependência da resistência mecânica com os mecanismos de subgrãos. Em microestruturas de bainita globular o incremento na resistência mecânica, comparado com aços ferrítico-perlíticos, deve aparecer de tensões internas na matriz ferrítica resultado da mudança de volume devido à formação do M-A (Edmonds, 1990).

A fabricação de longas tubulações para transporte de fluidos envolve procedimentos de soldagem que alteram a microestrutura e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas dos aços, em particular a dos aços bainíticos tão dependentes da microestrutura.

A composição química desses aços inclui a adição de elementos microligantes que possuem efeitos benéficos na tenacidade da Zona Termicamente Afetada – ZTA. Estes efeitos estão ligados à microestrutura resultante dos ciclos térmicos da soldagem (Yurioka, 2001) (Liu, 1992).

### 1.2 - Objetivos

O objetivo deste estudo é avaliar o desempenho da ZTA dos aços ferrítico-bainíticos através de Ensaio de Implante e de Emissão Acústica em comparação ao de um aço ferrítico-perlítico.

O Ensaio de Implante foi escolhido por se tratar de uma técnica voltada para o estudo da ZTA, já que os entalhes dos corpos de prova favorecem a fratura nesta região do corpo de prova soldado. Como a aplicação do material em estudo envolve carregamentos quase estáticos, praticamente sem solicitações de impacto, optou-se por uma aplicação de carga em patamares, estratégia que permite também o acompanhamento paralelo do processo de fratura utilizando o ensaio de Emissão Acústica –EA.

A EA é uma técnica global, de monitoração passiva, extremamente sensível que pode detectar discontinuidades em movimento como o movimento de poucos átomos. Uma das características do ensaio de EA é fornecer informações precoces sobre a

## INTRODUÇÃO

movimentação de descontinuidades que possam comprometer a sua utilização em qualquer material ou estrutura (Maia, 2003).

## 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 - Aços de Alta Resistência e Baixa Liga - Histórico

Os aços de Alta Resistência e Baixa Liga — ARBL formam uma classe muito importante de aços adequados a uma grande variedade de aplicações estruturais. São talvez os primeiros aços a serem desenvolvidos sob princípios científicos que relacionam diretamente os componentes microestruturais com as suas principais propriedades mecânicas, como resistência mecânica e tenacidade.

A história dos aços ARBL ou aços microligados envolve todos os aspectos da metalurgia, desde aqueles relacionados à fabricação do aço, até as mais avançadas técnicas de caracterização microestrutural. Durante os anos de 1950 e início dos anos 1960, as primeiras informações para a compreensão dos fatores que controlavam a resistência e a tenacidade de materiais cristalinos, emergiam dos trabalhos, hoje clássicos, de Cottrell e Petch. Em seguida, os avanços tecnológicos em microscopia, como a disponibilidade de microscópios eletrônicos, permitiram as primeiras observações de precipitados, elementos que exercem importante influência nas propriedades mecânicas destes aços (Irvine, 1967) (Honeycombe, 1982) (Baker, 1992) (Easterling, 1992).

A composição química dos ARBL é a de um aço carbono com manganês e adições de microligantes, elementos com forte afinidade com carbono e nitrogênio, menores que 0,2% em peso. Os aços ARBL clássicos têm seu desempenho diretamente ligado à presença de grãos de ferrita refinados pelos elementos de liga em forma de carbonetos, nitretos e/ou carbonitretos, combinada com várias formas de processamento termomecânico (Bailey, 1994) (Losz, 1995). A redução do tamanho de grão é o único mecanismo capaz de melhorar o balanço entre resistência mecânica e tenacidade, por promover simultaneamente um aumento no limite de escoamento e diminuição na temperatura de transição (Irvine, 1970) (Shiga, 1995).

Até por volta de 1960 a resistência mecânica destes aços era obtida pela laminação a quente e posterior tratamentos de normalização. O controle de variáveis como temperatura de austenitização e taxa de resfriamento em função da composição química básica, principalmente o teor de Mn, definia as características microestruturais e mecânicas finais (Irvine, 1967 e 1970). A partir de meados da

década de 1960 os aços começam ser produzidos comercialmente por processamento termomecânico que lhes permitem maiores valores de resistência (Irvine, 1970) (Bracarense, 1995) (Vasconcelos, 2000). Processamento termomecânico é a designação genérica dada aos processos de deformação a quente que visem não apenas à mudança de forma, mas também ao atendimento a um determinado conjunto de propriedades mecânicas no produto acabado.

O tratamento termomecânico mais difundido e empregado industrialmente é a *laminação controlada* de produtos planos. Esta técnica teve seu grande desenvolvimento ao se reconhecerem os efeitos benéficos da combinação dos elementos microligantes com a laminação controlada sobre as propriedades mecânicas do produto acabado, quando adotados esquemas especiais de laminação (Irvine, 1970) (Brito, 1985). Consiste basicamente de uma etapa de laminação de desbaste, um tempo de espera para que haja uma queda de temperatura até cerca de 1173K (900°C) e uma etapa de acabamento a temperaturas em que não ocorra a recristalização da austenita (Brito, 1985)

A etapa de desbaste objetiva refinar a granulação austenítica por sucessivos ciclos de deformação-recristalização associados à precipitação. Durante o tempo de espera não há qualquer deformação, as condições são adequadas à recristalização estática. Na etapa de acabamento, ocorre a deformação elevada, da ordem de 75%.

Esta técnica permitiu o desenvolvimento de aços com limites de escoamento da ordem de até 483MPa (70ksi). Limites de escoamento superiores foram atingidos nos aços temperados e revenidos (Vasconcelos, 2000) e em aços com laminação controlada e resfriamento acelerado (DeArdo, 1992).

Embora os aços temperados e revenidos sejam capazes de oferecer excelentes propriedades, a soldabilidade e propriedades mecânicas de suas juntas soldadas eram problemáticas. Talvez a principal razão para este fato seja que os aços ARBL até então eram produtos de uma filosofia antiga (~ 1890) anterior à soldagem por fusão vir a ser considerada como uma maneira de se unir placas de aços.

Talvez a mudança mais interessante e tecnologicamente importante ocorrida com os ARBL, tenha sido o desvio da microestrutura tradicional de ferrita-perlita, comum aos aços com limite de escoamento até 483MPa (70ksi). Esta mudança visava superar os problemas relacionados com a soldagem e tenacidade através do

desenvolvimento de aços multi-fase de alta resistência, ou seja, misturas de ferrita, bainita, martensita e austenita retida (Garcia, 1991).

Com soldabilidade superior e excelentes propriedades da junta soldada, os aços bainíticos de carbono ultra-baixo foram desenvolvidos por volta do fim do século XX. A nova abordagem de projetos destes aços passa pela consciência de que o problema central da soldabilidade e das boas propriedades mecânicas das juntas soldadas, demanda o menor teor possível de carbono a ser conciliado com microestruturas de alta resistência mecânica (Garcia, 1991) (Hulka, 1992).

## **2.2 - Aços para Tubulações**

Os aços para tubulações formam uma classe particular de ARBL com alta resistência mecânica, boa soldabilidade e baixa temperabilidade. São adequados à fabricação de tubos usados para a condução de fluidos variados sob pressão, como petróleo e seus derivados, gás natural e minérios. Os volumes crescentes de óleo cru e gás natural requeridos nas últimas décadas, bem como as questões políticas, ambientais e de segurança, apontam para a utilização de tubos com as seguintes características: grandes diâmetros com espessuras de parede menores e maiores níveis de resistência com Carbono Equivalente (*CE*) mais baixo. Em paralelo, a situação instável dos países detentores das reservas tradicionais de petróleo impõe a exploração de novas reservas em condições adversas, o que força o desenvolvimento tecnológico dos materiais e das técnicas de fabricação das tubulações (Feldmann, 1983) (Graf, 1983) (Manohar, 1998) (Zhao, 2002).

A Norma do American Petroleum Institute (API, 2000), muito referenciada nesta área, exige que esses aços sejam elaborados com as melhores práticas para a produção de aços limpos, assegurando sua aplicação em tubulações onde a tenacidade é um requisito fundamental. Exigem para tanto grãos finos que diminuem a temperabilidade com uma boa combinação de resistência mecânica e tenacidade.

Sua composição química é tradicionalmente a de aços C-Mn, com Si, P e S, microligados ao Nb e V, embora a norma API 5L, específica para tubulações, recomende que a análise química inclua a pesquisa de Cr, Cu, Mo, Ni e Ti. São produzidos como chapas planas, por Laminação Controlada, usadas na confecção de tubos de grandes diâmetros (de 50,8cm ou 20' e acima) com costura, ou estrudados a

quente para a produção de tubos de diâmetros menores (até 50,8cm) sem costura (API, 2000). Técnicas como o Lingotamento Contínuo de Placas Finas constituem uma nova etapa no avanço dado à produção de aços de alta resistência, já que permitem a redução de etapas de fabricação e menor consumo de energia (Manohar, 1998) (Sobral, 2002).

Os tubos com costura são fabricados pelo processo UOE que envolve uma etapa de conformação da chapa em forma de U, seu fechamento em forma de O e uma etapa de expansão E para alinhamento entre as paredes e a soldagem de costura. A solda de costura é feita pelo processo de arco submerso e a solda transversal da união entre tubos, tradicionalmente manual, no campo, com eletrodo revestido (Natal, 1983) (Kojima, 2002). A tendência de automatização dos processos de soldagem indica a utilização de processos como os de arames tubulares ou arame sólido em substituição ao eletrodo revestido, técnica largamente usada desde a Segunda Guerra Mundial (DeArdo, 1995) (Johnsen, 1999) (Emmerson, 1999).

A Norma API 5L baseia a sua nomenclatura no limite de escoamento do material em forma de tubo. Por exemplo os aços de Grau X70 têm no mínimo 70ksi ou 483 MPa, de limite de escoamento da amostra retirada do tubo, embora, para ser classificado como um aço API, o material tenha que preencher também requisitos como composição química, tenacidade e controle dimensional.

A preocupação com a composição química se justifica por sua interação com o processamento termomecânico, uma vez que os elementos de liga, aliados à deformação acumulada alteram as cinéticas de recristalização da austenita e as cinéticas de transformações de fase (Davenport, 1976) (DeArdo, 1992) (Fuyu, 1992) (Liu, 1995) (Llewellyn, 1996) (Manohar, 1998) (Cho, 2001) (Medina, 2001).

## 2.2.1 - Parâmetros Construcionais

Como já foi estabelecido, os aços de alta resistência para tubulações (API X60 e superiores) são produzidos através de uma seleção criteriosa de composição de (micro)liga, otimização de processamento termomecânico e condições de resfriamento após o processamento. As propriedades mecânicas destes aços, como dos outros, estão intimamente relacionadas com as microestruturas advindas de suas histórias de fabricação. A chave para a obtenção de determinada microestrutura final nos aços em foco reside no fato de que os processamentos termomecânicos envolvem etapas de deformação mecânica em temperaturas do domínio austenítico. Neste contexto, fenômenos como a recristalização dinâmica e estática, a solubilização e precipitação de carbonetos, nitretos e carbonitretos de liga, e a influência da composição química do aço, têm sido bastante abordados na literatura (Davenport, 1976) (Honeycombe, 1982) (Feldmann, 1983) (Graf, 1983) (Fuyu, 1992) (Karjalainen, 1995) (Liu, 1995) (Llewellyn, 1996) (Manohar, 1998) (Wang, 1998) (Cho, 2001) (Medina, 2001) (Ohmori, 2001).

A redução de tamanho de grãos, mecanismo capaz de melhorar resistência mecânica e tenacidade, é hoje conseqüência de altas taxas de deformação da austenita, que elevam o número de sítios de nucleação dos produtos e/ou dos grãos recristalizados, quer em contornos de grãos ou subgrãos quer em bandas de deformação. As variáveis de fabricação mais importantes são, portanto, a quantidade e a temperatura de deformação e as condições de resfriamento. A presença dos elementos de liga é outro fator fundamental, pois influi nas cinéticas de recristalização, no crescimento de grãos e no tipo de produto de transformação (Davenport, 1976) (Gräf, 1983) (Brito, 1985) (Jonas, 2000).

Para aumentar resistência mecânica sem perder tenacidade é desejável uma alta fração volumétrica de bainita, obtida pelo aumento de temperabilidade do aço através da adição de microligantes como Mn, Mo ou Ni que retardam a transformação austenita/ferrita ( $\gamma/\alpha$ ).

A adição de elementos microligantes é uma característica dos aços modernos, de uma forma geral eles influenciam a microestrutura por meio de sua presença em solução sólida ou por precipitação de outras fase promovendo efeito de arraste de soluto. Já os elementos de liga afetam predominantemente a matriz.

## 2.2.2 - Composição Química

Até por volta de meados da década de 1960, como já dito, a redução dos tamanhos de grãos era obtida industrialmente por tratamentos de normalização. Este tratamento térmico consiste de um aquecimento do produto acabado até uma temperatura acima da de transformação austenítica visando a recristalização. A intenção a esta altura era que a precipitação de pequenos carbonetos, nitretos e carbonitretos durante a laminação ancorassem o crescimento de grãos da austenita durante a normalização, mediante uma adequada escolha de temperatura de tratamento térmico, e, como conseqüência, permitisse a formação de ferrita de granulação fina. O papel da composição química do aço nesta situação era fundamental (Irvine, 1970).

Os aços convencionais têm uma composição básica de C-Mn, onde um crescente teor de carbono aumenta a resistência mecânica diminuindo, contudo, a tenacidade. A presença nestes aços do Mn dissolvido na austenita aumenta a temperabilidade, refina os grãos e pode retardar ou evitar a transformação  $\gamma/\alpha$  por estabilizar a austenita (Reed-Hill, 1973) (Pedrazza, 1983) (Cottrell, 1989) (Baik, 2001).

No contexto dos aços microligados para tubulações, o aumento de resistência, necessário para suportar as pressões dos fluidos transportados, não pode comprometer a tenacidade, o que levou os teores de C a valores baixos, até 0,25% em peso, ou baixíssimos, da ordem de 0,05% em peso, o que favorece também a soldabilidade (Brito, 1985) (Garcia, 1991) (Manohar, 1996).

Muitos autores relataram que um aumento do conteúdo de Mn nestes aços retarda as precipitações em geral, por aumentar a solubilidade dos precipitados e a difusividade dos elementos de liga. Nestes casos a presença de elementos como Nb, V, Mo e Ti em solução sólida retarda os processos de recristalização, possibilitando um grau muito elevado de deformação da austenita com conseqüente redução acentuada do tamanho de grão final (Irvine, 1970) (Weiss, 1979) (Akben, 1981) (Grabke, 1987) (Roucouless, 1994) (Liu, 1995) (Bai, 1996) (Medina e Mancilla, 1996) (Manohar, 1998) (Siciliano, 2000). A presença de Mn na forma de inclusões de MnS é quase sempre associada á nucleação de ferrita na austenita, nucleação alinhada segundo à orientação da camada de Mn segregado na austenita deformada. Esta

segregação de Mn pode ser para bandas de deslocação ou para contornos de grãos, quando em presença de precipitação de nitretos de V. O alinhamento promovido por este processo é geralmente associado ao bandeamento da microestrutura final (Chae, 2000) (Park, 2000).

As adições de Si podem ou não se somar às do Mn. Por um lado os efeitos de aumento da temperabilidade e redução da cinética de transformação da austenita são similares, enquanto que o efeito da queda de solubilidade dos precipitados pelo aumento da difusividade dos elementos de liga promovido pelo Si é oposto ao do Mn (Manohar, 1998) (Siciliano, 2000). O aumento da difusividade implica no favorecimento da precipitação, que quando inicia retarda a recristalização estática da austenita (Medina e Mancilla, 1996) (Medina, 2001).

Além das influências do Mn e Si o papel e a ação dos microligantes nos aços ARBL, dependem muito da solubilidade de suas fases nas temperaturas de processamento (Baker, 1992) (Llewellyn, 1996) (Medina e Mancilla, 1996). A solubilidade do precipitado no aço depende da temperatura e do teor dos seus elementos constituintes, esta grandeza indica quanto do soluto e do elemento de microliga a estrutura do material comporta a cada temperatura, a partir de um limite a presença do precipitado de microliga é inevitável.

Como indicado na Figura 2.1, espera-se a dissolução, no caso do aquecimento, ou a precipitação, no caso do resfriamento, do VC nas temperaturas de normalização e acabamento ( $\sim 1193\text{K}$  ou  $920^{\circ}\text{C}$ ). Os Nb(C,N), TiC e AlN vão dissolver/precipitar a temperaturas de  $1423\text{-}1573\text{K}$  ( $1150\text{-}1300^{\circ}\text{C}$ ), etapa de desbaste. O TiN, por sua vez, tende a permanecer íntegro às temperaturas normais de processamento. Enquanto a presença de finas partículas de carbonetos e /ou nitretos serve para manter um pequeno tamanho de grão da austenita durante as temperaturas de reaquecimento. É importante também que alguns elementos permaneçam em solução sólida para controle da recristalização ou endurecimento por precipitação nos estágios posteriores do processo (Llewellyn, 1996) (Medina e Quispe, 1999).

O Nb, um dos microligantes mais populares, tem sua influência no refino de grãos diretamente ligada às temperaturas de precipitação e à precipitação induzida por deformação. Tem sido observado que a deformação pode aumentar sua taxa de precipitação em até duas ordens de grandeza. Este fato é atribuído ao aumento da

densidade de deslocações que aumenta não só a densidade de sítios para precipitação como a difusividade dos elementos formadores de precipitados (Liu, 1995) (Medina e Mancilla, 1996).

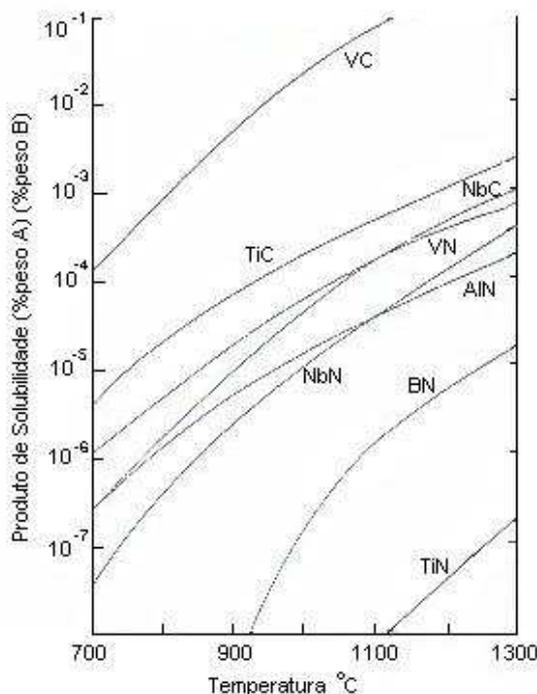


Figura 2.1- Produto de solubilidade de carbonetos e nitretos (Baker, 1992).

Como outros microligantes, o Nb também segrega para os contornos de grãos austeníticos e para as células de deslocação, favorecendo aí a precipitação reduzindo a cinética de crescimento da ferrita. Os finos precipitados ancoram a estrutura e contêm o tamanho de grão austenítico. Quando este fenômeno se dá à temperatura de não recristalização da austenita há o retardo da precipitação da ferrita primária com achatamento dos grãos de austenita e conseqüente aumento da área superficial (contornos de grãos), sítio de nucleação de precipitados (Medina et al, 1996).

A precipitação induzida por deformação drena o Nb da solução sólida, logo ele não estará disponível para precipitação durante a transformação para a ferrita. Os aços ao Nb sofrem, portanto, grande refino de grãos na etapa de desbaste, mas, têm baixo potencial de endurecimento por precipitação a temperaturas mais baixas — etapas de espera, acabamento e resfriamento (Kneissl, 1992) (Llewellyn, 1996) (Medina et al, 2001). Outra conseqüência da precipitação induzida por deformação nos aços ao Nb é a elevação da temperatura de início de transformação  $\gamma/\alpha$  e

redução da temperatura de fim de transformação, indicando um retardo em seu progresso (Medina et alli, 1999) (Medina e Quispe, 2001) (Galeno, 2001).

Quanto ao V, dos tradicionais microligantes é o de precipitados mais solúveis na austenita. Sua alta solubilidade durante o reaquecimento e a pouca propensão à precipitação induzida por deformação gera alto potencial para precipitação na transformação para ferrita. Conforme a Figura 2.1, a precipitação de VN e de VC ocorre a temperaturas mais baixas que as de microligantes tradicionais como Nb e Ti, tornando difícil para os aços ao V obterem austenita muito deformada antes da transformação de fase, o que diminui a densidade de sítios de nucleação resultando em tamanhos de grãos finais maiores (Akben, 1981) (Medina et alli, 1999).

Quando aliado a outros microligantes, o V serve para controlar a recristalização e o endurecimento por precipitação nos estágios posteriores da laminação (etapa de acabamento), uma vez que permanece em solução sólida até temperaturas mais baixas (Llewellyn, 1996). Seus precipitados exibem melhor coerência cristalográfica com a ferrita, o que potencializa seus efeitos de endurecimento. Os parâmetros cristalográficos próximos dificultam a distinção entre VC e VCN. De acordo com Galleno e Kestenbach (Galeno, 2001), o V precipita na austenita durante a laminação a quente e na interface austenita/ferrita durante a transformação sem, contudo, promover nova precipitação na ferrita supersaturada após a transformação. Na prática Galleno e Kestenbach observaram que a maior parte do V adicionado ao aço precipita durante a transformação  $\gamma/\alpha$ .

Em linhas gerais a precipitação interfásica é a transformação que acontece pela nucleação de precipitados na interface  $\gamma/\alpha$ , que diminui o conteúdo de carbono e/ou nitrogênio da austenita adjacente, permitindo que a fronteira de transformação caminhe. Este processo ocorre em etapas sucessivas deixando atrás da fronteira de transformação linhas ou filmes de partículas de carbonetos/nitretos aproximadamente paralelas à interface  $\gamma/\alpha$ . No caso dos carbonetos de V, os precipitados podem formar partículas coerentes de diâmetro de ~5nm, com espaçamento entre linhas de ~ 10nm (Ohmori, 2001).

O potencial de precipitação do V junto com o de alguns outros microligantes comuns é descrito na Figura 2.2 onde se pode observar que a curva de saturação (potencial de precipitação) do nitreto de Vanádio e carboneto de Nióbio encontram-se no intervalo de temperatura de deformação do aço na laminação controlada. O nitreto

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

de Titânio e o carboneto de Vanádio precipitam praticamente fora da faixa de temperaturas de deformação.

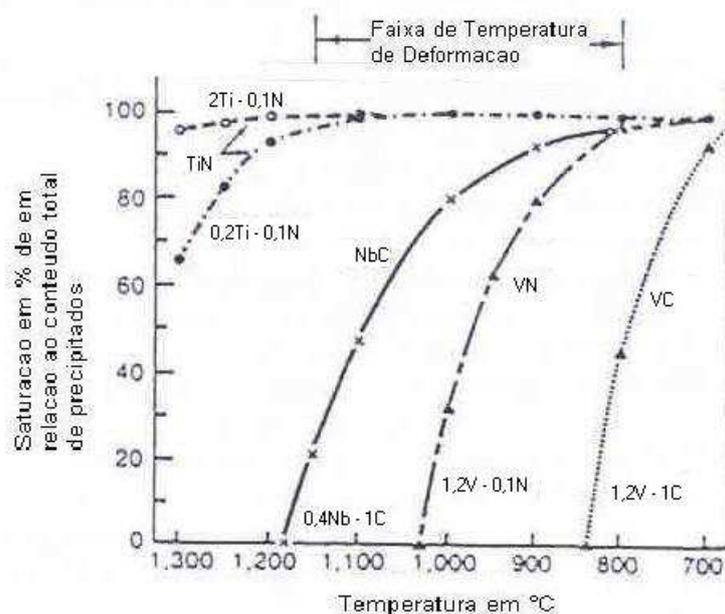


Figura 2.2 - Potencial de precipitação em relação a alguns elementos microaligantes (Baker, 1992)

Nas últimas décadas o Ti tornou-se um elemento de liga importante nos aços microaligados, seus precipitados são considerados os mais efetivos para o controle do tamanho de grãos a altas temperaturas, tendo também a reputação de evitar o crescimento de grãos austeníticos na ZTA durante os ciclos térmicos de soldagem (Yan, 1992) (Baker, 1992) (Park, 2000). Este efeito é atribuído principalmente à presença de TiN, com temperatura de solubilização da ordem de 2023K (1750<sup>0</sup>C), formado, portando, na fase líquida do aço (Kneissl, 1992). As adições de Ti por volta de 0,01-0,03% peso, antes consideradas como traço, são aceitáveis para os aços modernos e seus efeitos sensíveis para razões estequiométricas Ti:N. A expectativa é que pequenos TiN estejam homoganeamente dispersos no aço quando da solidificação o que conduz a tamanhos de grãos austeníticos pequenos, favorecendo granulação final fina (Baker, 1992) (Manohar et alli, 1996).

Quando a proporção de Ti:N está abaixo da relação estequiométrica o Ti permanece em solução sólida podendo formar, a temperaturas mais baixas, carbonetos e/ou carbonitretos na austenita por precipitação induzida por deformação durante o processamento termomecânico (Medina e Quispe, 1996). Este fato ocorre também no caso de aços com múltiplos elementos de liga quando da formação dos precipitados complexos como (TiNb)(CN) (Park, 2000).

A adição de mais de um elemento formador de carboneto ou nitreto em suas diferentes combinações está geralmente ligada com a relação entre composição química e propriedades mecânicas ou com a relação entre estrutura e propriedades na condição laminada ou pós soldagem. Por exemplo, a adição de Al visa obter refinamento de grãos aliado ao endurecimento por precipitação, o Mo potencializa a ação do Nb na diminuição da taxa de recuperação estática a 1273K (1000<sup>o</sup>C) (Baker, 1992). Quanto ao Cu sua presença em teores ~1% fornece uma boa combinação de resistência, tenacidade à baixa temperatura e soldabilidade. Estas propriedades tornam os aços ao Cu adequados à demanda de transporte de gás natural e petróleo em ambientes árticos (Dunne, 1996) (Banadkouki, 1996).

### **2.2.3 - Microestrutura**

A perlita foi talvez o primeiro microconstituente a demonstrar grande efeito sobre as propriedades mecânicas dos aços mesmo em pequenas proporções. Apesar de aumentar a resistência mecânica, sua presença contribui para deteriorar tanto a ductilidade quanto a tenacidade à fratura dos aços para tubulações laminados a quente. Mesmo na presença de refinamento de grãos, a perlita tem um forte efeito negativo sobre a temperatura de transição dúctil-frágil (Irvine, 1964)

A influência negativa da perlita ou do conteúdo de C na soldabilidade dos aços para tubulações é bem conhecida (Yuroka, 2001).

É extremamente difícil, se não impossível, obter tensões de escoamento acima de 550MPa em aços microligados ferrítico-perlíticos nas espessuras comuns às tubulações, mesmo lançando mão de laminação controlada e endurecimento por precipitação (Garcia, 1991).

A questão central era então como atingir altas tensões no metal de base a níveis de C baixos o suficiente para garantir tanto boa soldabilidade quanto boas propriedades da junta soldada.

Estas metas puderam ser atingidas usando-se aços de baixos a ultra-baixos teores de C. A teores muito baixos de C a temperabilidade cai muito e a resistência da bainita aproxima-se da resistência da martensita. Aços com estas características são resultado de uma combinação de composição química, laminação controlada e

resfriamento acelerado. Uma ilustração esquemática típica do processamento termomecânico destes aços é apresentada na Figura 2.3, onde são mostrados o ciclo térmico e a evolução microestrutural correspondente a cada estágio.

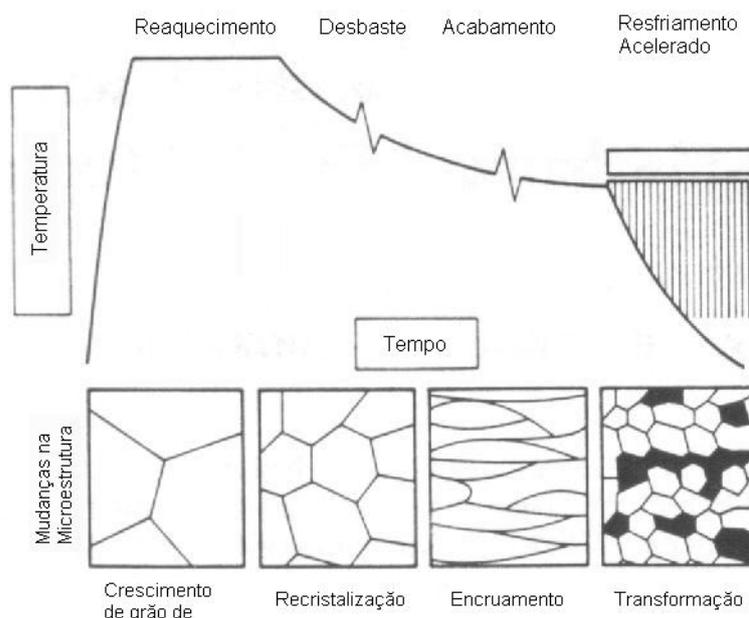


Figura 2.3-Ilustração esquemática do ciclo térmico no Processamento Termomecânico Controlado — TMCP e as mudanças microestruturais (Yoshie, 1992).

O material é reaquecido a uma temperatura relativamente baixa no domínio austenítico para evitar um grande crescimento de grãos. A laminação de desbaste acontece à maior temperatura possível para obter refinamento de grãos por recristalização. A etapa de acabamento se dá a uma temperatura logo acima de  $A_{r3}$  para promover o encruamento do grão austenítico. A chapa laminada é então resfriada, com taxa de resfriamento determinada - Resfriamento Acelerado, para controlar o comportamento da transformação (Garcia, 1995).

As microestruturas mistas de ferrita e martensita revenida, resultantes da decomposição da austenita podem ter muitas morfologias de ferrita, embora nenhuma delas enquadre-se nas definições microestruturais de bainita. As não lamelares, em placas ou aciculares são incorporadas às classificações bainíticas. Quando a taxa de resfriamento é um pouco mais lenta que as das microestruturas anteriores, a microestrutura resultante consiste de partículas de martensita com austenita retida, M-A, em uma matriz de cristais de ferrita com altas densidades de deslocação e contornos de baixo ângulo (Kraus, 1995).

A alta resistência alcançada por estes aços multi-fase pode ser atribuída à

combinação de: (i) fina dispersão da bainita; (ii) significativo refinamento de grãos; (iii) endurecimento por solução sólida, (iv) altas densidades de deslocações e (iii) uma pequena fração de endurecimento por precipitação em contornos de grãos da ferrita primária eficiente. Estas microestruturas alternativas demonstram que o teor de C, aliado à presença de cementita, não é mais o principal requisito para altas resistências.

As microestruturas não lamelares obtidas melhoram as propriedades mecânicas dos aços uma vez que as fronteiras das placas ou agulhas de ferrita não alinhadas são capazes de defletir as trincas (Zhao, 2002). O comportamento de propriedades dos aços para tubulações em função da microestrutura é apresentado na Figura 2.4.

Controlar propriedades mecânicas dos materiais passa, portanto, pelo conhecimento apurado da Metalurgia Física.

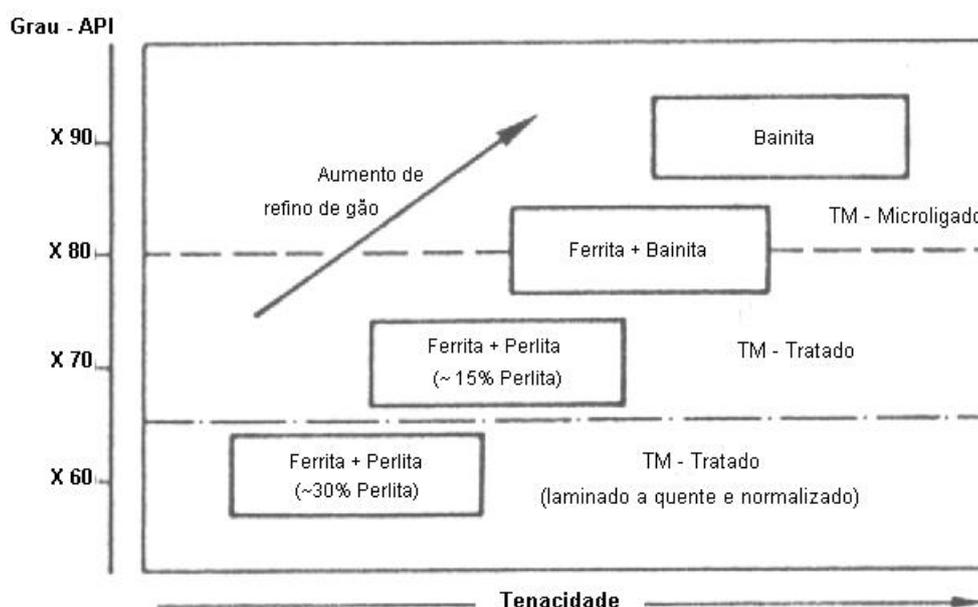


Figura 2.4 - Microestrutura e Propriedades Mecânicas (DeArdo, 1995)

### 2.3 - Aços Bainíticos de Carbono Ultra Baixo

O desenvolvimento dos aços bainíticos de Carbono ultra baixo - ULCB se deu entre o final da década de 1980 e o início da década de 1990, quando o surpreendente colapso do Império Soviético chegou a se fazer acreditar que a História havia acabado. A motivação militar para o uso desses materiais praticamente

acabou. Contudo, à medida que a resistência mecânica dos aços usados em tubos de grande diâmetro, estruturas para pontes e plataformas marítimas aumenta cada vez mais, sem dúvida surgem oportunidades em número crescente para a aplicação desses modernos materiais. O emprego de resfriamento acelerado após a laminação também contribui para um maior uso dessas ligas, uma vez que permite a redução em seu teor de elementos de liga e maximiza o endurecimento por precipitação na ferrita/bainita (Gorni et al, 2003).

O aço ULCB é um produto tipicamente japonês, uma vez que apenas as usinas siderúrgicas daquele país conseguiam produzir este tipo de liga com teor ultra-baixo de carbono de forma econômica e confiável. A situação estratégica brasileira quanto a esse tipo de material é crítica. A questão crucial passou a ser como conseguir suficiente resistência mecânica numa liga que apresentasse teor de carbono baixo o suficiente para assegurar fácil usinabilidade e boas propriedades no cordão de solda. Os ULCB, em particular os da família API5L X80, são endurecíveis pela formação de microestrutura bainítica, que forma uma subestrutura de deslocamentos, e pela solução sólida de elementos de liga. Note-se que os mecanismos de endurecimento atuantes nestas ligas são relativamente independentes de seu teor de carbono (Gorni et al, 2003).

Uma classificação para bainita em aços de baixo Carbono, citada por Edmonds e Cochrane (Edmonds et all, 1990), é a seguinte:

Tipo I: forma-se entre 600-500°C, consiste de placas finas, ripas de ferrita livre de cementita e martensita entre as ripas;

Tipo II: forma-se entre 450-500 °C, tem a forma clássica com camadas de cementita entre as ripas de ferrita, identificada como bainita superior;

Tipo III: forma-se próximo á temperatura de transformação martensítica ( $M_s > 450$  °C) e tem a forma de placas como na bainita inferior tradicional mas com características cristalográficas diferentes daquela encontrada em aços de médio e alto carbono.

Uma estrutura de transformação típica de aços ARBL com teor de C ultra baixo é a bainita globular que consiste de uma mistura das formas clássicas de bainita com pequenas ilhas de martensita e austenita retida, M-A. Ocorre durante o resfriamento contínuo, sendo a taxa de resfriamento e o teor de C os fatores principais no controle da fração volumétrica de M-A (Batista et alli, 2002).

A bainita em questão é obtida por resfriamento contínuo a taxas relativamente altas e apresenta um aspecto granular ou em glóbulos, de onde deriva sua denominação preferencial, ou seja, bainita globular. Nela, a disposição em lamelas da ferrita é substituída por uma disposição poligonal e globular. O constituinte M-A toma freqüentemente a forma poligonal.

A denominação de constituinte ou microconstituinte M-A ou ainda microfase M-A, é dada às regiões de dimensões microscópicas presentes nos aços C-Mn e baixa liga, constituídas de células de austenita estabilizada. Da presença freqüente, e em teores elevados, de martensita nestas "ilhas" de austenita, decorre sua denominação Martensita-Austenita.

A formação específica do constituinte AM, pode ser descrita pelo seguinte processo: no resfriamento a partir da região austenítica, forma-se a ferrita bainítica, tornando estável a austenita remanescente, devido ao seu enriquecimento em carbono provocado pelo crescimento nas regiões adjacentes desta própria ferrita bainítica, que é inerentemente pobre em carbono. Este enriquecimento termina a temperaturas em torno de 400-350°C, momento em que o teor de carbono da austenita remanescente atinge 0,5-0,8%. No resfriamento rápido subsequente, a austenita não decomposta transforma-se em martensita em ripas ou maclada, a mais baixas temperaturas, e uma pequena quantidade de austenita permanecerá retida (COPE, 1996).

A força motriz para o bandeamento microestrutural está relacionada com a diferença de temperatura entre as temperaturas  $A_3$  das regiões pobres em soluto e as ricas em soluto do aço. As análises de Kirkaldy (apud Chae, 2000) predizem que se o soluto abaixa a temperatura  $A_3$ , a ferrita pró eutetoide se forma primeiro na região pobre de soluto. Baseado nesta razão, as estrias de ferrita equiaxiada presentes no material devem se formar dentro das áreas pobres em soluto. O crescimento seguinte da ferrita pró eutetoide em direção às regiões de austenita ricas em soluto deve ser acompanhado por difusão de C e estabilizantes de austenita. Por fim, a decomposição da austenita remanescente resulta na formação de bainita globular. Os glóbulos são ilhas de martensita e/ou austenita retida resultantes do aumento localizado do teor de C e soluto estabilizador de austenita.

Cota e colaboradores citam que (Cota et al, 2000) apesar do mecanismo de transformação da bainita globular ser basicamente o mesmo da bainita ordinária,

caracteriza-se pela ausência de carbonetos. O C, que é expulso da ferrita primária estabiliza a austenita residual, logo, a microestrutura contém austenita retida e alguma martensita de alto teor de C, somadas a ferrita em forma de bainita.

Alem do C contribuem para a formação de M-A elementos formadores de carbonetos, como Mo, Nb e V que retardam a difusão do C durante a transformação  $\gamma/\alpha$  e a decomposição de constituinte M-A. O Mn, Cr e o Nb abaixam a temperatura de transformação bainítica, favorecendo a formação de M-A (Batista et alli, 2002)

### 2.3.1 - Relação Microestrutura e Propriedades

Os estudos clássicos tentando relacionar a tensão de escoamento  $\sigma_y$  com o tamanho médio das colônias de bainita,  $D$ , como na relação de Hall-Petch, onde  $\sigma_y \propto D^{-1/2}$ , esbarraram no fato de o tamanho médio de ripa,  $l$ , e a densidade de deslocação terem uma importante influência na resistência mecânica dos aços de ultra baixo C.

De forma resumida a resistência dos aços bainíticos tem quatro contribuições (Edmonds et all, 1990):

- Um termo relativo ao comprimento das bandas de escorregamento que inclui tanto  $D$  quanto  $l$ ;
- Um termo devido à subestrutura de deslocações dentro das ripas;
- Um termo incluindo o endurecimento por solução sólida tanto intersticial quanto substitucional;
- Um termo que surge da precipitação relativo à dispersão de partículas de carbonetos.

Garcia e colaboradores (Garcia et alli, 1991) observaram, em um estudo de um aço bainítico de alta resistência, que as duas maiores contribuições para o aumento de resistência são devidas aos fatores relativos às deslocações (b) e ao endurecimento por substitucionais (c), uma vez que o teor ultra baixo de carbono reduz muito a precipitação.

A abordagem de bandas de escorregamento considera sistemas de escorregamento ativos na bainita que podem ser paralelos ao eixo das ripas ou

orientados com alguma inclinação em relação a este eixo.

Um modelo alternativo ao clássico, proposto por Brozzo (apud Edmonds et all, 1990), relaciona  $\sigma$  com o comprimento da banda de escorregamento, parâmetro geométrico  $M$ , função de  $D$  e do tamanho médio de ripas, onde  $\sigma_y \propto M^{-1}$ . Fica clara a dependência da resistência mecânica aos mecanismos de subgrão característicos dos aços bainíticos.

Em particular nos aços que apresentam bainita globular, o acréscimo no limite de resistência comparado com o dos aços perlítico/ferríticos pode surgir das tensões internas na matriz ferrítica, resultante da mudança de volume devida a formação da microfase M-A (Edmonds et all, 1990).

As propriedades mecânicas dos aços com bainita globular são fortemente dependentes da temperatura de transformação uma vez que esta determina a fração volumétrica de M-A. Cota e colaboradores observaram, em um estudo sobre estes aços, que a fração crítica de M-A é de 3%, valores abaixo deste resultam em perda em tensão de escoamento e para valores bem acima acontecem perdas significativas de tenacidade e aumento das temperaturas de transição dúctil-fragil (Cota et all, 2002).

Em microestruturas mistas como as do aço bainítico cada banda tem um comportamento à deformação diferente como relatado por Chae (Chae, 2000).

A ferrita deve deformar continuamente com escoamento a tensões menores que a da microestrutura vizinha, por ser mais macia e dúctil (DeArdo, 1992) (Cota, 2000).

A bainita apresenta muitos obstáculos ao desenvolvimento da deformação (ilhas de M-A em uma matriz ferrítica com alta densidade de deslocamentos) resistindo até tensões altas, enquanto a banda de ferrita vizinha deforma e escoar (DeArdo, 1992) (Cota, 2000) (Chae, 2000).

## **2.4 - Soldabilidade dos ARBL**

A soldabilidade dos aços representa como ele pode ser preferencialmente soldado sem defeitos de soldagem e a satisfatória performance da junta soldada em serviço (Yuroka, 2001) (Maciel, 1994).

Muitos pesquisadores debruçaram-se na construção de expressões empíricas que quantificassem a soldabilidade dos aços. A partir da década de 1940, surgiram expressões relacionando a máxima dureza Vickers da ZTA com a composição química dos aços.

Ao efeito “endurecedor” do carbono nos aços foram adicionados os efeitos de vários elementos químicos presentes na liga. Estas expressões geraram o conceito de Carbono Equivalente, índice que indica o efeito da composição química na dureza máxima da ZTA e conseqüentemente, em sua soldabilidade (Yuroka, 2001).

A relação entre a dureza máxima da ZTA e a taxa de resfriamento na faixa de temperatura de transformação de 1073 a 773K (800 a 500°C) -  $\Delta t_{8/5}$ , está relacionada com a temperabilidade ou a transformação martensítica na ZTA e esta, por sua vez, com a composição química do aço.

A temperabilidade, em termos de tratamentos térmicos dos aços, é indicada pelo diâmetro crítico de uma barra redonda temperada, expresso em função do produto do conteúdo de cada elemento da composição química do aço. O diâmetro crítico de uma barra de aço é o diâmetro que a barra deve ter para, ao ser temperada em um meio de resfriamento definido sofrer um endurecimento completo, isto é, apresentar em seu centro a dureza correspondente à zona semi-martensítica (HRC 54) (Pedrazza, 1983). No caso da temperabilidade da ZTA, as temperaturas de austenitização, assim como os tempos de duração do processo são bem diferentes das usadas nos tratamentos térmicos dos aços, sendo de até 1773K (1500°C) por alguns segundos para a ZTA e da ordem de 1123K (850°C) por algumas horas para os tratamentos térmicos. Apesar das diferenças, análises de condução de calor permitiram relacionar o diâmetro ideal de uma barra redonda temperada com a taxa de resfriamento crítica para uma ZTA completamente martensítica, conduzindo a uma interpretação dos índices CE como indicadores de temperabilidade mais do que de dureza (Yuroka, 2001). Em linhas gerais, a temperabilidade da ZTA é usada para indicar a estabilidade da austenita com adições de liga (Liu, 1992).

A literatura relata muitas expressões de CE com diferentes coeficientes para os elementos de liga. Todas coincidem ao apresentar o carbono como aquele que mais afeta a soldabilidade. Ele, junto com os outros elementos, afeta a faixa de temperatura de solidificação, a susceptibilidade ao trincamento a quente, a temperabilidade e o trincamento a frio das soldas em aço. O International Institute of

Welding — IIW estabeleceu uma versão geral para o cálculo de CE,

$$CE_{IIW} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15 \quad \text{Equação 2.1}$$

onde os elementos químicos indicam suas porcentagens em peso.

O  $CE_{IIW}$  tem sido usado com sucesso com aços médio-carbono baixa liga. Nestes aços valores de  $CE_{IIW}$  menores que 0,45% em peso indicam baixa probabilidade de trincamento sendo desnecessários tratamentos térmicos associados à soldagem. Quando  $CE_{IIW}$  está entre 0,45 e 0,60% em peso, a probabilidade de trincamento é considerável e um pré aquecimento entre 368K (95<sup>o</sup>C) e 673K (400<sup>o</sup>C) é recomendado. Para valores de  $CE_{IIW}$  superiores a 0,60% em peso há uma grande probabilidade de que a solda venha a trincar e tanto o pré aquecimento quanto o pós aquecimento são requeridos para obter-se uma solda segura.

O comportamento ao trincamento de aços com teores de carbono baixo como os ARBL, não é descrito com precisão pelo  $CE_{IIW}$ . Para tanto foram desenvolvidas expressões semi-empíricas baseadas em soluções termodinâmicas e considerações cinéticas mais representativas. Para estes aços relações que reduzem a influência dos elementos de liga em relação à do carbono na soldabilidade mostram-se mais adequadas. Por exemplo, o  $P_{cm}$  parâmetro desenvolvido por Ito e Bessho no Japão, o  $CE_{PLS}$ , para aços de tubulações e  $CE_{HSLA}$ , para aços ARBL (Baley, 1994) (Yuroka, 2001) (Liu,1992), apresentados a seguir:

$$P_{cm} = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B \quad \text{Equação 2.2}$$

$$CE_{PSL} = C + Si/25 + (Mn + Cu)/16 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/40 + V/15 \quad \text{Equação 2.3}$$

$$CE_{HSLA} = C + Mn/16 - Ni/50 + Cr/23 + Mo/7 + Nb/5 + V/9 \quad \text{Equação 2.4}$$

É sempre bom lembrar que o CE tem suas limitações por não levar em conta a microestrutura do material, por não considerar o grau de restrição da junta soldada, por ter sido desenvolvido para um passe único de solda e principalmente porque a contribuição dos elementos químicos é ponderada considerando seu peso exclusivamente em solução sólida (Baker, 1992) (Baley, 1994).

Como já salientado, além da composição química, o ciclo térmico representa um papel de destaque na obtenção de uma junta soldada de boa qualidade. Ele pode ser descrito ou definido através da taxa de aquecimento, da temperatura máxima atingida, do tempo de permanência acima de 1273K (1000<sup>o</sup>C) e do tempo ou taxa de resfriamento em uma determinada faixa de temperatura. Estas variáveis dependerão

dos parâmetros de soldagem, ou seja, da corrente, tensão e velocidade de soldagem, e da espessura, geometria e propriedades físicas (condutividade térmica, calor específico e densidade) do material a ser soldado. O tipo de microestrutura resultante na junta soldada e sua granulometria são afetados diretamente pelo ciclo térmico e suas variáveis de descrição (Maciel, 1994).

Os ciclos térmicos de soldagem podem ser estimados através de expressões matemáticas baseadas em equações de fluxo de calor, por exemplo as equações de Rosenthal (Rosenthal, 1941). Para avaliar a distância da linha de fusão, LF, que atinge uma determinada temperatura pode-se lançar mão de uma expressão derivada da equação de Rosenthal, comumente utilizada para cálculo da temperatura máxima a uma determinada distância da LF em cordão sob chapa com penetração total, (Lopes, 1998) (Campos, 1991) (Almeida, 2002)

$$\frac{1}{T - T_0} = \frac{4,13c\epsilon y\rho}{H} - \frac{1}{T_f - T_0} \quad \text{Equação 2.5}$$

onde  $T$  é a temperatura de interesse em  $^{\circ}\text{C}$ ,  $y$  é a distância até a LF em  $\text{mm}$ ,  $T_f$  a temperatura de fusão,  $c$  o calor específico em  $(\text{kJ}/\text{kg}^{\circ}\text{C})$ , e a espessura da chapa em  $\text{mm}$ ,  $\rho$  a densidade em  $\text{kg}/\text{mm}^3$ ,  $H$  o aporte térmico em  $\text{kJ}/\text{mm}$  e  $T_0$  a temperatura inicial da chapa.

Os aços ARBL têm suas propriedades finais derivadas da microestrutura, da subestrutura de grãos (deslocações, segundas fases, etc) e da granulação fina, produzida pela adição de elementos microligantes em combinação com várias formas de processamentos termomecânicos. Esta é uma receita termicamente influenciável.

Os ciclos térmicos de soldagem portanto, devem ser bem conhecidos para permitirem bons projetos, uma vez que a característica de cada região microestrutural da junta soldada é determinada pela combinação de metal de base, metal de adição e processo de soldagem.

#### 2.4.1 - A Zona Termicamente Afetada - ZTA

Apesar das mudanças microestruturais que ocorrem no resfriamento da ZTA podem ser as mesmas que as da laminação controlada ou do tratamento térmico do aço, as condições criadas pelo processo de soldagem são significativamente

diferentes das empregadas na produção do material. O aquecimento local muito rápido cria situações não isotérmicas, levando a condições de não equilíbrio e patamares curtos de temperaturas. O material não fundido vizinho à linha de fusão é fortemente afetado pelo gradiente de temperatura e pela temperatura de pico na linha de fusão - LF. A temperatura cai rapidamente com o aumento da distância à LF, criando regiões microestruturalmente distintas.

Estas características fazem da ZTA uma área crucial na soldagem, pois uma vez que um aço é selecionado, a ZTA e suas propriedades têm que ser aceitáveis, enquanto o metal de solda pode ser mudado se necessário.

Na soldagem de aços a ZTA é a área onde determinados tipos de trincas podem ocorrer com maior probabilidade e as propriedades mecânicas podem mudar significativamente em consequência das alterações metalúrgicas provocadas pelo ciclo térmico da soldagem.

Os aços ARBL passam por processos termomecânicos para atingir as propriedades requeridas e a sua ZTA deve manter o suficiente destas propriedades, mesmo após o aquecimento rápido até temperaturas como as de fusão seguidas de resfriamento também rápido e, para soldas multi-passe, após a série de reaquecimentos a temperaturas sucessivamente menores. Para soldas multi-passe, apesar dos diversos ciclos térmicos, parte da ZTA estará na condição como soldada, a não ser que se aplique um tratamento térmico pós-soldagem.

A ZTA de um passe único de solda de um aço de baixo teor de Carbono, pode ser dividida em diversas regiões (Baley, 1994) conforme mostrado na Figura 2.5 e descrito a seguir:

- ZTA de grãos grosseiros - Próxima à linha de fusão, a ZTA foi aquecida momentaneamente a temperaturas da ordem de 1473K (1200<sup>0</sup>C). Este aquecimento austenitiza a microestrutura e geralmente promove o crescimento de grãos. No resfriamento, a austenita pode transformar-se em martensita, bainita, ferrita+perlita ou misturas destes constituintes, dependendo da taxa de resfriamento e da composição química do aço. Apesar dos altos aportes térmicos usuais, o resfriamento é rápido demais para a formação de perlita. Os produtos guardam as dimensões da granulação da austenita, e costumam ser pouco tenazes, logo são compreensíveis os problemas com tenacidade e propensão a trincas da ZTA.
- ZTA de grãos finos - Nas regiões onde a ZTA é aquecida a temperaturas

menores ( $\sim 1273\text{K} - 1000^{\circ}\text{C}$ ), a granulação é mais fina, menos temperável e com produtos de transformação mais tenazes. A ZTA de grão fino é, portanto, menos problemática. As técnicas de soldagem multi-passe têm seu desenvolvimento voltado para obtenção de uma ZTA final completamente de granulação fina, exceto a dos últimos passes.

- ZTA intercrítica - A região final da ZTA visível numa junta soldada devidamente atacada é a aquecida intercriticamente, ou seja, a temperaturas dentro da região bifásica do aço. Nesta região, os locais onde a concentração de carbono é maior, são austenitizados no reaquecimento e, no refinamento, a austenita enriquecida de carbono pode gerar martensita ou bainita, ou, menos freqüentemente, perlita fina.
- Região de revenimento - Fora da região visível da ZTA o aço é aquecido a temperaturas abaixo de  $973\text{K}$  ( $700^{\circ}\text{C}$ ), região subcrítica. Neste caso não há mudanças microestruturais apreciáveis, embora possa ocorrer esferoidização de precipitados, em particular da cementita, e as alterações de dureza resultam de alívio de tensões ou endurecimento secundário.

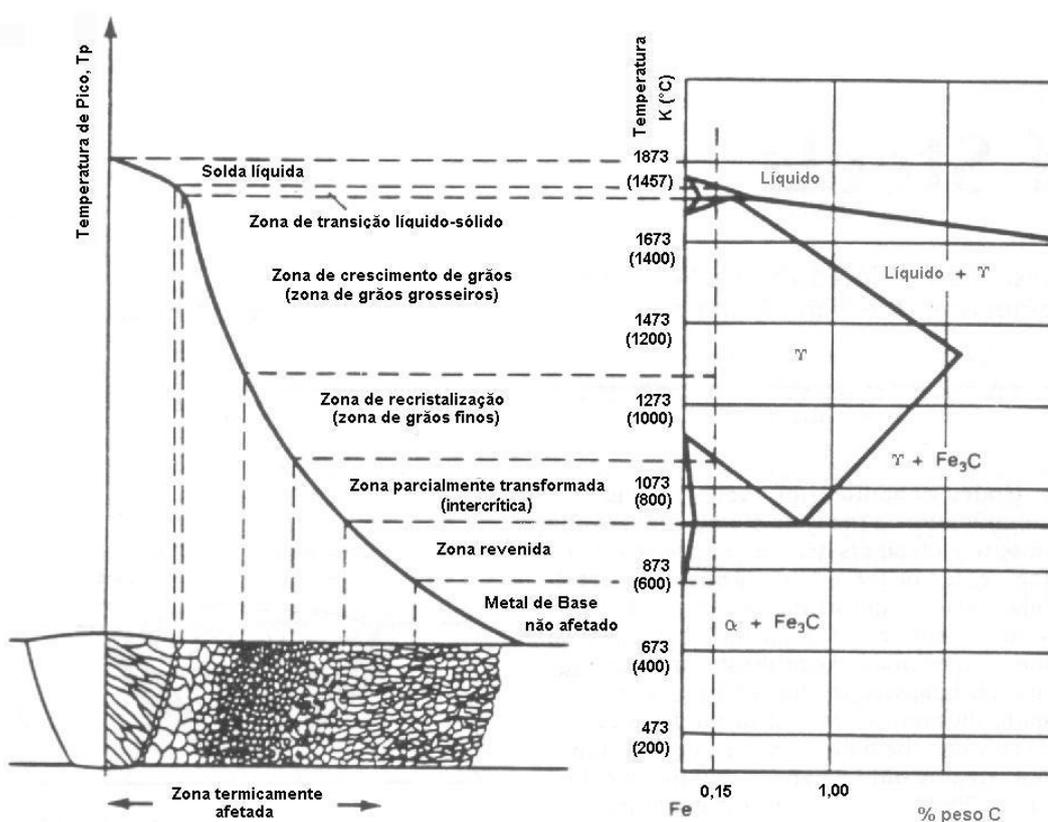


Figura 2.5 - Várias regiões da ZTA de um cordão único de solda de um aço 0,15% peso de C (Liu, 1992)

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

As Figura 2.6 e Figura 2.7 apresentam as regiões descritas, suas durezas e microestruturas para um aço API 5L X65 onde a microestrutura original era de ferrita e bainita (Takahashi,1995).

Pode-se observar que o metal de solda apresenta a maior dureza, seus valores caem na ZTA de grão grosseiro, atingindo o seu mínimo na interface entre a zona de grão fino e a intercrítica. Na região mais macia, a microestrutura consiste principalmente de finos e homogêneos grãos de ferrita.

A descrição feita é essencialmente para um processo de soldagem com passe único. O reaquecimento por passes subseqüentes modifica esta descrição porque cada ZTA atravessa a do passe anterior e a reaquece. Conseqüentemente algumas das ZTAs são completamente reaquecidas para dar uma nova região de grão grosseiro, algumas são refinadas, algumas reaquecidas intercriticamente e algumas subcriticamente.

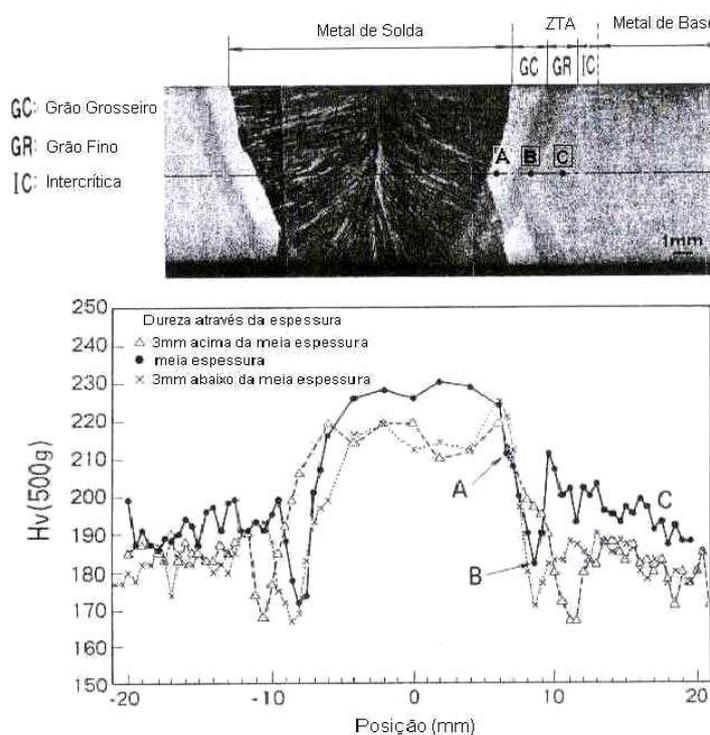


Figura 2.6- Distribuição de dureza Vickers de acordo com a macrografia da seção transversal da junta soldada (Takahashi,1995)

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

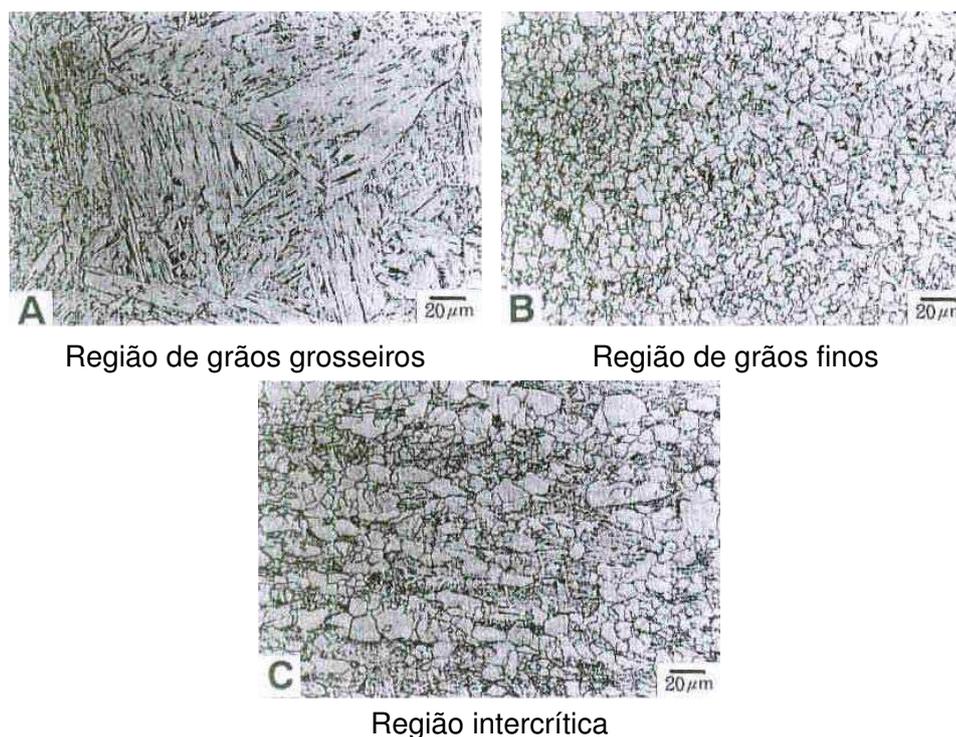


Figura 2.7-Micrografia óptica correspondente às zonas da ZTA indicadas na Figura 2.6 (Takahashi,1995)

Quanto à soldagem multi passe um esquema ilustrativo de seus efeitos sobre a microestrutura da ZTA de aços para tubulações pode ser visto na Figura 2.8 (Shiga,1995) e um exemplo na Figura 2.9.

Em um estudo sobre a tenacidade da ZTA de soldas multi passe de aços produzidos por laminação controlada, como os usados em tubulações, Lee (Lee, 1992) observou que para aços perlíticos, após o segundo ciclo térmico com reaquecimento na região intercrítica, o surgimento de ilhas de M-A interligadas na região de grãos grosseiros fragilizava a junta soldada. Este efeito é minimizado em um aços com pequena quantidade de bainita aliada à perlita no constituição original.

A estratégia sugerida por Lee para reduzir a fragilização da ZTA foi a de soldar com aporte térmico alto, como os usados em arco submerso (50kJ/cm), desta forma a taxa de resfriamento é maior e a porcentagem de M-A formada é menor.

Para aços bainíticos soldados por arco submerso, Batista e colaboradores (Batista, 2003) observaram uma tenacidade da ZTA maior que a do metal de base - MB. O estudo atribui este fato ao menor tamanho médio das ilhas de M-A e maior espaçamento entre elas. Vale ressaltar que o procedimento citado por Batista para a confecção dos corpos de prova Charpy sugere a ponta do entalhe no meio da ZTA visível ao ataque químico.

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

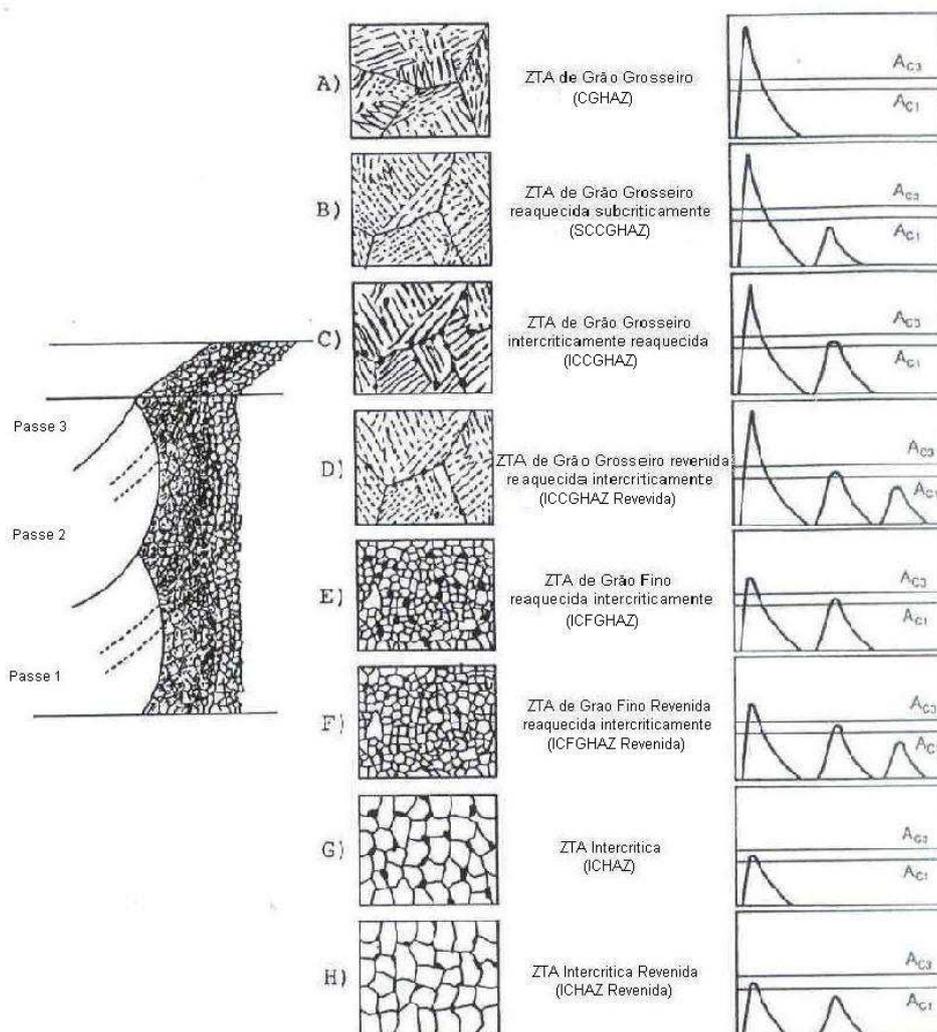


Figura 2.8 – Ilustração esquemática do efeito da soldagem multi-passe na microestrutura

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

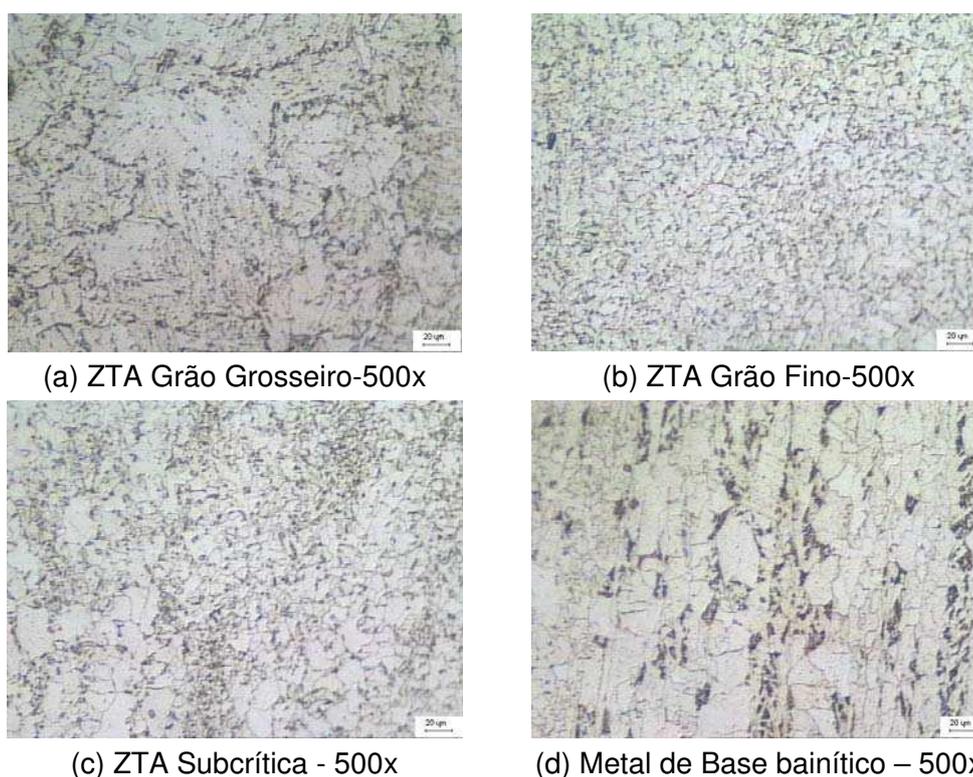


Figura 2.9 – Micrografia óptica de uma junta soldada multi-passe de API 5L X80 soldada pelo processo de eletrodo revestido.

A boa soldabilidade dos aços ARBL não é só consequência do baixo teor de C, mas também da presença de elementos de liga como, por exemplo (Lee,1992) (Liu, 1992) (Batista, 2002) (Batista, 2003) (Wang,1990) (Hart, 1995):

- a adição de Mn que inibe a formação de produtos a alta temperatura tais como perlita e ferrita poligonal favorecendo a formação de M-A, além de promover o endurecimento por solução sólida da ferrita;
- o Cr e o Mn que são empregados para otimizar a precipitação do Cu suprimindo o processo de auto-envelhecimento e juntamente com o Mo reduzir a temperatura de transformação bainítica;
- o Ni que é adicionado para aumentar a tenacidade; o Al que é utilizado como desoxidante e refinador de grão;
- o Nb que é usado para retardar o crescimento de grão na austenita, em pequenas adições (0,02%) reduz a nucleação de ferrita nos contornos de grãos da austenita prévia, aumenta a fração volumétrica da bainita e favorece o aparecimento do M-A;

- o V (0,05%) que reduz o tamanho e a fração de área dos M-A melhorando a tenacidade da ZTA. Para aços com até 0,15% peso de V, sua presença em solução sólida na ZTA de grãos grosseiros tende a promover a decomposição intragranular da austenita resultando em menores grãos ou colônias de ferrita de segunda fase alinhada ou bainita, o que implica em melhor tenacidade;

As partículas de carbonetos, nitretos e carbo-nitretos dos ARBL quando submetidos a ciclos térmicos de soldagem podem apresentar um dos três comportamentos básicos: (a) dissolução completa seguida de re-precipitação no resfriamento; (b) dissolução parcial acompanhada de “engrossamento” dos precipitados e (c) dissolução seguida de re-precipitação na temperatura de pico do ciclo térmico (Suzuki, 1987).

Os aços ao Nb, V e Nb-V encontram-se na categoria (a) para ciclos térmicos com altos aportes térmicos ( $H > 5\text{kJ/mm}$ ) uma vez que a precipitação dos produtos demanda tempos entre 10 e 30s na faixa de temperatura entre 1173-1223K (900-950°C) (Li et alli, 2001).

O comportamento dos precipitados de Ti é misto. Enquanto o TiC dissolve completamente durante o ciclo térmico, o TiN sobrevive, e para composições de aços onde se obtém a formação de Ti(C,N) sua dissolução pode ser parcial ou total. De uma maneira geral os precipitados de Ti tendem a dissolver-se parcialmente durante o aquecimento e “engrossar” no resfriamento (Wang, 1990).

A presença de finos precipitados de Ti que não se dissolvem nas temperaturas de pico próximo à LF, e os que re-precipitam nesta temperatura melhoram a tenacidade da ZTA através do controle do tamanho de grãos da austenita prévia ou da indução da formação de bainita, ferrita poligonal e ferrita acicular intra granular no lugar de ferrita de contorno de grãos (Hamada, 1995).

Quanto aos aços com Ti e Nb os precipitados complexos de (Ti,Nb)(C,N) tendem a dissolver à temperaturas por volta de 1623K (1350°C) e re-precipitar como precipitados de Ti separados dos precipitados de Nb (Wang, 1990).

O conceito de soldabilidade envolve não só a tenacidade da ZTA, mas também a dureza nesta região. O controle da dureza máxima é realizado para se evitar problemas de fissuração por H, durante a fabricação ou em serviço, a formação de trincas de reaquecimento, e seu comportamento à corrosão. (Vasconcelos, 1999).

## 2.4.2 - O Metal de Solda-MS

Uma estrutura soldada ideal deveria comportar-se como se fosse homogênea em toda a sua extensão, como se fosse de um único material. Portanto, o metal de solda deve se ajustar ao metal de base em composição e propriedades.

As tentativas de usar as expressões de CE para prever as propriedades do metal de solda dos aços ARBL foram de sucesso limitado, porque a maioria destas expressões não inclui todos os fatores (como a presença de oxigênio), que podem ter importância significativa na microestrutura e propriedades do MS (Baley, 1994).

O metal de solda solidifica heterogeneamente a partir da interface com o metal sólido, a ZTA de grão grosseiro. Daí, os grãos que se solidificam inicialmente têm suas larguras definidas por esta vizinhança. Seus comprimentos dependem da largura da poça de fusão e direção de solidificação. Este tipo de granulação grosseira não é necessariamente prejudicial à tenacidade, a microestrutura final é que definirá o nível de tenacidade. Se após as transformações no estado sólido predominar a ferrita acicular, então o tamanho de grão não influirá na tenacidade (Easterling, 1992) (Garcia, 1991).

No metal de solda, outros fatores além do tamanho de grão da austenita influenciam a formação da ferrita acicular como, a taxa de resfriamento, a temperatura de formação da ferrita, a temperabilidade e, o mais importante, a presença de inclusões (principalmente óxidos) que constituem sítios adequados para nucleação intragranular de placas de ferrita acicular (Liu, 1986) (Barbaro, 1989).

A menos da ferrita acicular, a microestrutura do metal de solda lembra a da ZTA tendo a classificação de seus constituintes típicos apresentada na Figura 2.10 e listados a seguir (IIW, 1988) (Ventrella, 1999):

- Ferrita primária de contornos de grão - PF(G) ou ferrita pró eutetoide, tem forma alongada e um aspecto claro e liso. É o primeiro produto a se formar na decomposição da austenita. Sua formação deve-se a taxas de resfriamento muito lentas e não é comum em aços ARBL pela presença de elementos de liga. Estes elementos retardam tanto a nucleação da ferrita primária quanto seu crescimento difusional que ocorre nos contornos de grãos austeníticos.

- Ferrita poligonal intragranular - PF(I) aparece na forma de grãos, normalmente poligonais, e quase que exclusivamente no interior dos grãos austeníticos, ocorrendo em taxas de resfriamento muito lentas.
- Ferrita acicular - AF se apresenta na forma de grãos extremamente finos de ferrita não paralelos, separados por contornos de alto ângulo, com nucleação no interior do grão austenítico original sob taxas de resfriamento mais elevadas que as da ferrita primária. É tida como o microconstituente de melhor tenacidade. Sua quantidade ideal para obtenção de boas propriedades mecânicas, deve estar na faixa de 65 a 80% do metal de solda.
- Ferrita com segunda fase alinhada - FS(A), é formada por grãos grosseiros e paralelos que crescem em uma direção bem definida formando conjuntos de duas ou mais ripas paralelas. A ferrita de Widmanstätten é um de seus exemplos.
- Ferrita com segunda fase não alinhada - FS(NA) é formada por ferrita que circunda totalmente ripas de ferrita acicular ou outros microconstituintes.
- Agregados de ferrita e cementita - FC são formado no interior dos grãos da austenita, apresentam estrutura fina de ferrita e cementita, incluindo perlita e ferrita com interfaces de cementita.
- Martensita - M é o constituinte que se forma como produto final de transformação da austenita sob condições de altas taxas de resfriamento. Metais de solda com altos teores de carbono favorecem sua formação. Pode se apresentar em ripas ou maclada de acordo com o teor de carbono.
- Bainita - B é o produto de transformação da austenita com taxas de resfriamento altas mas inferiores às da martensita. Ocorre mais freqüentemente em MS com baixos teores de C.

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

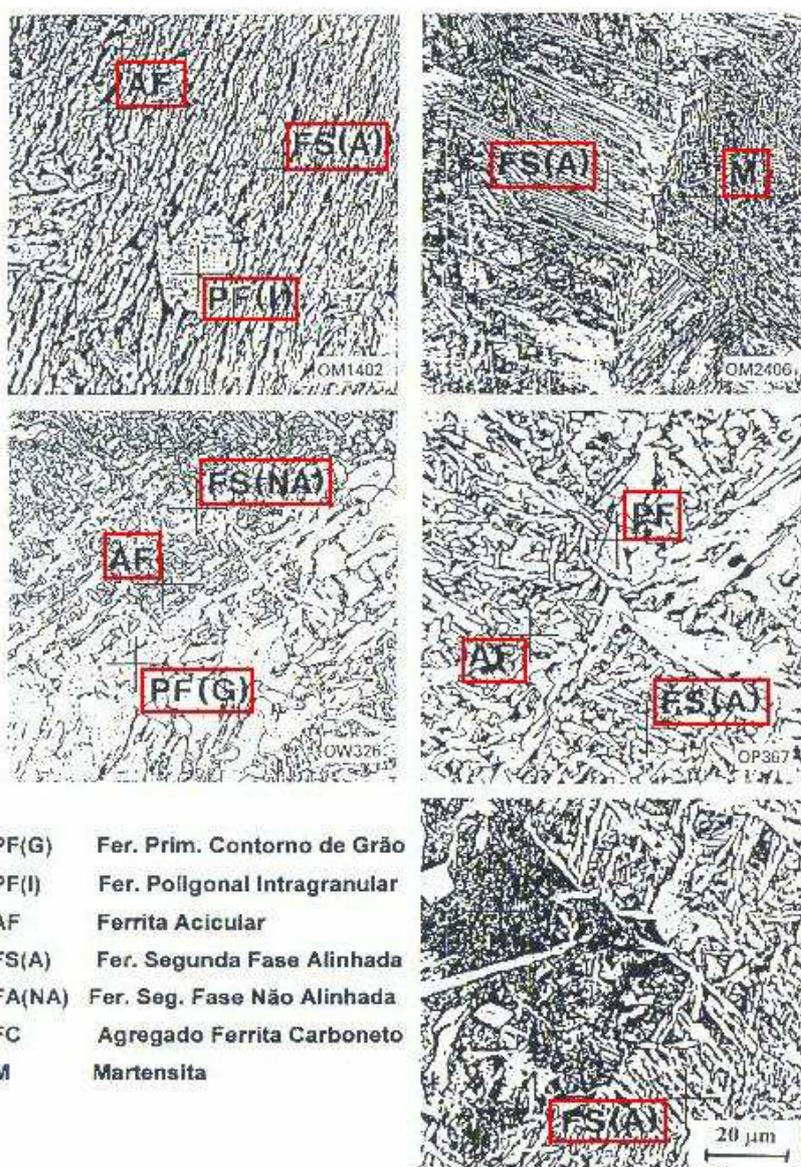


Figura 2.10– Microestrutura do MS mostrando os vários constituintes microestruturais (Ventrella, 1999)

Várias pesquisas mostraram que as melhores propriedades do metal de solda atingida nos aços ARBL, para níveis de tensão de escoamento de até 600MPa, são devidas à eliminação da ferrita de contorno de grão, da FS(A) ou ferrita de Widmanstätten, e ao adequado balanço entre as quantidades de bainita e martensita. A temperabilidade destes aços é tal que as transformações bainítica e martensítica podem ser minimizadas a taxas de resfriamento comuns. O maior problema é prevenir a formação de ferrita de contorno de grão, enquanto se refina a ferrita acicular o máximo possível (Edwards, 1990).

O rol de fatores importantes a considerar quanto à quantidade de ferrita de contorno de grão, inclui adições de microligantes específicos, como boro e titânio dentre outros, e o tamanho de grão da austenita original. Outros fatores como composição de inclusões, tamanho de inclusões, e desorientação cristalográfica ou tensões térmicas entre a matriz austenítica e a inclusão, embora sutis, têm também sua relevância (Liu, 1992) (Bracarense, 1994).

## **2.5 - Emissão Acústica**

O sentimento de que os materiais se aproximam da falha por ruptura à medida que emitem sons quando são solicitados acompanha o homem desde os primeiros momentos de sua história. Os veículos mais rudimentares de transporte de carga, por exemplo, emitiam ruídos característicos que mudavam a entonação quando alguma falha estava para ocorrer. A partir de 1800, este fenômeno começou a ser utilizado para avaliar a integridade estrutural de embarcações, uma vez que o carregamento, a idade da madeira utilizada no barco, sistemas de cavernas, etc., emitiam ruídos característicos que se correlacionavam com a vida útil da embarcação permitindo que os tripulantes mais experientes previssem a ruptura. Os ruídos emitidos pelas rochas que se deslocavam eram utilizados, no passado, para avisos de terremotos eminentes.

Apesar dos materiais metálicos também emitirem ondas de tensão quando solicitados, estes sinais não são facilmente perceptíveis ao homem, já que são de frequências na faixa de ultra-som, da ordem de 150 kHz.

As ondas elásticas transientes geradas pela liberação rápida de energia de fontes localizadas internamente no material ou ondas de tensão, produzidas por movimento repentino em materiais tensionados, são chamadas Emissão Acústica (EA) do material.

As fontes clássicas de EA estão relacionadas a descontinuidades provenientes dos processos de deformação tais como crescimento de trinca e deformação plástica. Uma área portadora de descontinuidades é uma área de concentração de tensões que, uma vez estimulada térmica ou mecanicamente, origina uma redistribuição de tensões localizadas. Este mecanismo ocorre com a liberação de ondas de tensões na forma de ondas mecânicas transientes. A técnica

consiste em captar esta perturbação no meio através de transdutores piezelétricos instalados de forma estacionária sobre a estrutura.

O processo de geração e detecção do sinal de EA está ilustrado na Figura 2.11. Movimentos repentinos da fonte produzem ondas de tensão, que são irradiadas pela estrutura ou componente analisado e excitam o transdutor piezelétrico. Os sinais dos transdutores são amplificados e medidos gerando dados para avaliação (Maia et alli, 2003).

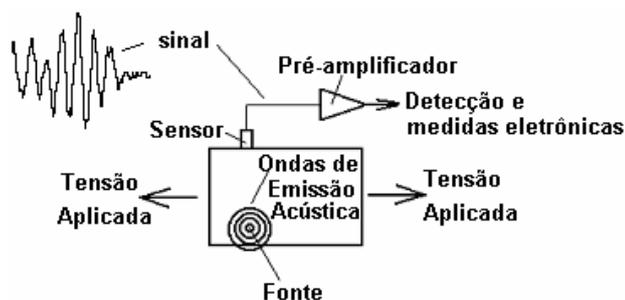


Figura 2.11- Princípio Básico do Método de EA

Só existe EA se existe tensão aplicada. As pequenas alterações que ocorrem nos materiais quando iniciam os processos de fratura (como deformação plástica, movimentação de deslocamentos, quebra de inclusões, delaminações, propagação de trincas, etc.) geram, em maior ou menor grau, uma quantidade de ondas de natureza acústica, originadas pela liberação de energia associada a estes mecanismos. Como exemplo de agentes para iniciação destes processos tem-se uma prova de carga antes da operação, uma variação de carga controlada enquanto a estrutura está em serviço, teste de fadiga, teste de fluência, etc.

A teoria geral de propagação de ondas é bem estabelecida em acústica por uma centena de anos. A parte da acústica que estuda a propagação de ondas elásticas é conhecida como Acústica Física. As características da EA, como fonte de ondas acústicas são:

- EA vem de uma fonte pontual (a teoria elementar de ondas longitudinais e transversais é indicada para frentes de ondas planas);
- EA é essencialmente um pulso de tempo de subida de curto deslocamento (um pulso de velocidade de pequena duração) com o correspondente espectro largo de freqüência.

Os sinais de EA podem ser classificados genericamente em dois tipos, contínuos e abruptos, conforme diagramas na Figura 2.12.

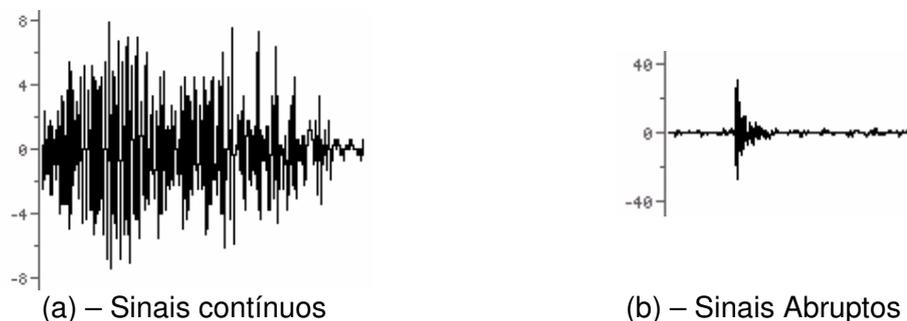


Figura 2.12 – Sinais Típicos de EA

Os sinais contínuos de EA são originados nos movimentos de deslocações e deslizamentos que ocorrem no material. Caracterizam-se por apresentarem um longo tempo de atividade o que muitas vezes leva a se considerar estes sinais como sendo de ruídos mecânicos externos ao componente (Vahaviolos, 1980).

Os sinais isolados e abruptos possuem tempo de ocorrência bem definido e apresentam maiores amplitudes do que os sinais contínuos. Estes sinais estão associados aos grandes movimentos de grupos de deslocações, microfissuramentos, quebra de inclusões e outros mecanismos que envolvem grandes taxas de deformação.

A Figura 2.13 apresenta um sinal típico de EA e os principais parâmetros que são coletados pelo equipamento de detecção, como amplitude, contagem, a área abaixo do envelope de sinais retificados, uma medida de energia, em inglês MARSE (measured area under the rectified signal envelope), limiar sonoro, duração e tempo de subida.

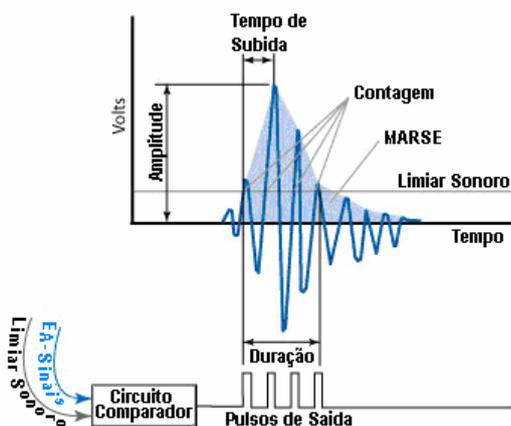


Figura 2.13– Sinal de emissão acústica e seus principais parâmetros.

A falha catastrófica de um sistema é indicada pelo aumento exponencial dos sinais de contagem associado ao aumento da intensidade dos sinais de amplitude (Vahaviolos, 1980).

A Tabela 2.1 resume, de modo genérico, os efeitos mecânico-metalúrgicos na geração de sinais acústicos.

Tabela 2.1– Fatores que influem na detecção de EA (Dunegan, 1971)

Fatores que resultam em grandes amplitudes	Fatores que resultam em baixas amplitudes
<ul style="list-style-type: none"> <li>• Grandes taxas de deformação</li> <li>• Aços de alta resistência</li> <li>• Anisotropia</li> <li>• Heterogeneidades</li> <li>• Grandes espessuras</li> <li>• Fraturas frágeis</li> <li>• Baixas temperaturas</li> <li>• Presença de entalhes</li> <li>• Presença de transformações martensíticas</li> <li>• Propagação de trincas</li> <li>• Materiais fundidos</li> <li>• Granulação grosseira</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Baixas taxas de deformação</li> <li>• Aços de baixa resistência</li> <li>• Isotropia</li> <li>• Homogeneidades</li> <li>• Pequenas espessuras</li> <li>• Fraturas dúcteis</li> <li>• Altas temperaturas</li> <li>• Ausência de entalhes</li> <li>• Transformações de fase por difusão</li> <li>• Materiais forjados e laminados</li> <li>• Granulação fina</li> </ul>

Na Figura 2.14 são apresentados os tamanhos das fontes de EA versus as amplitudes do sinal para diversos fenômenos. Pode se observar que esta técnica é capaz de detectar sons emitidos por movimento de fontes pequenas como átomos e moléculas ( $10^{-10}$  a  $10^{-9}$ m) até sons emitidos por trincas macroscópicas ( $10^{-2}$  a  $10^{-1}$ m). Quanto à amplitude dos sinais, fontes associadas a mecanismos mais frágeis, como a formação de maclas ou trincas que atravessam a espessura de revestimento, geram sons de maior amplitude. Fontes associadas a mecanismos mais dúcteis como movimento de deslocamentos ou microtrincas produzem sons de amplitudes mais baixas.

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

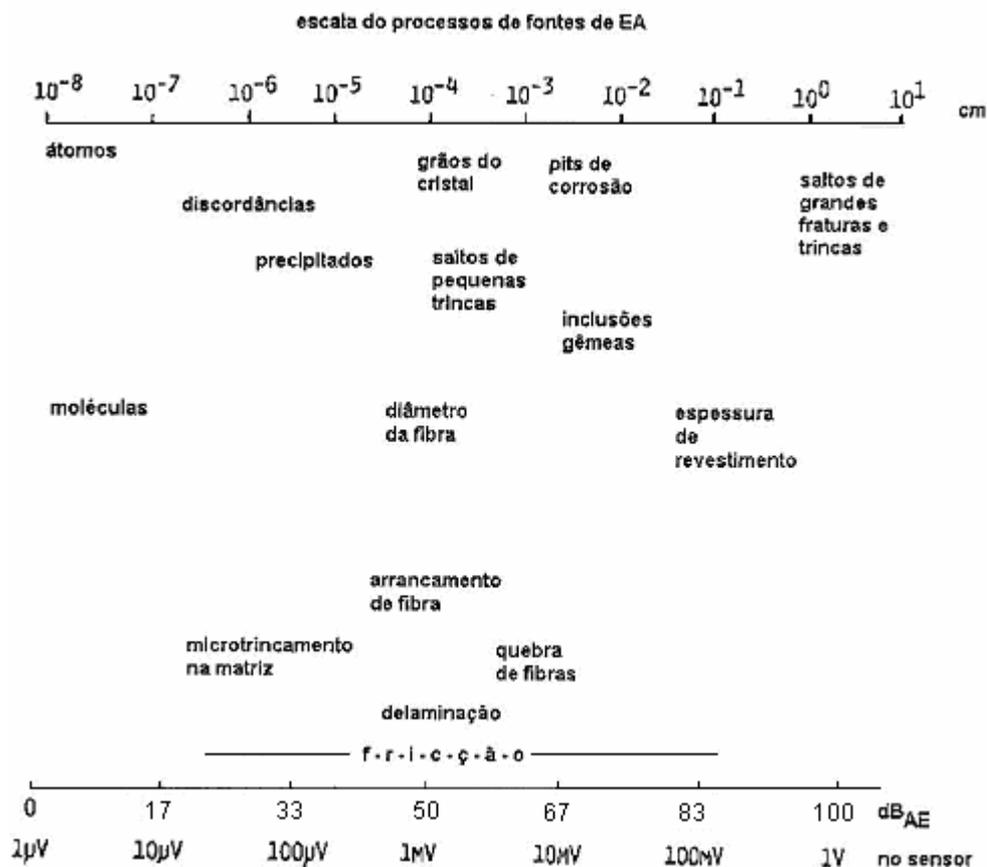


Figura 2.14-Escala do processo de fontes de EA

## 2.5.1 - Fatores metalúrgicos associados à atividade de EA dos metais

### 2.5.1.1 - Movimento de Deslocações

Para que o movimento de deslocações produza um sinal forte e detectável pelos sensores atuais de EA, é necessário que ocorra simultaneamente um grande número de movimentos restritos a um pequeno volume (Heiple and Carpenter, 1987).

Um mecanismo proposto onde estes fatores atuam é o de uma avalanche de movimentos em um pequeno volume de material. Um exemplo seria o de um grupo de deslocações aprisionadas, submetido a um acréscimo de tensão até o momento em que superam o obstáculo produzindo assim sinal detectável (James and Carpenter, 1971). De acordo com este mecanismo, a taxa de eventos que provocam EA é dependente do aumento da densidade de deslocações em movimento, parecendo pouco importante sua densidade total no material. Isto implica que

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

processos associados com a conversão de deslocações imóveis em móveis podem ser mais importantes do que as novas fontes de deslocações.

Nos materiais como aços ferríticos, justificam-se as pequenas alterações de tensão que ocorrem no momento do escoamento como sendo grupos de deslocações que superam o aprisionamento feito por atmosferas do soluto. A Figura 2.15 apresenta a atividade acústica obtida em um ensaio de tração de um aço ARMCO, identificando-se uma forte atividade na região relativa ao escoamento (Higgings e Carpenter, 1978).

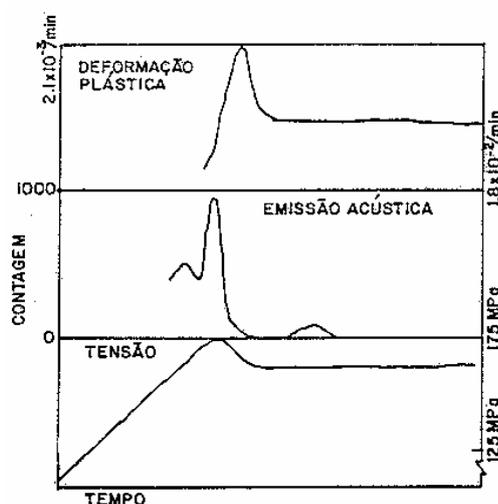


Figura 2.15 – Correlação de resultados obtidos em um ensaio de tração de um corpo de prova em aço ARMCO (Taxa de deformação plástica / Contagem de EA / Tensão Aplicada) x Tempo do ensaio.

A Figura 2.16 apresenta um comportamento semelhante para a liga de alumínio 5083 (Baram e Rosen, 1979). Pequenas oscilações de tensão no momento do escoamento do material são identificadas também por uma forte atividade acústica.

Moorthy e colaboradores observaram grandes picos de atividade acústica antes do escoamento macroscópico e interpretaram como a ocorrência de microdeformações anelásticas e plásticas, atribuídas a geração de deslocações por fontes no interior dos grãos (Moorthy, 1995). Esta abordagem indica que antes do escoamento macroscópico determinado pelas normas de engenharia, já ocorre movimento de deslocações e plasticidade localizada como sugerido por Dieter (Dieter, .1986).

No mesmo trabalho Moorthy e colaboradores relacionaram a presença de vários picos nas vizinhanças do escoamento macroscópico a fontes de deslocamentos nos contornos de grãos ativadas por empilhamento, “pile ups”. A queda de atividade acústica após o escoamento macroscópico foi relacionada ao aumento na densidade de deslocamentos e queda de seu livre percurso médio, (Bohlen, 2004)

Os fatores metalúrgicos de quantificação mais simples e que interagem com as deslocamentos resultando em uma maior ou menor atividade têm tido preferência na justificativa de se avaliar o comportamento acústico de um determinado material.

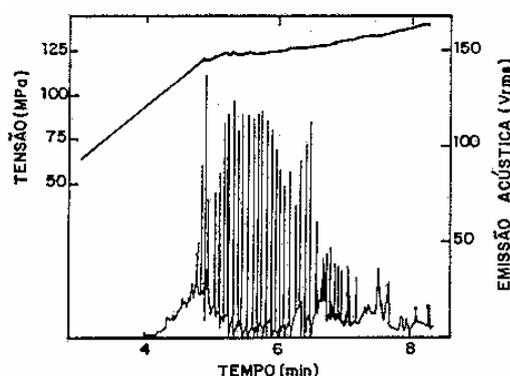


Figura 2.16 – Correlação entre um ensaio de tração de uma liga de alumínio 5083 e a atividade acústica (Baram e Rosen, 1979).

### 2.5.1.2 - Heterogeneidade da Microestrutura

A heterogeneidade da microestrutura está intimamente ligada à emissividade acústica dos materiais. No caso dos aços, por exemplo, a fratura da perlita é uma fonte intensa de EA, podendo-se comprovar isto com o mesmo material na condição de esferoidizado (Palmer, 1973). A esferoidização da microestrutura do aço acarreta uma diminuição na quantidade de eventos acústicos.

### 2.5.1.3 - Efeito do tamanho de grão

A atividade acústica do material aumenta à medida que a granulação também aumenta, até se atingir um valor máximo a partir do qual a atividade acústica decresce. Este comportamento parece estar relacionado a dois fatores competitivos: à medida que o grão se torna maior, as deslocamentos têm mais espaço para se

movimentar, o que leva a sinais de maior energia e quantidade. Entretanto, à medida que o grão cresce, a área de contorno cai, diminuindo as fontes acústicas provenientes desta região. Estes dois fatores levam à produção de sinais de grande amplitude e em menor número à medida que o grão cresce (Frederick e Felbeck, 1972).

#### **2.5.1.4 - Presença do Entalhe**

O ensaio de EA, fundamentando-se na detecção de descontinuidades em propagação, deve atuar em quase todas as etapas do processo de fratura. As micropropagações de trincas acarretam uma grande liberação de energia produzindo sinais facilmente detectáveis. Desta forma, o processo de fratura a partir de uma trinca pode ser dividido em duas etapas: a primeira envolvendo plastificação na extremidade da trinca, produzindo sinais acústicos de baixa intensidade, inicia-se com níveis de tensão bem abaixo da tensão crítica; a segunda etapa é a propagação de microtrincas que produz sinais de grande amplitude, ocorrendo provavelmente só em tensões próximas ao colapso do componente estrutural.

Por estas características a EA apresenta-se como uma ferramenta útil para acompanhamento de ensaios de tenacidade.

#### **2.5.2 - Critérios de Análise dos Resultados**

O estabelecimento de critérios de análise dos resultados é um dos pontos mais polêmicos do ensaio de Emissão Acústica. Uma vez que a atividade acústica do material depende de inúmeros fatores, fatores estes nem sempre relacionados com a existência de uma descontinuidade em propagação no material, torna-se extremamente difícil estabelecer um critério universal.

Outro fator que dificulta o estabelecimento de critérios gerais é a diferenciação entre os equipamentos de emissão acústica. Uma vez que os sinais detectados podem ser tratados diferentemente em equipamentos de fabricantes diferentes, a comparação entre os resultados fica notadamente comprometida.

## REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Devido às dificuldades apresentadas e à ausência de normas técnicas consistentes, a definição de um critério para análise de resultados de EA é baseada em parâmetros experimentais levantados de incontáveis estudos.

O critério BRASITEST, por exemplo, estabelece valores quantitativos para a análise dos dados de EA baseado no comportamento da energia sonora durante o teste, Tabela 2.2 e Tabela 2.3 (Feres, 1987).

Tabela 2.2 - Critério de classificação de fontes de EA em função do número de eventos e da energia liberada

Valor da Energia	Número de Eventos	Tipo de Fonte	Recomendação
<b>Para TESTE HIDROSTÁTICO</b>			
0 a 10.000	Maior que 5	D	Irrelevante
1.000 a 2.000	Maior que 0	C	Acompanhar
2.000 a 10.000	Entre 0 e 5	B	Inspeccionar
<b>Para TESTES EM OPERAÇÃO</b>			
0 a 1.000	Entre 0 e 30	D	Irrelevante
0 a 1.000	Maior que 30	C	Registrar
1.000 a 2.000	Maior que 0	B	Inspeccionar
2.000 a 10.000	Entre 0 e 2	B	Inspeccionar
2.000 a 10.000	Maior que 2	A	Inspeccionar

Tabela 2.3 - Classificação das Fontes

<b>Fonte A:</b>	Caracteriza um estado de comprometimento estrutural, devendo-se interromper o ensaio para não danificar o componente;
<b>Fonte B:</b>	Indica descontinuidade estrutural em evolução, devendo-se interromper o ensaio para inspeção detalhada com os ensaio não destrutivos convencionais;
<b>Fonte C:</b>	Indica fontes que não são críticas no momento, mas que poderão ser no futuro;
<b>Fonte D:</b>	Fonte irrelevante sem risco estrutural.

## 2.6 - Ensaio de Implante

O ensaio de implante foi desenvolvido originalmente por Granjon na década de 60 para determinação de diagramas de transformação de aços ao curso do resfriamento contínuo que acompanha uma operação de soldagem (Granjon, 1970). Consiste em inserir uma pequena amostra cilíndrica (*implante*) do material em estudo

dentro de um orifício especialmente realizado numa chapa, até ficar rente com a superfície. Depois é efetuado um passe de solda sobre a superfície da chapa do implante fundindo sua extremidade. O corpo de prova assim produzido é então carregado de forma estática e sua resposta acompanhada por dispositivos de coleta de dados. A característica mais importante da máquina de ensaio de implante é a axialidade de aplicação de carga durante o ensaio (Silva, 2001).

A Figura 2.17 mostra um esquema do ensaio e as aplicações que têm sido dadas ao mesmo por vários autores. A consideração básica que justifica o uso deste ensaio é o fato de que à mesma distância  $d$  a partir da linha de fusão do cordão de solda, os ciclos térmicos nos pontos B, do implante, e A da chapa de base, são praticamente os mesmos, sempre e quando as propriedades termofísicas dos materiais do implante e da chapa sejam similares. Em conseqüência, todos os fenômenos associados com o ciclo térmico de soldagem podem ser reproduzidos nesse cilindro de pequenas dimensões (Niño, 2003).

O ensaio de implante, quando comparado com outras técnicas que operam com cargas externas, distingue-se pela pequena quantidade de material necessária a sua realização e pelas baixas cargas reais requeridas. O ensaio é sensível á microestrutura da ZTA e mantém o controle independente de carga aplicada (Silva, 2003)

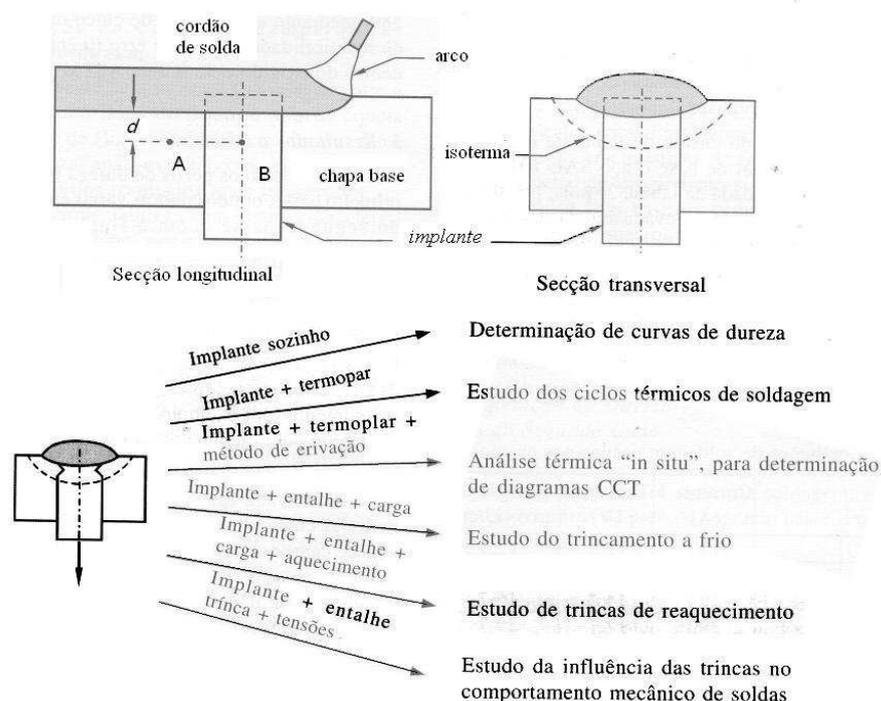


Figura 2.17– Esquema do Ensaio de Implante e suas aplicações (Niño, 2003)

### 3 - MATERIAIS E PROCEDIMENTOS

#### 3.1 - Materiais

O desenvolvimento do trabalho envolveu o estudo de dois aços de alta resistência e baixa liga da família API Classe 5L Grau B. Estes aços são geralmente usados para fabricação de dutos que trabalham a media e alta pressão e onde há a preocupação com a economia de peso, são aços de tensão de escoamento mínima de 483MPa (X70) e 552MPa (X80) (API, 2000).

Um dos aços faz parte de um projeto relacionado à produção e aplicação de aços da classe API 5L X80 de fabricação nacional (KOJIMA, 2002). As amostras foram fornecidas em forma de tubo de aço com espessura de parede de 16,0mm e diâmetro de 762mm (30') Sua microestrutura original apresenta estrias de laminação com grãos de ferrita achatados de aproximadamente 9 $\mu$ m de largura e 19 $\mu$ m de comprimento (Figura 3.1 a e b) e estrias alargadas de bainita e constituinte M-A, A proporção dos microconstituintes é de aproximadamente 8% de M-A, 12% de bainita e 80% de ferrita poligonal com detalhes apresentados na Figura 3.1c. Este aço passa a ser denominado de *bainítico*.

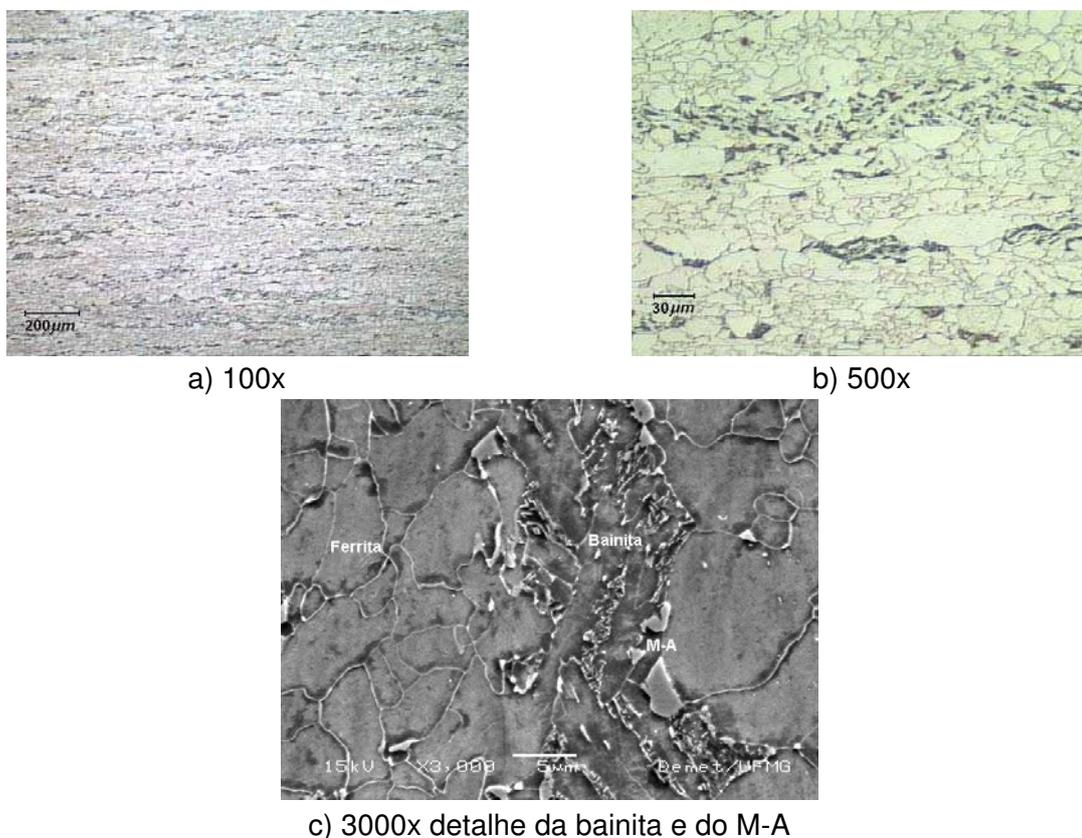


Figura 3. 1 - Microestrutura original do aço bainítico

O outro aço faz parte de um lote de chapas com espessura de 16,0mm destinadas à fabricação de tubos com especificação API 5L X70. Embora a definição da classe do aço pela norma API só seja feita após os procedimentos de conformação para tubo, a chapa foi usada para representar o comportamento do material perlítico sob as condições em estudo. Sua microestrutura apresenta forma estriada típica de material laminado, com grãos de ferrita achatados com aproximadamente 10μm de largura e 29μm de comprimento (Figura 3.2 a e b). A proporção dos microconstituintes é de aproximadamente 24% de perlita e 76% de ferrita poligonal. A perlita apresenta lamelas finas conforme mostra a Figura 3.2c. Este aço passa a ser denominado de *perlítico*.

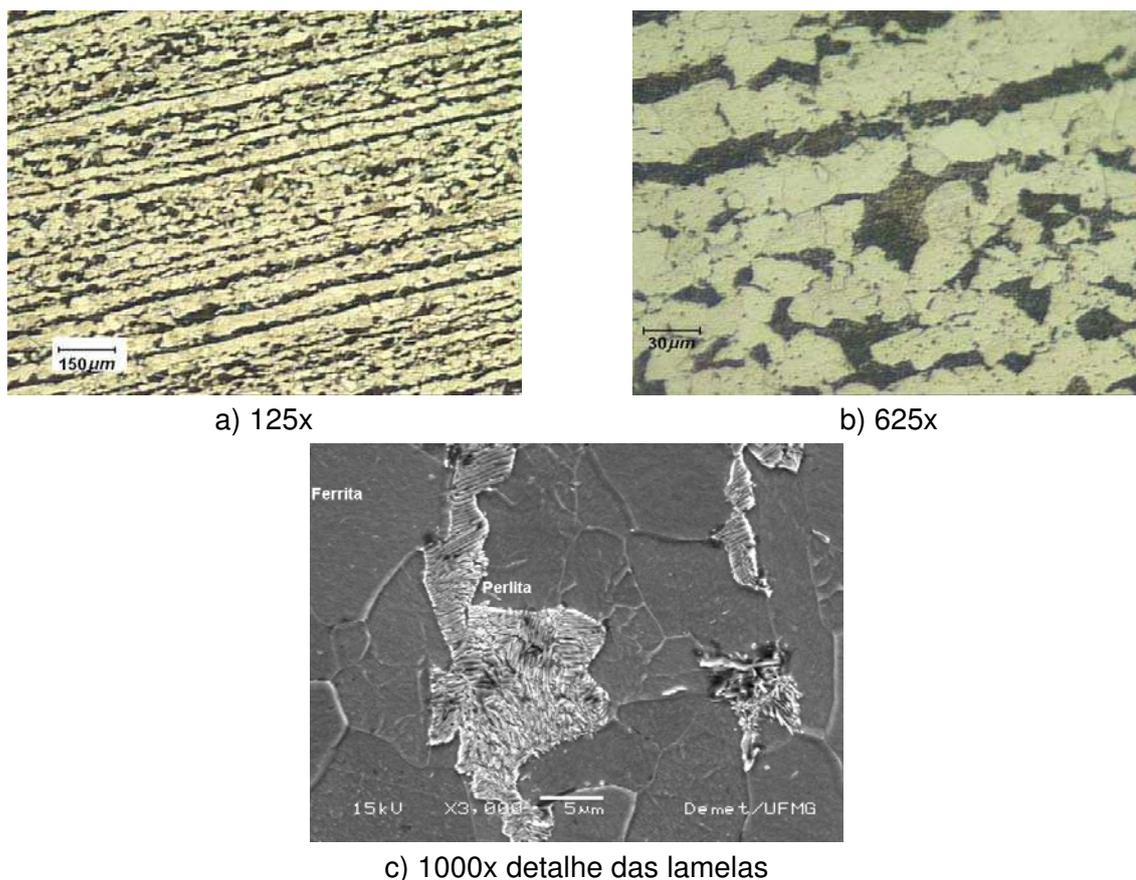


Figura 3. 2 - Microestrutura original do aço perlítico

A Tabela 3.1 apresenta as composições químicas obtidas por espectroscopia de massa, e os valores de  $CE_{IIW}$  e  $P_{cm}$  (YUROCA, 2001).

Tabela 3. 1 – Composições Químicas

Elemento Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al
Perlítico	0,121	0,260	0,920	0,014	0,008	0,000	0,007	0,002
Bainítico	0,050	0,260	1,720	0,019	0,008	0,210	0,040	0,051
Elemento Material	Cu	Nb	Ti	Mo	V	B	$CE_{IIW}$	$P_{CM}$
Perlítico	0,008	0,006	0,005	0,000	0,004	0,000	0,276	0,177
Bainítico	0,013	0,058	0,011	0,150	0,005	0,000	0,413	0,167

## 3.2 - Procedimentos

### 3.2.1 - Soldagem por Eletrodo Revestido

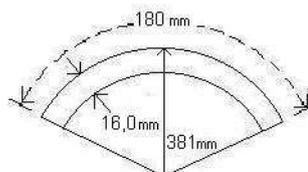
As análises iniciais envolveram a confecção de juntas soldadas usando o

processo de Eletrodo Revestido, corriqueiramente utilizado em serviço.

### 3.2.1.1 - A Soldagem dos Tubos de Aço Bainítico

Alguns anéis dos tubos de API X80 foram preparados para a soldagem com usinagem de chanfro, corte de arcos e montagem conforme a Figura 3.3

Corpos de Prova em arcos  
Peças de ~ 600 mm  
Fatiada em 2x70 mm



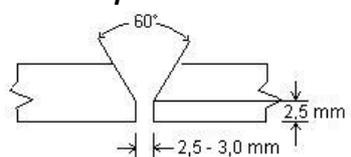
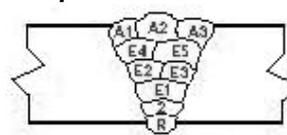
Dimensões transversais



Figura 3. 3 - Dimensionamento e fotos de corpo de prova de X80 preparado para soldagem.

Estes corpos de prova foram soldados segundo as especificações de procedimentos, fornecida pela TEKINT na soldagem experimental de tubos com eletrodos da ESAB apresentadas na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Especificação de Procedimentos de Soldagem API X80

<b>Processo de Soldagem:</b> SMAW			<b>Tipo:</b> Manual	
<b>Metal de Base:</b> API 5L X80 <b>Diâmetro Externo:</b> 762 mm <b>Espessura:</b> 16,0mm		<b>Junta: V</b> 		
<b>Metais de Adição</b>				
<b>Passe</b>	<b>Raiz/2º Passe</b>	<b>Enchimento</b>	<b>Acabamento</b>	<b>Seqüência de Passes</b> 
<b>Diâmetro</b>	3,25 mm	4,0 mm	4,0 mm	
<b>Especificação</b>	A 5.5-96	A 5.5-96	A 5.5-96	
<b>Classificação</b>	E 8010-G	E 8010-G	E 8010-G	
Pré Aquecimento			Tempo entre Passes	
<b>Temp. Pré Aq.:</b> Remover umidade			<b>Tempo max. entre Raiz e 2º Passe:</b> 60 min	
<b>Temp. Entre Passes:</b> 200°C max.			<b>Tempo max. entre 2º passe e demais:</b> 60 min	
<b>Técnica</b>				
<b>Cordão:</b> Filetado		<b>Limpeza:</b> Esmerilhamento/escovamento		
<b>Corrente:</b> Contínua		<b>Polaridade:</b> Raiz (+); Enchimento/ Acabamento (+)		
<b>Passe</b>	<b>Corrente (A)</b>	<b>Tensão (V)</b>	<b>Velocidade (mm/s)</b>	<b>H [kJ/mm]</b>
<b>Raiz</b>	61,36	27,80	0,80	1,70
<b>2º Passe</b>	70,20	26,80	1,90	0,79
<b>Enchimento</b>	90,70	26,38	1,39	1,51
<b>Acabamento</b>	95,36	27,50	1,53	1,40

\*\*Rendimento Térmico – 0,79 (Machado, 2000)

### 3.2.1.2 - A Soldagem das Placas de Aço Perlítico

As chapas de API X70 foram preparadas conforme o diagrama apresentado na Figura 3.1 e soldadas segundo as especificações de procedimentos de soldagem da Tabela 3.2.

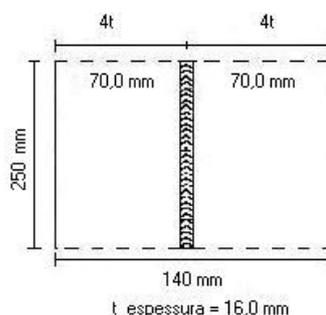
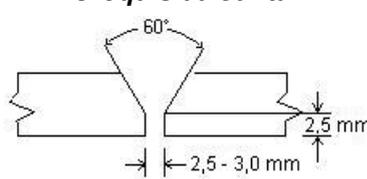
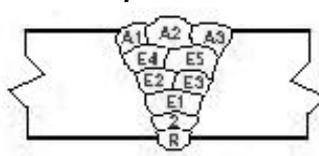


Figura 3.1– Dimensionamento dos corpos de prova de soldagem do API X70

Tabela 3.2 – Especificação de Procedimento de Soldagem API X70

<b>Processo de Soldagem:</b> SMAW		<b>Tipo:</b> Manual		
<b>Metal de Base:</b> API 5L X70 <b>Chapa:</b> 250,0 mm <b>Espessura:</b> 16,0mm		<b>Junta:</b> V	<p><b>Croquis da Junta</b></p> 	
<b>Metais de Adição</b>				
<b>Passo</b>	<b>Raiz/2º Passo</b>	<b>Enchimento</b>	<b>Acabamento</b>	<p><b>Seqüência de Passes</b></p> 
<b>Diâmetro</b>	3,25 mm	4,0 mm	4,0 mm	
<b>Especificação</b>	A 5.5-96	A 5.5-96	A 5.5-96	
<b>Classificação</b>	E 8010-G	E 8010-G	E 8010-G	
Pré Aquecimento			Tempo entre Passes	
<b>Temp. Pré Aq.:</b> Remover umidade			<b>Tempo max. entre Raiz e 2º Passo:</b> 60 min	
<b>Temp. Entre Passes:</b> 200°C max.			<b>Tempo max. entre 2º passo e demais:</b> 60 min	
<b>Técnica</b>				
<b>Cordão:</b> Filetado		<b>Limpeza:</b> Esmerilhamento/escovamento		
<b>Corrente:</b> Contínua		<b>Polaridade:</b> Raiz (+); Enchimento/ Acabamento (+)		
<b>Passo</b>	<b>Corrente (A)</b>	<b>Tensão (V)</b>	<b>Velocidade (mm/s)</b>	<b>H [kJ/mm]</b>
<b>Raiz</b>	58,00	27,00	0,95	1,32
<b>2º Passo</b>	77,00	27,00	1,62	1,03
<b>Enchimento</b>	92,50	28,00	1,34	1,64
<b>Acabamento</b>	86,00	27,50	1,54	1,24

\*\*Rendimento Térmico – 0,79 (Machado, 2000)

### 3.2.2 - Ensaio de Tração

Para orientar a realização dos testes de implante, foram realizados ensaios de tração dos aços em estudo de acordo com a norma ASTM E 8M – 96a, em uma máquina Instron Floor-Model TTDML de 100kN de capacidade. A taxa de deformação utilizada foi de  $8,3 \times 10^{-6}$  m/s (0,05cm/min) e os dados coletados em um registrador gráfico.

Os corpos de prova foram usinados segundo o diagrama da Figura 3.2. Sua denominação inclui o material, X80 para o aço bainítico e US1 o aço perlítico, a numeração, 1 para o primeiro corpo de prova ensaiado e assim por diante, e a indicação TR para ensaio de tração.

O ensaio do corpo de prova X801-TR, foi realizado com uma taxa de deformação de  $16,7 \times 10^{-6} \text{m/s}$  (0,1cm/min). O ensaio do corpo de prova X803-TR sofreu um ciclo de carga/descarga antes de atingida a da tensão de escoamento.

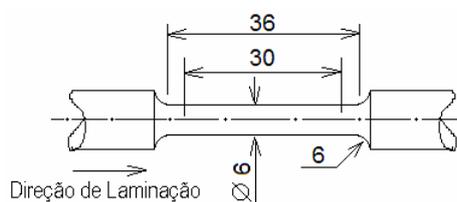


Figura 3.2 – Corpo de prova de tração, dimensões em [mm]

Foi feita também a caracterização do comportamento à tração dos aços quanto à geração de sinais por EA.

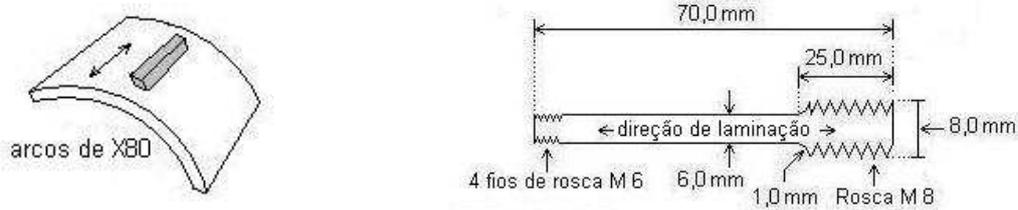
### 3.2.3 - Teste de Implante

A opção pelo Teste de Implante para o estudo do comportamento à fratura da ZTA se deu graças a sua especificidade, à pequena quantidade de material necessária à confecção dos corpos de prova e às baixas cargas efetivas requeridas.

Estudar a ZTA através de ensaio de tração de uma amostra retirada de uma junta soldada, envolveria a influência do Metal de Solda que neste caso, devido ao entalhe na ZTA, é desprezível.

Para o teste, corpos de prova cilíndricos, conforme a Figura 3.3, foram usinados do material a ser testado, entalhados, aferidos, alguns aleatoriamente em projetor de perfis e o restante em paquímetro, e colocados através de um furo em placas base de aço com condutividade térmica equivalente à do material dos pinos. A usinagem dos pinos segue a direção de laminação dos aços. Então um cordão de solda é depositado na placa, fundindo a extremidade do implante, Figura 3.4.

A denominação dos corpos de prova, a exemplo das amostras de tração, inclui o material, X80 para o aço bainítico e US1 o aço perlítico, a numeração, seguindo a ordem de aferição de dimensões 1, 2 e assim por diante, e a indicação IMP para ensaio de implante.



a) Posição de extração do material para os pinos de implante

b) Corpo de prova de implante

Figura 3.3 – Diagramas dos pinos de Implante



a) Rosca do pino de implante

b) Pino de implante e placa base

c) Pinos soldados

Figura 3.4 – Fotos de pinos de implante

Os pinos foram soldados na chapa de suporte por um robô com seis graus de liberdade, equipado com dispositivo para soldagem GMAW, do Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação do DEMEC/UFMG, Figura 3.5. A fonte de energia foi a máquina de solda Motoarc 450 da Motoman. Os parâmetros utilizados são apresentados na Tabela 3.4 e calibrados através da placa de aquisição de dados DAQBOARD/2000.

Os parâmetros utilizados foram levantados por Araújo, para o arame tubular com núcleo metálico (Araújo, 2004), e por Soragi, para o arame tubular com núcleo não metálico (Soragi, 2004), e escolhidos visando utilização de processos automatizados de soldagem, embora as soldas de campo de tubulações com costura sejam realizadas atualmente por eletrodo revestido. O aporte térmico utilizado é compatível com o processo manual apesar da velocidade de soldagem ser grande para este tipo de processo.

MATERIAIS E PROCEDIMENTOS



Figura 3.5 – Soldagem dos pinos de implante

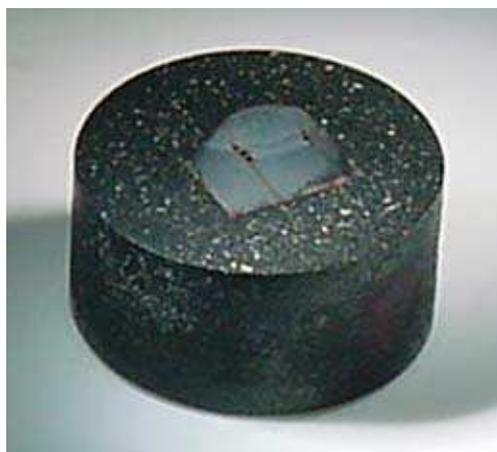
Tabela 3.3 – Especificação do Procedimento de Soldagem dos pinos de implante

<b>Processo de Soldagem:</b> Arame Tubular com núcleo metálico- MC		<b>Tipo:</b> Robotizado	<b>Posição:</b> Plana	<b>Eletrodo:</b> E70C-6M, $\phi = 1,2\text{mm}$
<b>Corrente:</b> Contínua			<b>Polaridade:</b> (+)	
<b>Stick out [mm]</b>	<b>Corrente [A]</b>	<b>Tensão [V]</b>	<b>Velocidade [mm/s]</b>	<b>H [kJ/mm]</b>
10	198	18	5,0	0,71
<b>Processo de Soldagem:</b> Arame Tubular com núcleo não metálico- FC		<b>Tipo:</b> Robotizado	<b>Posição:</b> Plana	<b>Eletrodo:</b> E71T-G
<b>Corrente:</b> Contínua			<b>Polaridade:</b> (+)	
<b>Stick out [mm]</b>	<b>Corrente [A]</b>	<b>Tensão [V]</b>	<b>Velocidade [mm/s]</b>	<b>H [kJ/mm]</b>
19	130	28	4,0	0,91

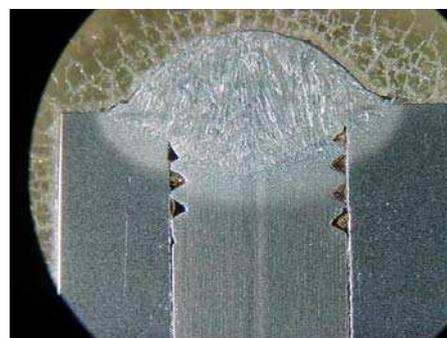
\*Gás de proteção – 25% N + 75% Ar vazão de 15l/min

\*\*Rendimento Térmico – 0,79 (Machado, 2000)

Três pinos de cada material sem serem ensaiados foram cotados, embutidos e submetidos a análise metalográfica servindo de amostra padrão para efeitos de comparação com os pinos ensaiados, Figura 3.9.



a) Foto da amostra padrão



b) Detalhe da macrografia da amostra padrão

Figura 3.6 – Amostra padrão preparada

MATERIAIS E PROCEDIMENTOS

Os testes de implante foram realizados no equipamento desenvolvido por Silva (Silva, 2003) mostrado na Figura 3.10. O carregamento da máquina é feito manualmente conjugando-se pesos do tipo usado em máquinas de exercícios físicos, de massas de 20kg, 10kg, 5kg, 2kg, 1kg até se atingir o valor desejado. As regiões de instabilidade relativa aos impulsos impostos quando dos carregamentos, aparecem nas curvas de tensão como oscilações de valores nas extremidades dos patamares de carga.



a) Foto do equipamento de implante      b) Detalhe da posição dos CPs

Figura 3.10 – Equipamento de teste de implante

A reação do pino ao carregamento foi monitorada pelo sistema de aquisição de dados DAQBOARD/2000 através de medidas da força aplicada a uma célula de carga acoplada à garra do pino, Figura 3.11.

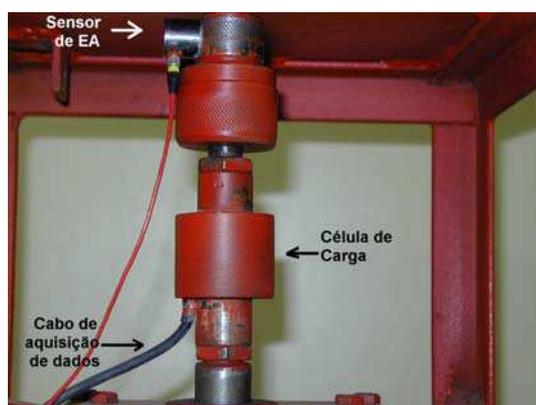


Figura 3.11 - Detalhe da célula de carga

O carregamento dos pinos foi feito em patamares de carga até o rompimento para coleta de sinais de EA, processo que permite o surgimento e a movimentação de defeitos, como deslocamentos e trincas, de forma lenta. Os patamares de carga e os

intervalos de tempo utilizados não foram uniformizados visando observar diferenças de comportamento acústico.

### 3.2.4 - Ciclo Térmico da Soldagem

Após os testes preliminares de implante observou-se onde ocorria a fratura e foram feitas medidas de temperatura buscando conhecer o ciclo térmico da soldagem nesta região.

Um conjunto de pinos foi preparado com um termopar soldado por descarga capacitiva no local de observação da temperatura conforme Figura 3.12 As medidas da temperatura foram coletadas a cada 0,04s e registradas por um sistema de aquisição de dados já citado.



Figura 3.12 – Pino de implante com termopar

Para efeito de comparação com os valores obtidos experimentalmente, a temperatura de pico na região de fratura foi calculada usando uma equação modificada de Rosenthal, Equação 3.1 (Machado, 2000), similar à Equação 2.5, onde:

$T_p$  é a temperatura de pico no ponto considerado,

$T_0$  é a temperatura inicial,

$H$  é o aporte térmico do processo,

$y_p$  é a distância da Linha de Fusão,

$\rho$  é a densidade do material,

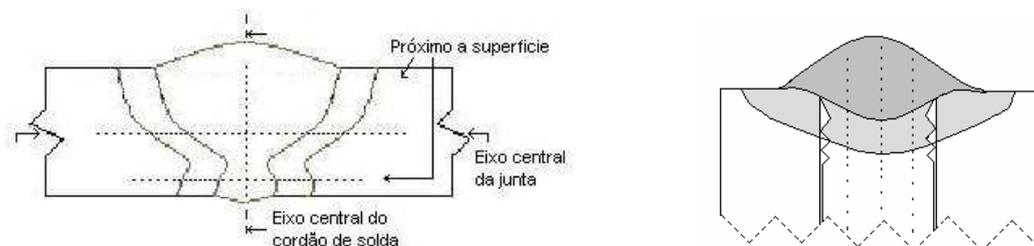
$c$  é o calor específico do material,

$g$  é a espessura da chapa suporte.

$$(T_p - T_0) = \frac{H (T_f - T_0)}{(T_f - T_0) (2\pi e)^{1/2} \rho c g y_p + H} \quad \text{Equação 3.1}$$

### 3.2.5 - O Ensaio de Microdureza

A análise de microestrutura foi acompanhada por ensaios de microdureza Vickers realizados com carga de 100gr por 15s, segundo perfis com esquema mostrado na Figura 3.13 a e b, para as juntas soldadas por eletrodo revestido e para as amostras padrão de implante. A distância entre indentações seguiu a recomendação de três vezes ao tamanho da diagonal anterior. A linha de fusão foi usada como referência para o início dos ensaios tanto em direção ao metal de solda quanto em direção ao metal de base.



a) Microdureza das juntas soldadas

b) Microdureza dos pinos de implante

Figura 3.13 – Representação esquemática dos ensaios de microdureza

### 3.2.6 - O Ensaio de Emissão Acústica

Os ensaios de EA visaram à caracterização dos sinais acústicos gerados durante os ensaios de tração e a caracterização dos sinais gerados durante os testes de implante, buscando relacioná-los com processos de fontes de EA.

O equipamento de emissão acústica utilizado foi um MISTRAS 2001, de fabricação da Physical Acoustics Corporation (PAC). A Figura 3.14 apresenta o sistema de emissão acústica que possui uma placa com dois canais para dois sensores, processador de sinal e dois amplificadores principais (internos ao equipamento), um monitor para acompanhamento do ensaio, um equipamento de gravação (disco rígido interno).

MATERIAIS E PROCEDIMENTOS

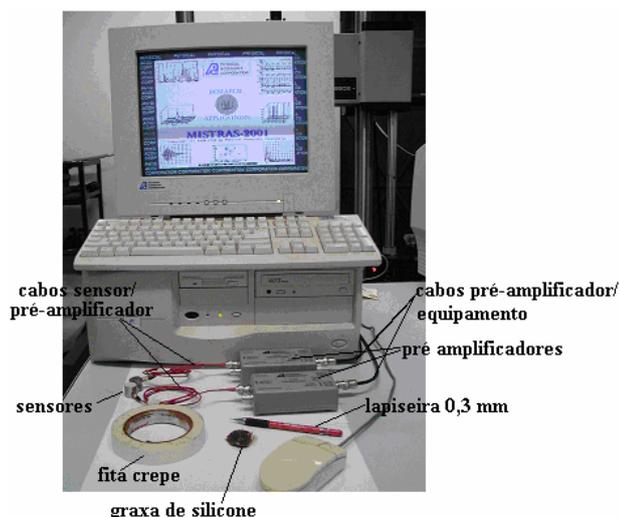


Figura 3.14 - Equipamento para ensaio de emissão acústica, com acessórios utilizados.

Para fazer a caracterização do comportamento à tração dos aços quanto à geração de sinais por EA, foram usados dois sensores R 80 localizados sobre as garras de fixação dos corpos de prova na máquina, os sinais de EA foram coletados conforme diagrama da Figura 3.15.

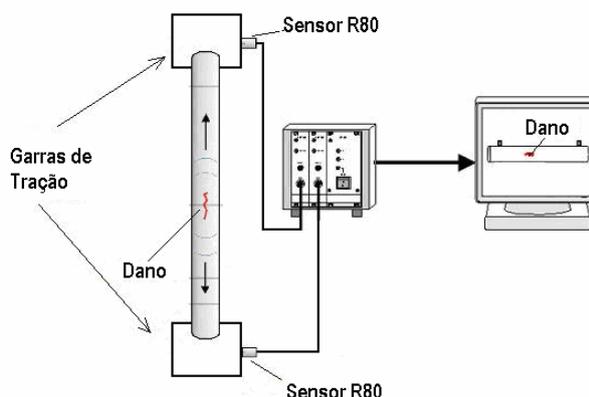


Figura 3.15 – Diagrama de teste de tração acompanhado por EA

Para acompanhar os sinais acústicos gerados durante os testes de implante foram instalados dois sensores de EA do tipo R 80 um próximo à extremidade soldada do pino, região da fratura, e o outro na garra de carregamento da máquina, no comprimento máximo do pino, conforme a Figura 3.16.

Os parâmetros de EA analisados foram Amplitude medida em decibéis de emissão acústica [dBEA], Energia do pacote de sinais medida em decibéis de emissão acústica quadrado [dB<sup>2</sup>], limiar sonoro ou limite de audição do sensor medido em decibéis de emissão acústica [dBEA] e número de Contagem.

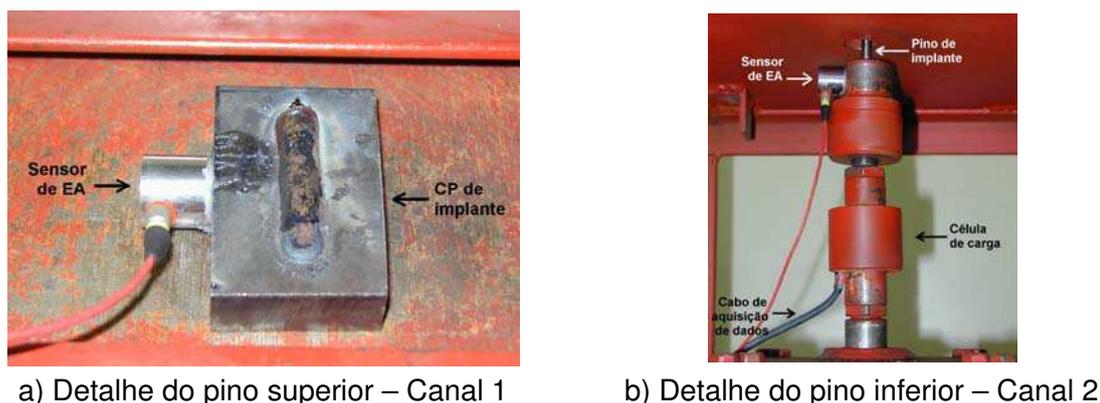


Figura 3.16 – Fotos dos sensores de EA

### 3.2.7 - Análise Metalográfica

A preparação metalográfica de amostras de juntas soldadas por eletrodo revestido envolveu o corte das juntas na direção transversal à direção de soldagem, o processo de polimento metalográfico convencional e o ataque químico para revelar a microestrutura.

As amostras metalográficas de pinos de implante soldados envolveram contendo os pinos e das chapas suporte até atingir um tamanho passível de embutimento a quente com posterior polimento convencional e ataque químico. Estas amostras foram preparadas para servir de referência quanto às microestruturas obtidas em relação à posição dos entalhes.

O ataque químico usado nos aços perlíticos foi de Nital a 1 %, com tempos da ordem de 15 a 30s para revelar a fina estrutura de grãos e subgrãos.

Quanto ao aço bainítico, foi usado o ataque de Le Pera, um ataque diferenciado em que o ácido pícrico corroe a matriz ferrítica e o metabissulfato de sódio diferencia a bainita e o constituinte M-A (LePera, 1980).

As análises por Microscopia Óptica foram feitas com o auxílio de sistemas digitais de aquisição de imagem com aumentos que variaram de 10 a 1250x permitindo a análise macrográfica e micrográfica das amostras.

As análises por Microscopia Eletrônica de Varredura foram feitas por elétrons secundários usando tensões entre 20kV e 30kV. Para melhorar o contato elétrico algumas amostras foram embutidas com exposição do fundo, em outras o contato foi estabelecido através de adesivos ou venizes de grafite em pó e um terceiro grupo foi metalizado com ouro.

Pinos fraturados dos dois materiais foram embutidos segundo o comprimento e preparados metalograficamente com o mesmo procedimento anterior para a observação da microestrutura do metal de base até a região da fratura conforme Figura 3.17.

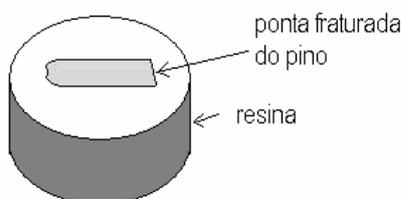


Figura 3.17 – Diagrama de amostra metalográfica de um pino fraturado

O interesse das análises metalográficas esteve voltado para as microestruturas produzidas na ZTA das juntas soldadas conforme o foco deste estudo.

### 3.2.8 - Análise de Fratura

As superfícies de fratura dos corpos de prova de tração ensaiados foram fotografadas por Microscopia Óptica e Eletrônica de Varredura para a caracterização dos mecanismos de fratura atuantes..

As amostras fraturadas nos Testes de Implante tiveram suas superfícies de fratura analisadas “in natura” e depois polidas para a análise metalográfica.

## 4 - RESULTADOS

### 4.1 - Aço Bainítico – X80

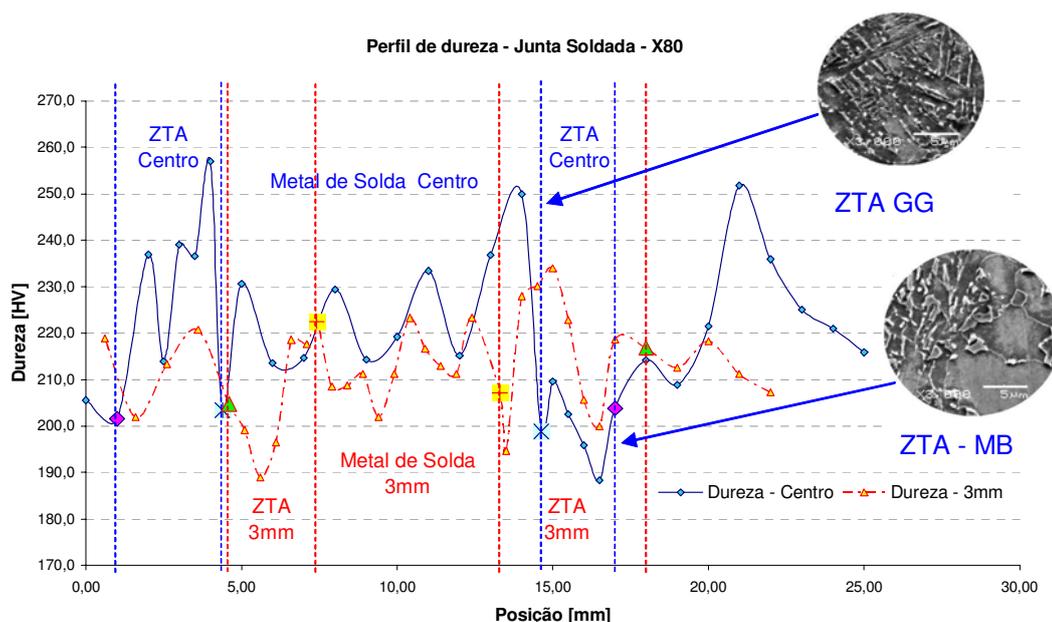
#### 4.1.1 - Observação da Junta Soldada – X80

A macrografia de uma lateral da junta soldada do aço bainítico é apresentada na Figura 4.1 onde pode ser vista a ZTA



Figura 4.1 – Montagem de macrografias da junta soldada do aço bainítico - 10x de aumento

O perfil de microdureza deste aço é apresentado na Figura 4.2 onde também aparecem as microestruturas da região de grãos grosseiros (ZTA GG) vizinha à LF e a região da ZTA vizinha ao MB.



\* a marca x indica a LF para as medidas no centro da junta

\*\* a marca + indica a LF na medida a 3mm do centro em direção à raiz

Figura 4.2 – Perfil de dureza da junta soldada do X80 e exemplos de microestruturas.

RESULTADOS

Pode-se observar que não acontece a formação de martensita, o que era esperado pela pequena quantidade de carbono (0,05% em peso) na liga.

#### 4.1.2 - Ensaio de Tração – X80

A Figura 4.3 apresenta as curvas Tensão x Deformação para as amostras do aço bainítico X80. As curvas não mostram mudança significativa de comportamento devido à diferença de velocidades de deformação entre os cps X80-1-Tr e X80-2-Tr. A curva tracejada (em verde) apresenta os dois ciclos de carregamento do cp X80-3-Tr. O carregamento em dois ciclos foi feito visando observar o comportamento dos sinais de EA durante o segundo carregamento.

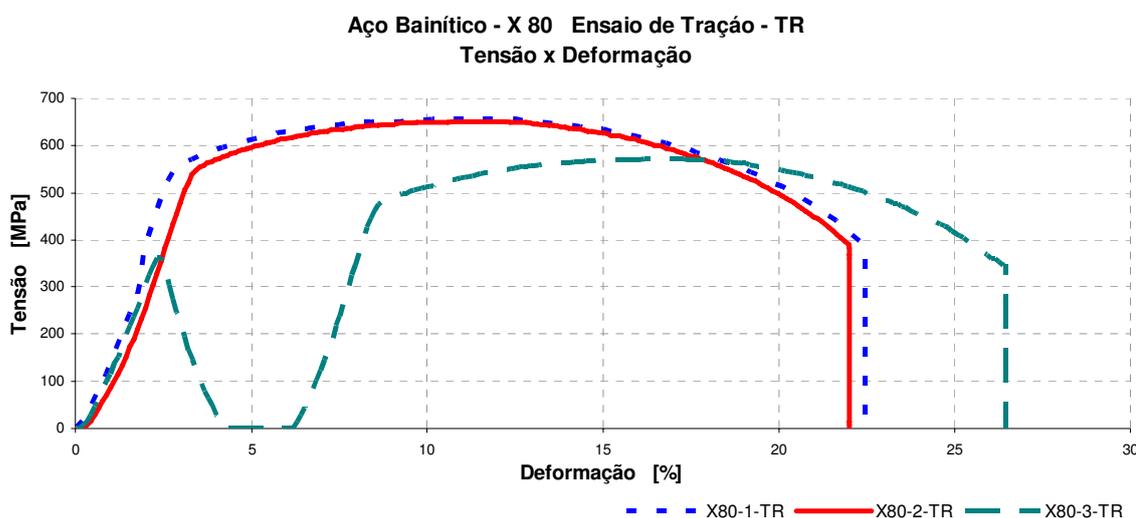


Figura 4.3 - Curvas Tensão x Deformação para as amostras do aço bainítico

A Tabela 4.1 apresenta os valores médios da tensão de escoamento, limite de resistência, tensão de ruptura, alongamento e redução de área.

Tabela 4.1 - Valores Médios das Propriedades Mecânicas à Tração –X80

	$\sigma_y$ [MPa]	UTS[MPa]	$\sigma_r$ [MPa]	** $\Delta L$ [%]	*RA[%]
<b>Bainítico (X80)</b>	567	653	387	22	67

$$* RA[\%] = \left( \frac{A_f - A_0}{A_0} \right) 100 \text{ onde } A_f = \frac{\pi(D_1 D_2)}{4}; ** L_0 = 30\text{mm}$$

A Figura 4.4 apresenta as curvas Tensão x Deformação considerando apenas o 2º carregamento do cp X80-3-Tr para facilitar a comparação. Observa-se que as tensões alcançadas e a deformação total são inferiores às dos outros corpos de prova

## RESULTADOS

indicando que o 1º ciclo de carregamento influenciou o comportamento do material quando do 2º ciclo.

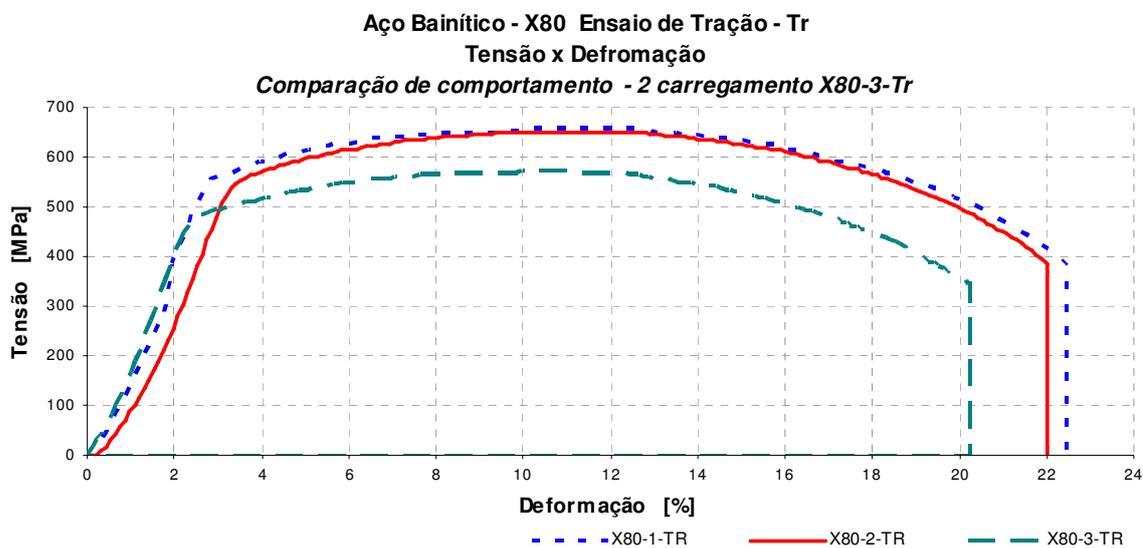


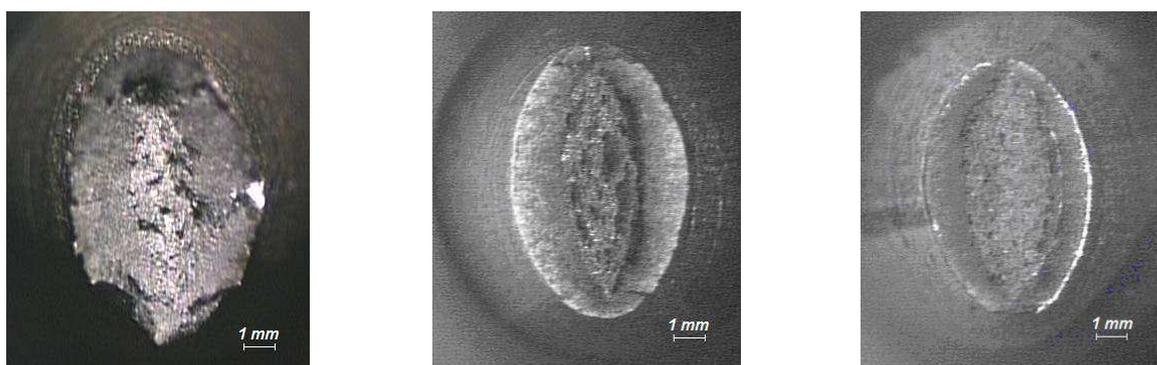
Figura 4.4 - Curvas Tensão x Deformação para as amostras do aço bainítico excluindo o 1º ciclo de carregamento do cp X80-3-Tr

Os corpos de prova de tração fraturados são apresentados na Figura 4.5 e as faces de fratura na Figura 4.6.



Figura 4.5 - CPs de tração fraturados - X80

RESULTADOS



a) X80-1 Tr - 20x

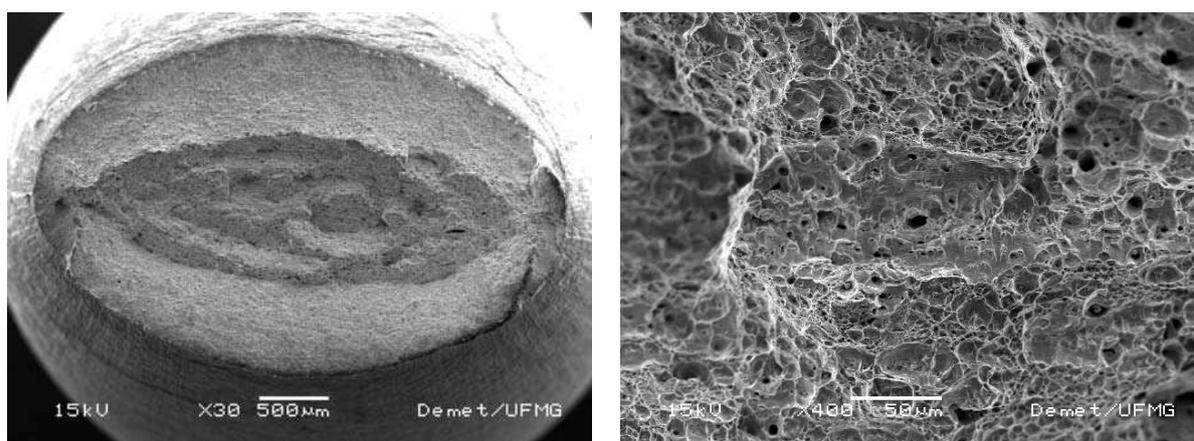
b) X80-2 Tr - 20x

c) X80-3 Tr - 20x

Figura 4.6 – Fotos das superfícies de fratura dos corpos de prova de tração – X80

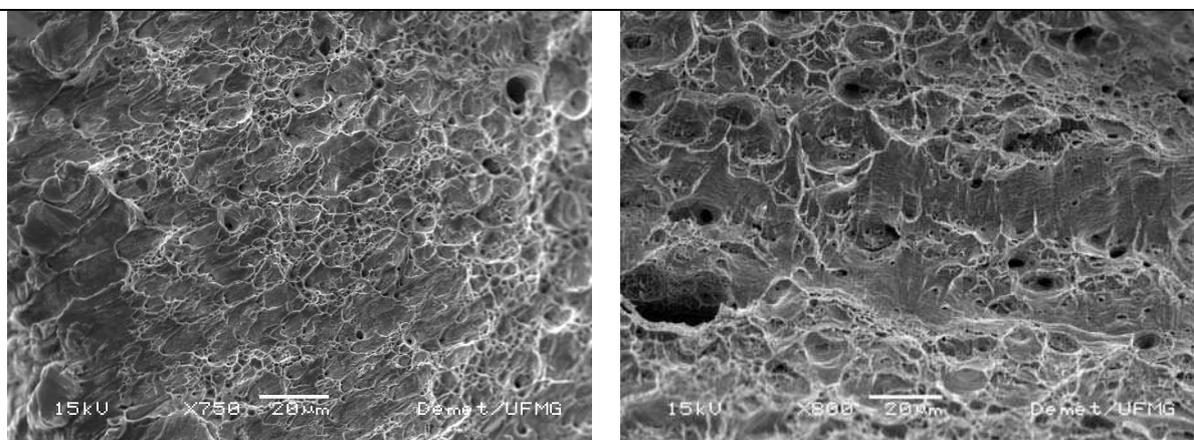
As faces de fratura são similares e apresentam assimetria de diâmetros da ordem de 49%.

Devido à semelhança, apenas uma amostra foi analisada por microscopia eletrônica com imagens mostradas na Figura 4.7.



a) Face de fratura – 30x

b) Detalhe de um dos desníveis do centro da fratura – 400x



c) Aparência da fratura na borda da amostra - 750x

d) Aparência da fratura no centro da amostra - 800x

Figura 4.7- Imagens de fratura do cp X802-Tr por MEV

RESULTADOS

A semelhança de comportamento à tração acontece também nos resultados de EA o que nos leva a apresentar aqui, em detalhes apenas os resultados do cp X80-2-Tr. Os parâmetros escolhidos para apresentação do ensaio por EA são: amplitude, energia, contagem e frequência.

Na Figura 4.8 apresenta-se os gráficos referentes aos parâmetros limiar sonoro (threshold) e frequência média (AVGFREQ) durante o ensaio de tração para o cp X802-Tr. Observa-se que a maior concentração de sinais está localizada na região elástica, próximo aos limites de escoamento para o material, por isso o limiar sonoro foi se ajustando para cima até que o material atingisse o patamar de escoamento macroscópico. A partir daí observa-se o ajuste para baixo até o patamar inicial do ensaio que é de 30dB.

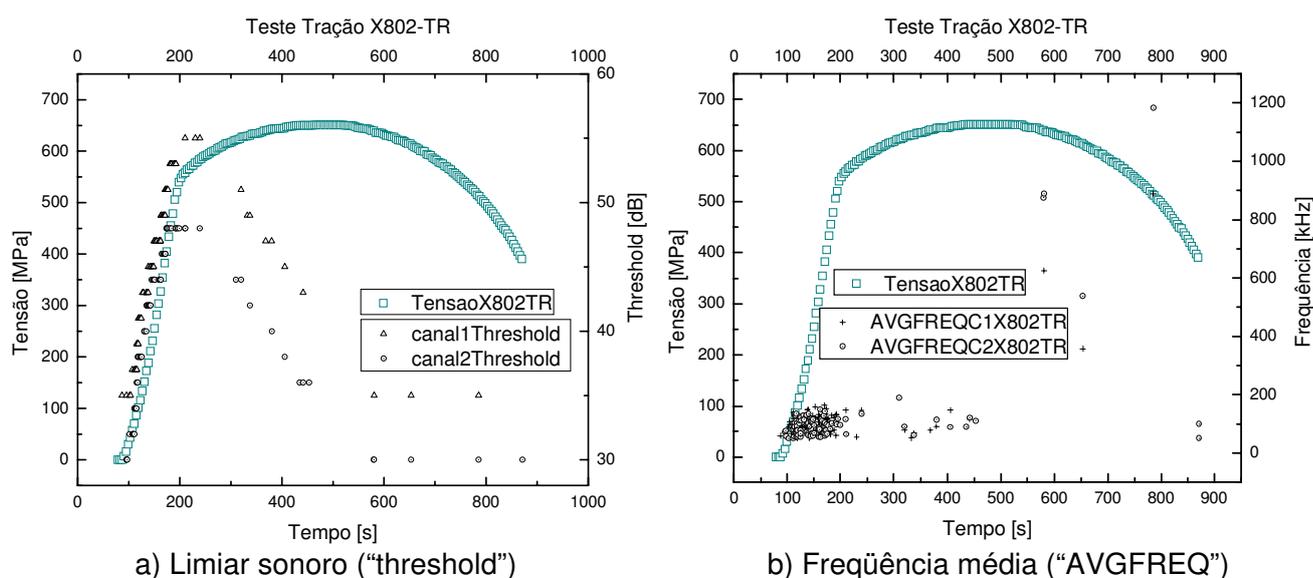


Figura 4.8 - Comportamento dos sinais de emissão acústica parâmetros limiar sonoro ("threshold") e frequência média ("AVGFREQ") para o aço bainítico (X80) durante o ensaio de tração.

A Figura 4.9 apresenta os resultados obtidos por EA, durante o ensaio de tração para o aço bainítico. Estas curvas comparam o comportamento de tensão x tempo com os registros de EA sincronizados, as curvas (a) apresentam o ensaio completo e as (b) o ampliação do trexo elástico.

Expandida a curva da região elástica observa-se mudanças em sua inclinação em torno de 290Mpa, indicadas por retas tracejadas na curva Tensão, Amplitude x Deformação, correspondendo a aproximadamente 50% da tensão de

## RESULTADOS

escoamento. Os sinais de amplitude variam de 30dB, valor mínimo do limiar sonoro (threshold), a aproximadamente a 80dB, próximo ao limite de escoamento. Fenomeno similar foi observado por Moorthy e identificado como de microescoamento (Moorthy, 1995). Em um estudo dos sinais de EA durante a fratura à tração de materiais cúbicos de face centrada, Majerus et (Majerus, 2004) observou que os primeiros sinais de danos ocorreram a níveis de tensão anteriores ao comportamento não linear. Nukulin et alli (Nikulin, 1999) também observaram atividade acústica nos estágios iniciais de carregamento e os associaram à presença de segunda fase, que quanto mais grossa maior atividade acústica provocava.

Observa-se claramente intensa atividade de sinais antes do escoamento resultante de grande movimentação de fontes de EA, mesmo na região de comportamento elástico do material, indicando que o ensaio por EA foi capaz de detectar micro escoamento do material bainítico.

Nas figuras pode-se observar que os maiores valores de amplitude e energia ocorrem para sinais de EA registrados antes do limite de escoamento. As maiores contagens de sinais aparecem nos primeiros estágios de carregamento.

RESULTADOS

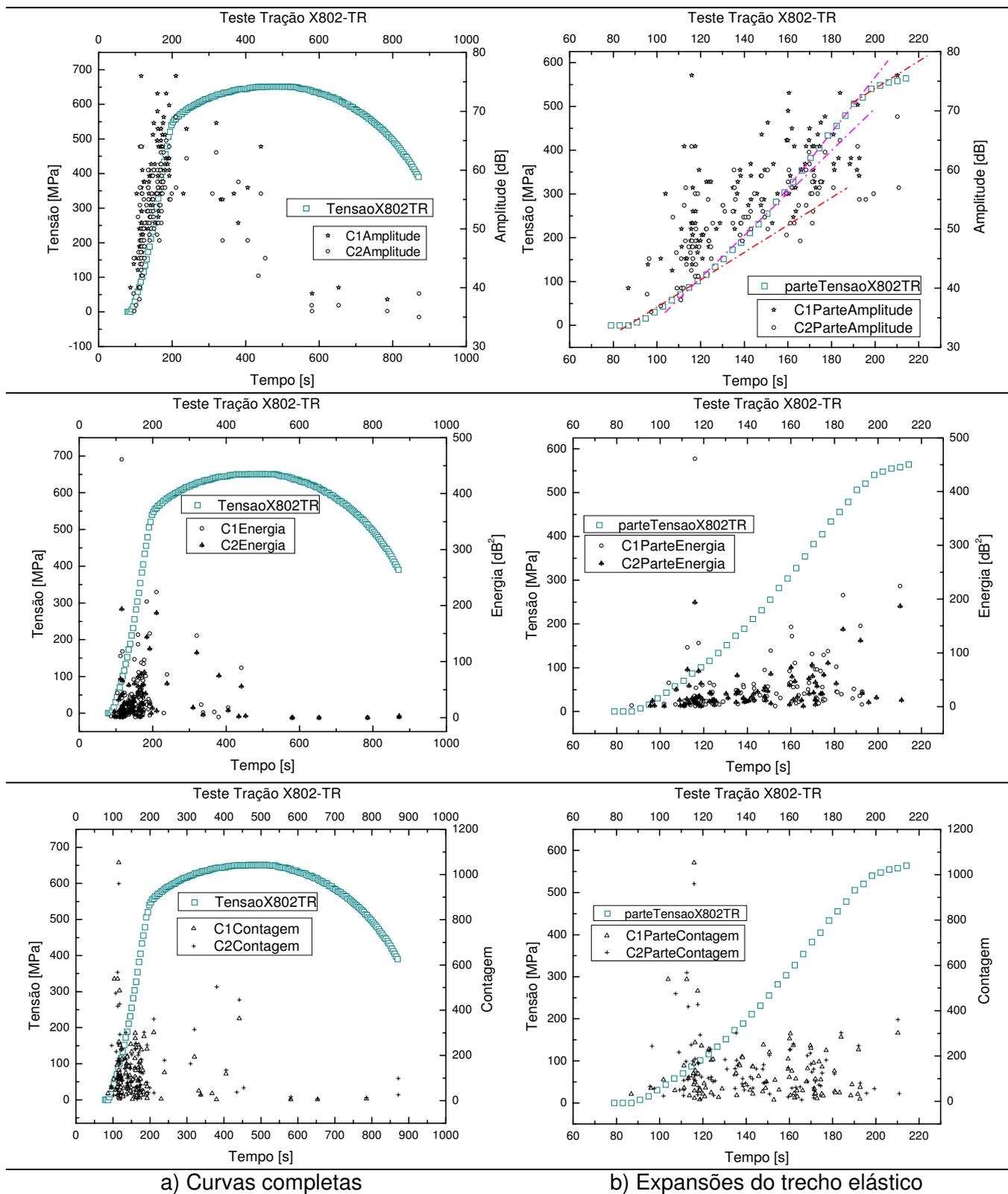


Figura 4.9 - Comportamento dos sinais de EA durante o ensaio de tração, parâmetros amplitude, contagem, energia para o aço bainítico (cp X802-Tr).

## RESULTADOS

Considerando que conforme a literatura (Dunegan, 1971) (Feres, 1987) fenômenos com grandes contagens e altas amplitudes de sinais são identificados como frágeis, Pode se observar pelo gráfico amplitude x contagem, Figura 4.10, que o aço bainítico apresenta poucos sinais com valores de contagem altos, acima de 70dBEA, e com altas amplitudes.

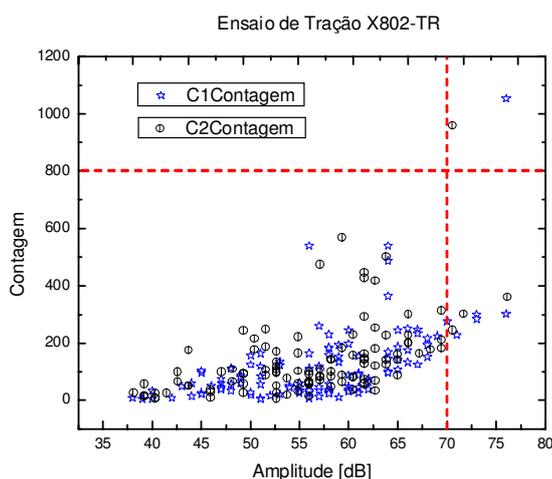


Figura 4.10 - Comportamento dos sinais de EA Contagem x Amplitude para o aço bainítico (X80) durante o ensaio de tração

A Figura 4.11 apresenta os sinais de EA monitorados. A comparação do comportamento do cp X803 Tr com o X802 Tr, Figura 4.8 e Figura 4.9, mostra que a grande atividade de sinais antes do escoamento se repete e decai até cessar durante o intervalo sob carga a uma tensão de 362MPa.

Durante a descarga os sinais reaparecem em tensões abaixo de 145MPa. No intervalo sem carga a atividade é reduzida, apesar de um pico de contagem de 11051 registros a 405s. Os sinais presentes pouco antes do início do segundo carregamento podem estar associados ao processo, ajuste de garras por exemplo, mais que ao material.

O sinais de EA reaparecem efetivamente após a tensão de 376MPa, valor superior ao do intervalo sob carga. O comportamento a partir deste ponto é similar ao do cp X802-Tr.

RESULTADOS

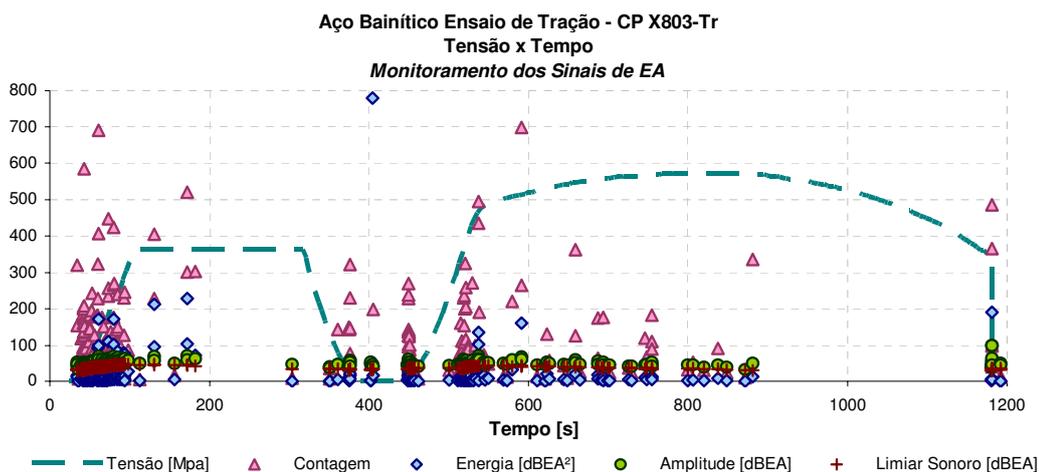


Figura 4.11 - Ensaio de tração monitorado por EA – cp X803 Tr.

### 4.1.3 - Testes de Implante – X80

O estudo da ZTA foi feito através de Testes de Implante onde a microestrutura, os mecanismos de fratura, a tenacidade e o comportamento acústico foram acompanhados e analisados.

Os testes de implante apresentam curvas de carregamento como os exemplos apresentados na Figura 4.12, sendo de uma amostra para cada processo de soldagem. Quando os resultados de tensão máxima são tratados, observa-se que seus valores médios para o conjunto de pinos soldados por arame tubular com núcleo metálico - MC e o conjunto soldado por arame tubular com núcleo não metálico - FC são semelhantes, Tabela 4.2

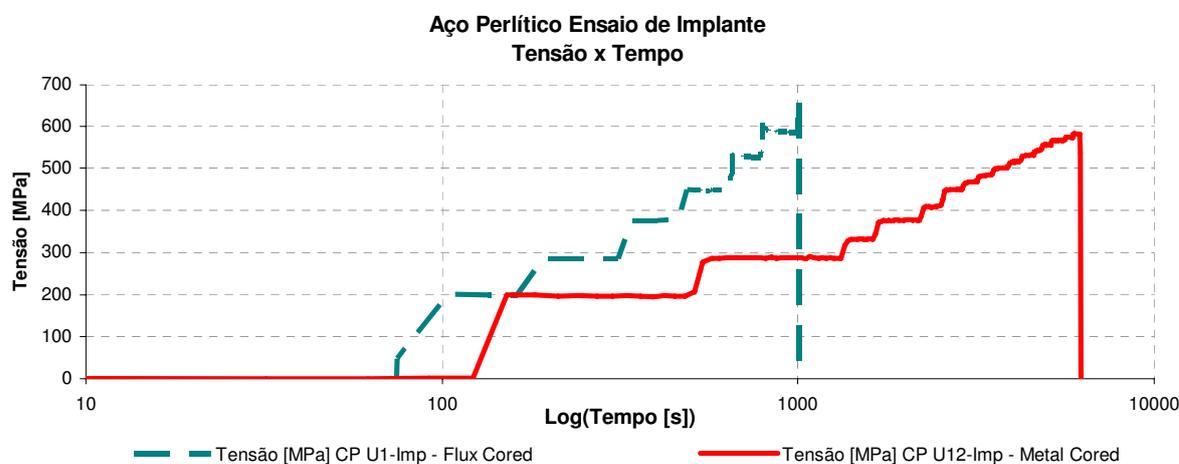


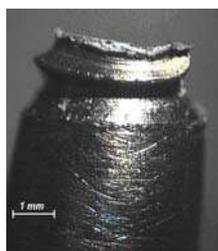
Figura 4.12 – Curvas Tensão x Tempo no ensaio de implante – aço bainítico

RESULTADOS

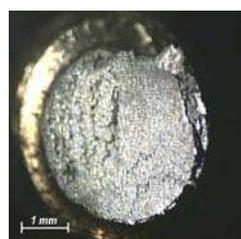
Tabela 4.2 – Valores médios de Tensão Máxima no Implante – aço bainítico

Processo de Soldagem	Tensão Máxima Média	Desvio Padrão
Arame Tubular com núcleo metálico- MC	760,51 MPa	50,02 MPa
Arame Tubular com núcleo não metálico- FC	747,90 MPa	46,47 MPa

Fotos de alguns CPs fraturados são apresentadas nas Figura 4.13 e Figura 4.14. Observa-se que as fraturas ocorreram na mesma posição relativa da ZTA, o mesmo fio de rosca. Suas aparências são similares e apresentam assimetria de diâmetros, com diferença de diâmetro da ordem de 9,1% e redução de área de 31,6%.



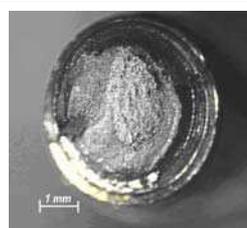
a) CP X80-19 Imp lateral – 25x



b) CP X80-19 Imp secção reta – 25x



a) CP X80-15 Imp lateral – 20x



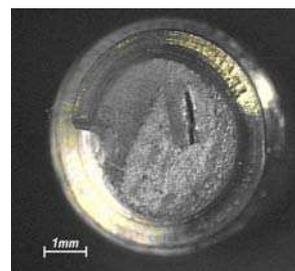
b) CP X80-15 Imp secção reta – 20x

Figura 4.13 – Fotos de CPs de aço bainítico fraturados em ensaio de implante – soldagem MC

RESULTADOS



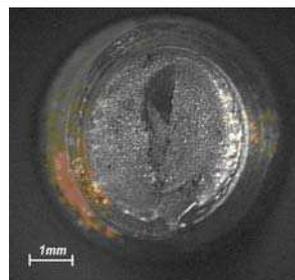
a) CP X80-03 Imp lateral – 15x



b) CP X80-03 Imp secção reta – 20x



a) CP X80-04 Imp lateral – 12x



b) CP X80-04 Imp secção reta – 20x

Figura 4.14 - Fotos de CPs de aço bainítico fraturados em ensaio de implante – soldagem FC

Devido à semelhança entre as fraturas de amostras dos dois processo as análises por MEV foram feitas sem distinção de processo de soldagem. A Figura 4.15 apresenta imagens de fratura típica de pinos de implante, têm aparência dúctil ocorrendo por mecanismo de coalescimento de vazios (dimples); a região central mostra a fratura final com planos de cisalhamento.

RESULTADOS

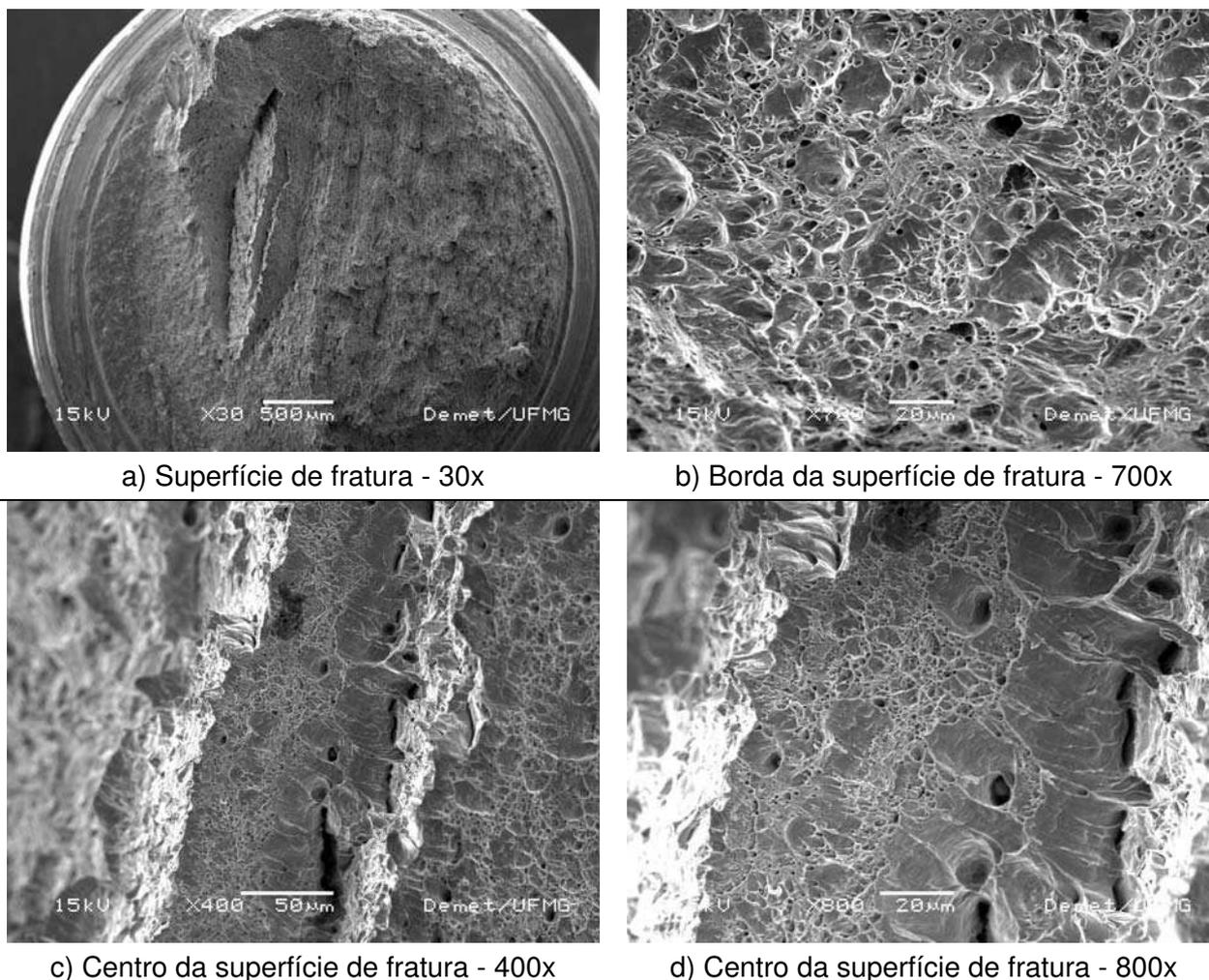


Figura 4.15 - Imagens típicas da fratura de um pino de implante de aço bainítico

A macrografia e as micrografias da solda de um pino de aço bainítico são mostradas na Figura 4.16. Observa-se que a ZTA apresenta um “colar” entre o fim da região de grãos finos e a região subcrítica, com base na classificação citada por Liu et al, (1992), localizado entre 0,64 e 1,83mm da linha de fusão. Quando se comparam os pinos soldados com a amostra padrão, verifica-se que, em relação ao seu centro, a fratura ocorre pouco abaixo do meio do colar entre as regiões intercrítica e subcrítica seguindo o entalhe do último fio de rosca.

RESULTADOS

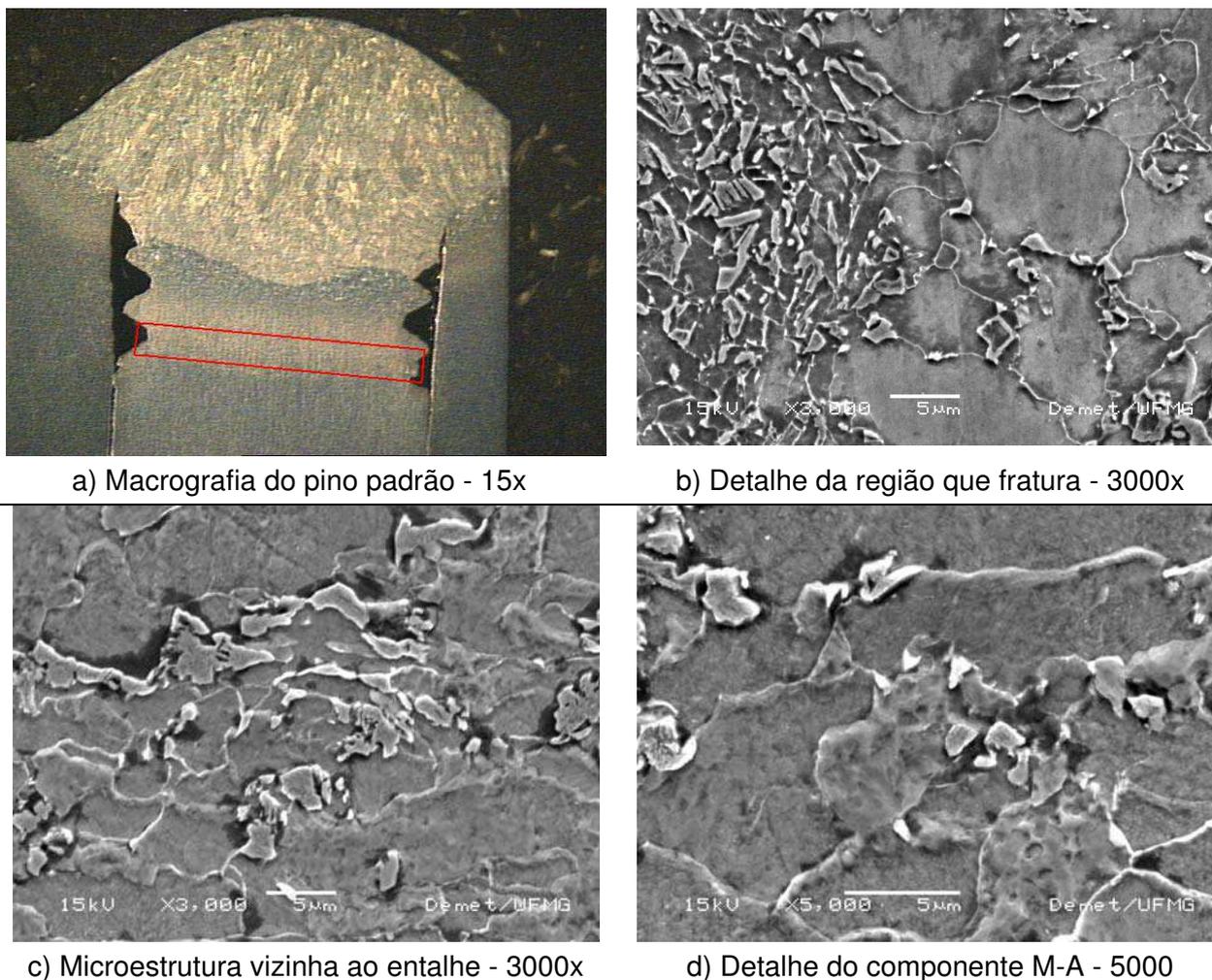


Figura 4.16 - Macrografia típica e detalhes da microestrutura das soldas de pinos de implante bainíticos

Através do levantamento do ciclo térmico da soldagem, o termopar mediu a temperatura na região da fratura de seis amostras, com a curva média apresentada na Figura 4.. Desta curva pode-se verificar que a temperatura confere com a expectativa de valores na faixa de aquecimento subcrítico atingindo 940 K (667 °C) tanto para o aço bainítico quanto para o aço perlítico.

O cálculo feito através da equação modificada de Rosenthal, Equação 3.1 conduz a valores da ordem de 20% superiores aos medidos considerando fraturas que ocorram no limite inferior da região delimitada na Figura 4.16 a), e a valores 40% superiores considerando fraturas que ocorram no limite superior, Figura 4.18. Os cálculos foram feitos supondo uma geometria bidimensional, a distância variando em passos de 0,04mm a partir da linha de fusão e a espessura da chapa como 16mm, espessura da chapa base utilizada. Vale salientar que os cálculos de Rosenthal consideram o calor específico constante porém as diferenças de valores podem estar

RESULTADOS

relacionadas também à geometria assumida que não considera a influência do comprimento do pino.

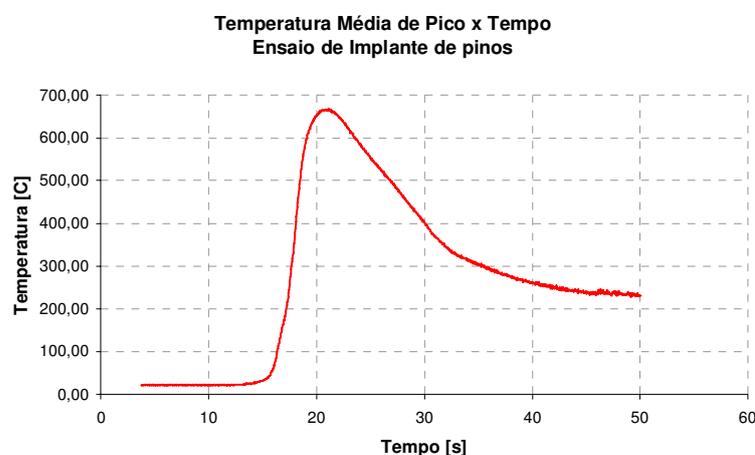


Figura 4.17 – Curva de temperatura de pico na ponta do termopar x tempo

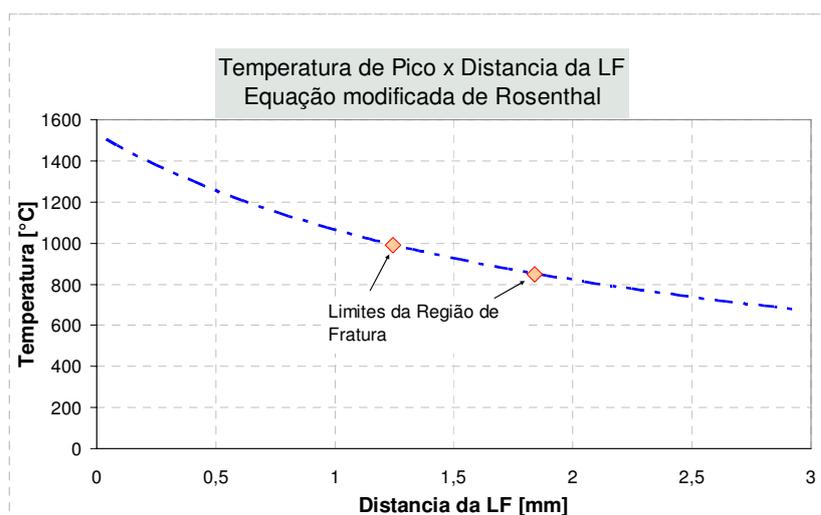
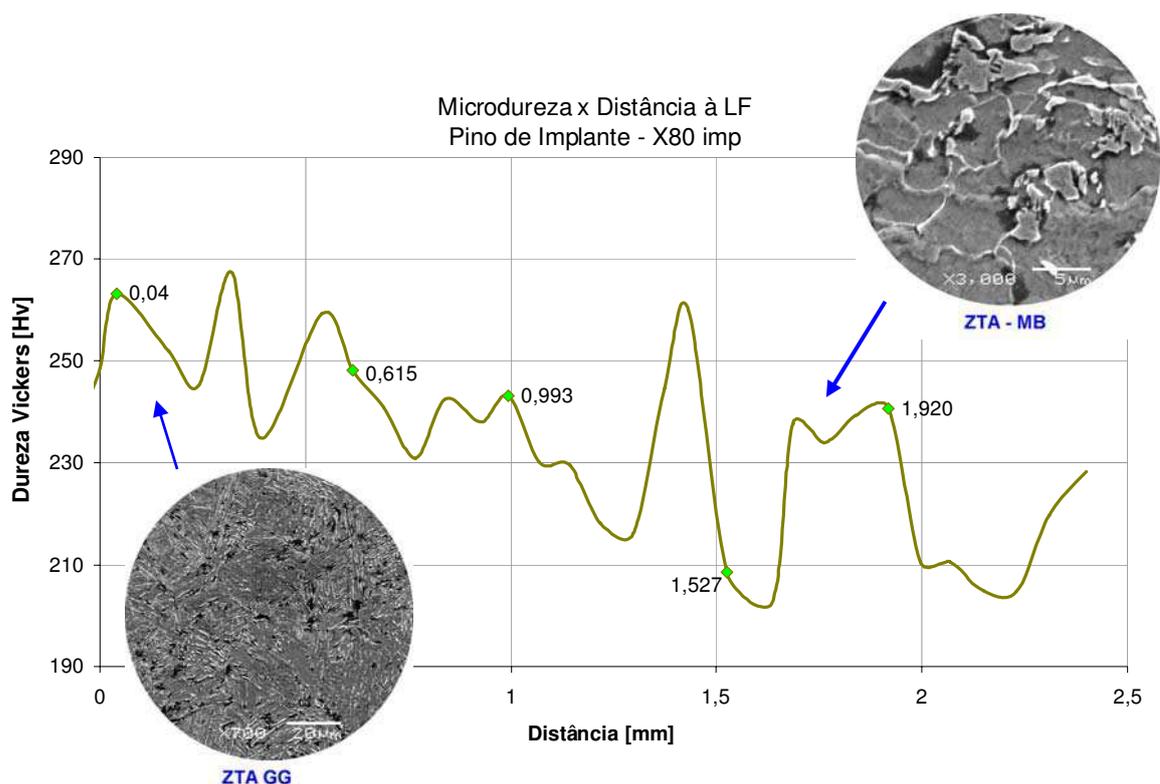


Figura 4.18 - Curva de temperatura de pico – Equação modificada de Rosenthal

O perfil de microdureza do aço bainítico, Figura 4.19 não indica a presença de martensita na ZTA, os valores encontrados também não indicam “amolecimento” da ZTA, conforme relatado por Batista e colaboradores (Batista et alli, 2002) para a soldagem do mesmo material a arco submerso.

Existe uma tendência de queda dos valores de microdureza até atingir o patamar de dureza do metal de base. Esse, por sua vez, apresenta valores compatíveis com microestrutura ferrítica-bainítica conforme os resultados de Batista (Batista et alli, 2002).

RESULTADOS

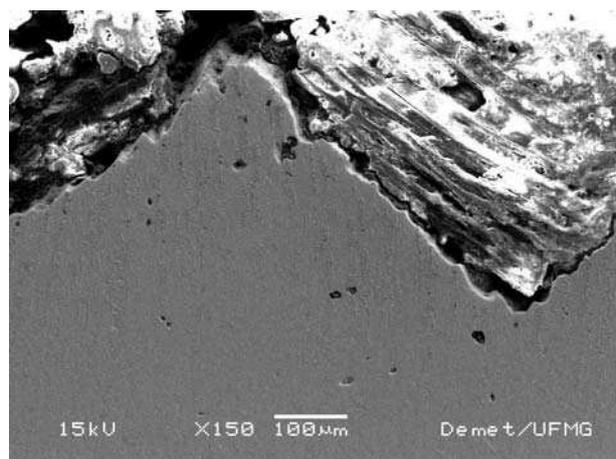


\*\*Os marcadores indicam o início das regiões da ZTA respectivamente grão grosseiro, grão fino, intercrítica, subcrítica e metal de base.

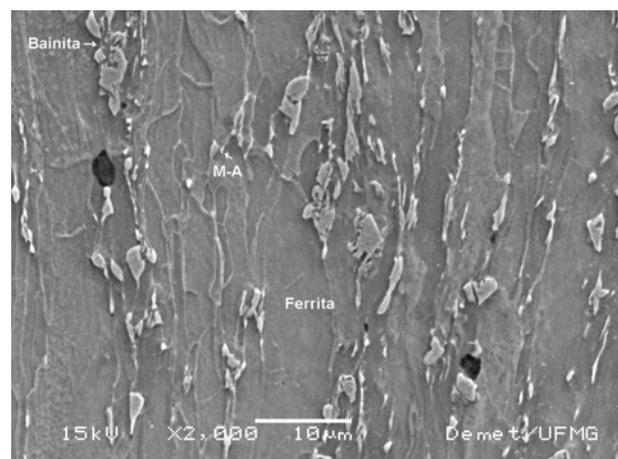
Figura 4.19 - Perfil de Microdureza do aço bainítico

O caráter anisotrópico da deformação pode ser observado na seqüência mostrada na Figura 4.20, estas imagens referem-se à análise metalográfica de um pino de aço bainítico fraturado onde pode-se observar que a largura da banda de ferrita se altera da vizinhança da fratura até o MB. As imagens de microestrutura sugerem um alinhamento das ilhas de M-A na região da fratura, possível efeito do ciclo térmico da soldagem, este fato tornaria ai a junta soldada mais frágil que o MB.

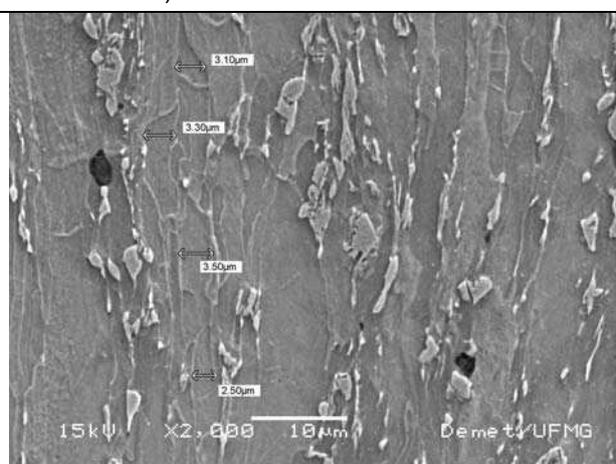
RESULTADOS



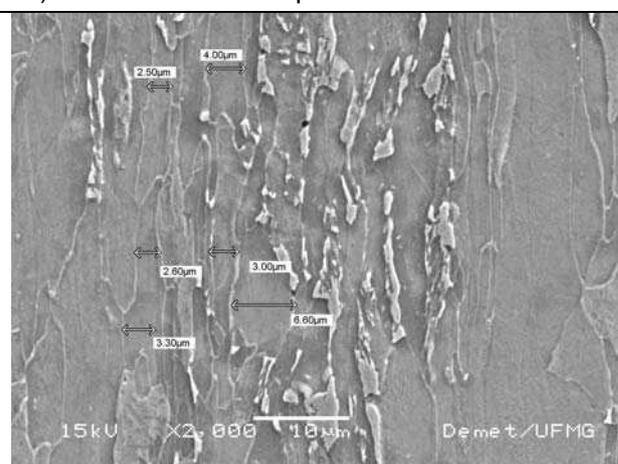
a) Ponta da fratura - 150x



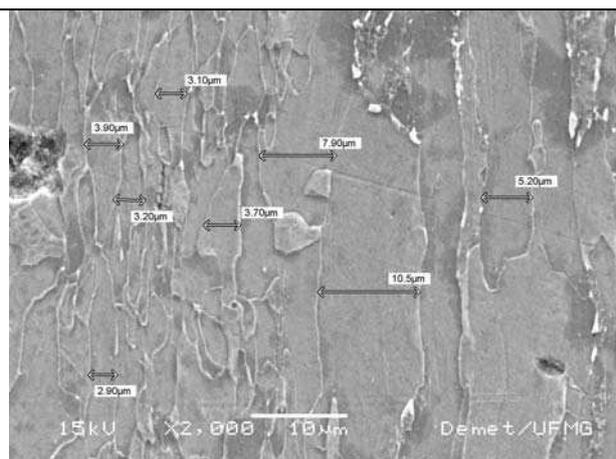
b) Microestrutura da ponta da fratura – 2000x



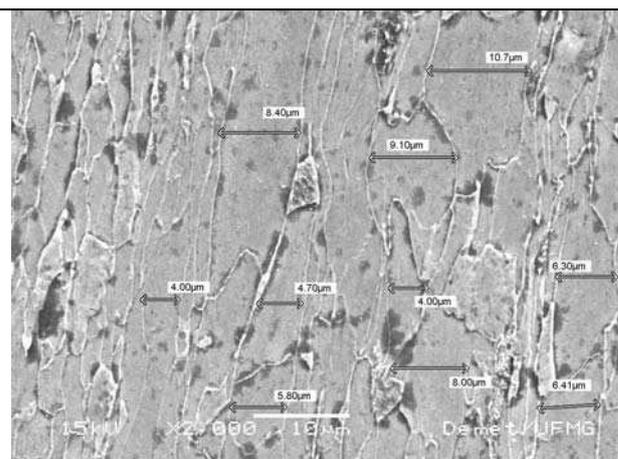
c) Microestrutura da ponta da fratura marcada– 2000x



d) Microestrutura a 1,5mm da ponta da fratura – 2000x



e) Detalhe da microestrutura a 3,0mm da ponta da fratura – 2000x



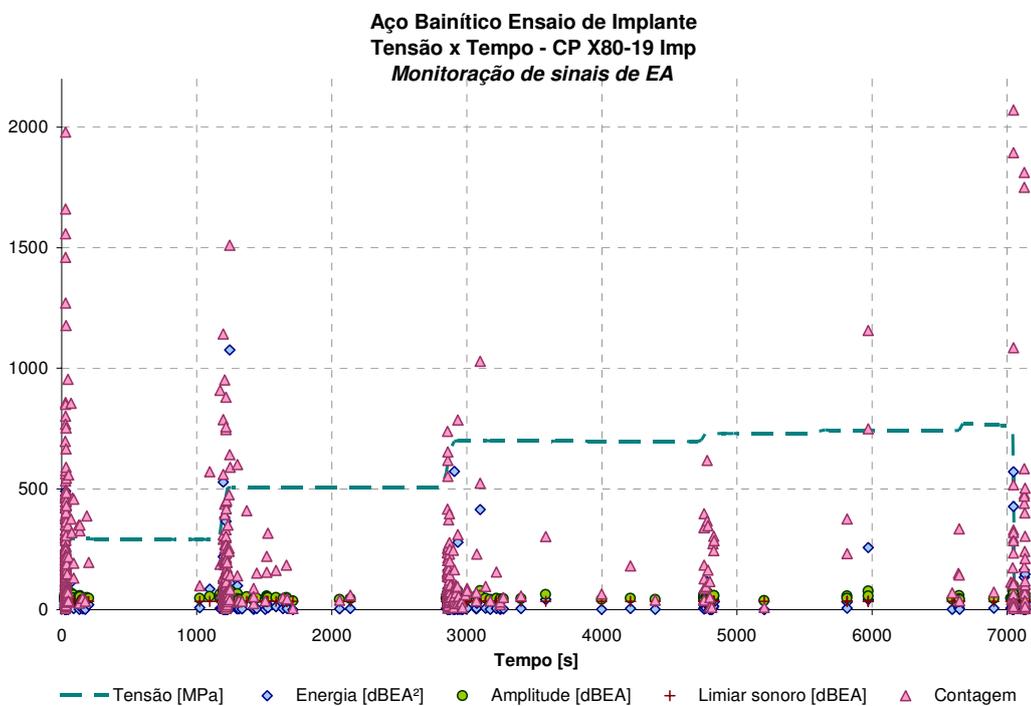
f) Microestrutura a 4,5mm da ponta da fratura, MB– 2000x

Figura 4.20 - Seqüência da microestrutura do aço bainítico da vizinhança da fratura até o MB

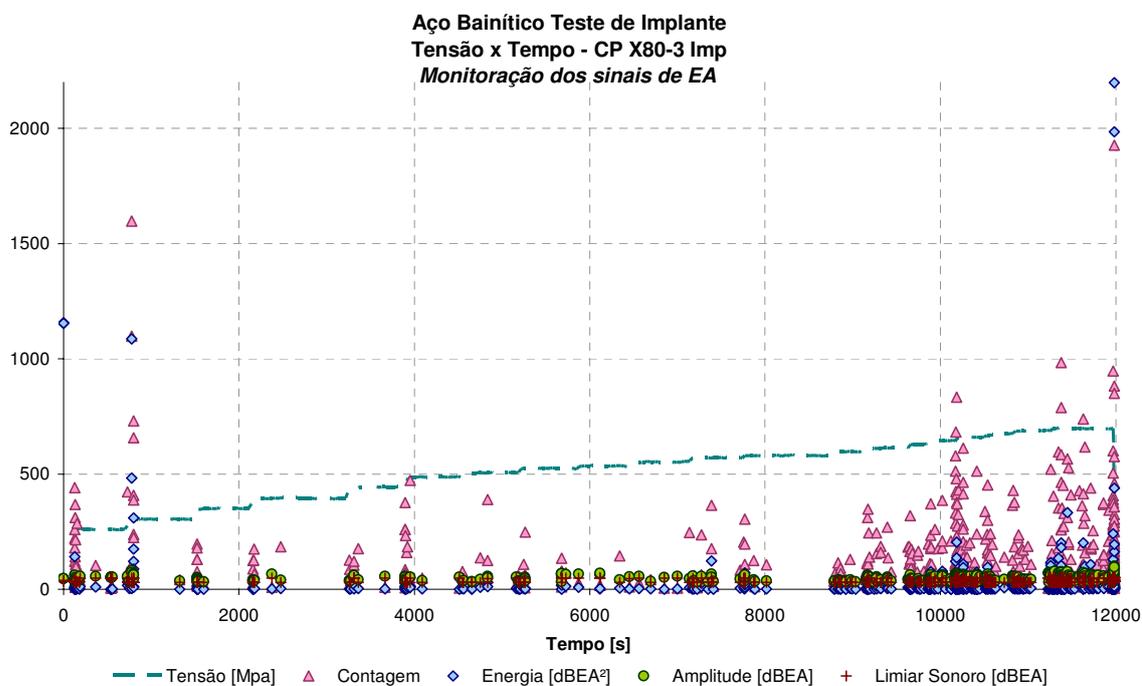
A Figura 4.21 apresenta a atividade acústica de uma amostra de cada processo de soldagem. A exemplo do que acontece na tração, os sinais de EA superpostos aos registros de tensão indicam altos níveis de atividade acústica para

RESULTADOS

valores de tensões a partir do que seria a tensão de escoamento na tração e mesmo antes deste nível. Sempre que a carga era aumentada registram-se sinais de atividade acústica indicando ativação de fontes.



a) Ensaio de implante monitorado por EA – soldagem por MC



b) Ensaio de implante monitorado por EA – soldagem por FC

Figura 4.21 – Curvas Tensão x Tempo ensaios de implante monitoradas por EA – aço bainítico

## RESULTADOS

Para possibilitar boa visualização e manter a semelhança de escalas foi cortado um pico de energia de 45810 dBEA na ruptura para o CP X80 -19 Imp e um de 56232 dBEA na ruptura do CP X80-3 Imp.

No ensaio do CP X80-3 Imp a massa inicial foi de 40kg com intervalos de 10min e . patamares crescendo de 10 em 10 kg. O CP X80 -19 Imp foi ensaiado com massa inicial de 46kg com intervalos de 20 min e crescendo para 96, 140 e 150kg. Vale lembrar que os pesos eram depositados na bandeja da máquina localizada na extremidade do braço de alavanca que puxa o pino preso à extremidade oposta.

Apesar das diferenças de processos de carregamento e soldagem, os registros de EA apresentam aspecto semelhante para as diversas amostras ensaiadas com acúmulo de sinais próximo aos momentos de carregamento, por isto é apresentado o detalhamento de apenas uma amostra.

Na Figura 4.22 observa-se, para o parâmetro energia, a inversão de comportamento em relação aos ensaios de tração. O aço bainítico atingiu o valor de energia superior a  $1.000\text{dB}^2$  no segundo patamar de carregamento ( $\sim 310\text{MPa}$ ) que pelo Critério BRASITEST é classificado como fonte tipo “B” que requer inspeção por outro método de ensaio não destrutivo. Destaca-se, no entanto, que apesar dos corpos-de-prova terem sido solicitados até a ruptura, não houve sinal de energia para classificá-los com fonte tipo “A”, que indica estado de comprometimento estrutural pelo Critério BRASITEST.

O comportamento do limiar sonoro (“threshold”) do canal 1 se manteve no patamar superior e do canal 2 se manteve no patamar inferior durante todo o ensaio, o que demonstra que a região ativa estava próxima ao entalhe e os mecanismos de atenuação presentes neste material impediram os sinais de chegarem ao canal 2. Nos gráficos de amplitude o limiar sonoro apresenta uma divisão para os sinais de amplitude detectado pelos dois canais, o canal 2, com limiar sonoro mais baixo, percebe os fenômenos até 55dB e o canal 1, com limiar sonoro mais alto, percebe os sinais acima deste valor.

Observa-se nos gráficos amplitude x contagem que, a exemplo dos resultados apresentados no ensaio de tração, o aço bainítico apresenta poucos sinais com características frágeis, acima de 70dBEA, com valores de contagem altos.

RESULTADOS

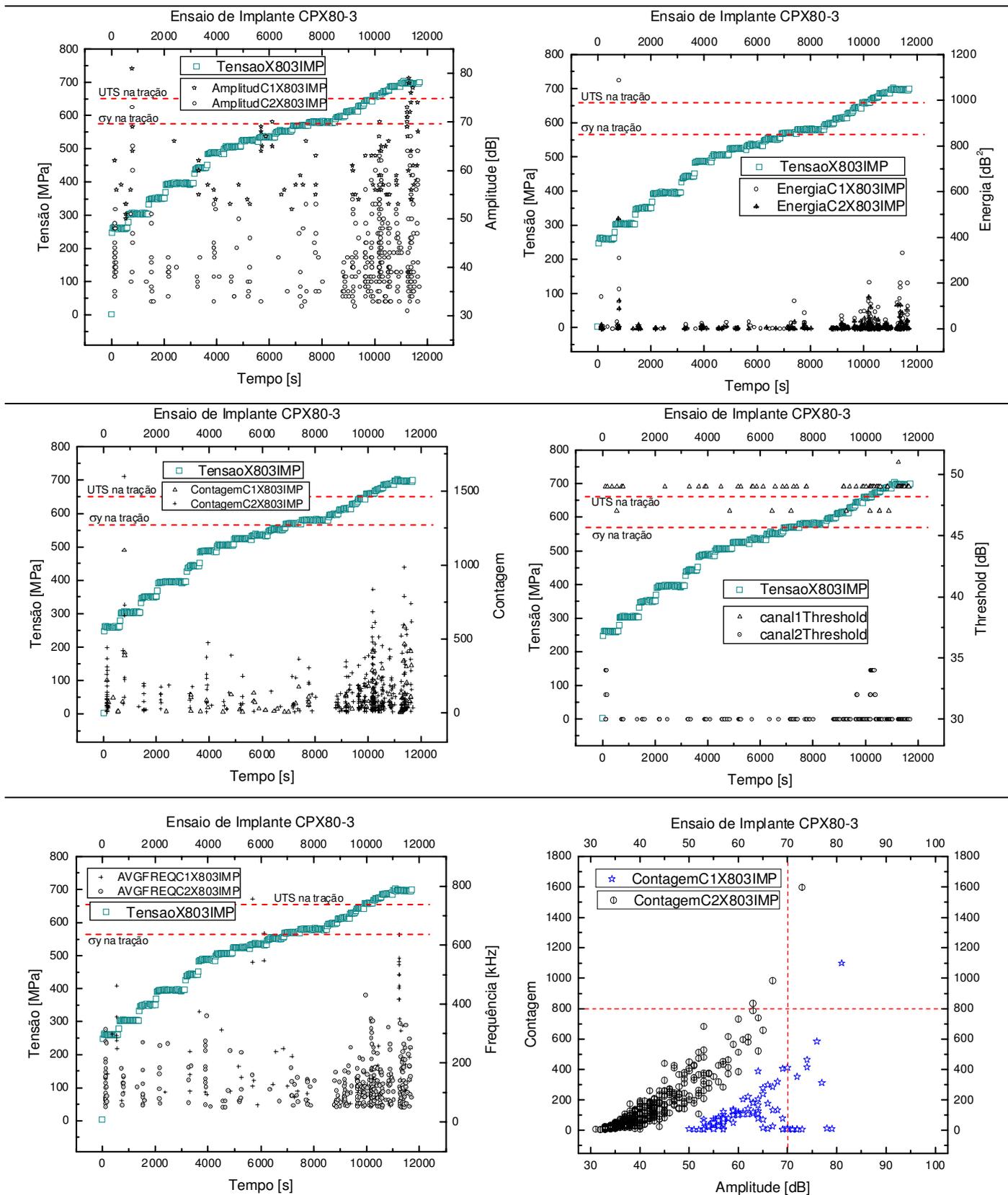


Figura 4.22 - Comportamento dos sinais de EA parâmetros amplitude, energia, contagem, limiar sonoro (“threshold”), frequência média (“AVGFREQ”) e amplitude x contagem para o aço bainítico durante o ensaio de implante.

## 4.2 - Aço Perlítico – U70

### 4.2.1 - Observação da Junta Soldada –U70

A macrografia de parte de uma junta soldada do aço perlítico é apresentada na Figura 4.23 onde pode ser vista a ZTA



Figura 4.23 - Montagem de macrografias da junta soldada do aço perlítico - 15x de aumento

As microestruturas de diversas regiões da ZTA até o MB são apresentadas a seguir. A vizinhança da LF mostra bainita ferrita poligonal e um pouco de martensita revenida, Figura 4.24a. A Figura 4.24b apresenta microconstituintes similares aos anteriores mas degradados e de dimensões menores. As imagens em Figura 4.24c e d mostram um pouco de bainita em *c* e perlita degradada em *d*.

RESULTADOS

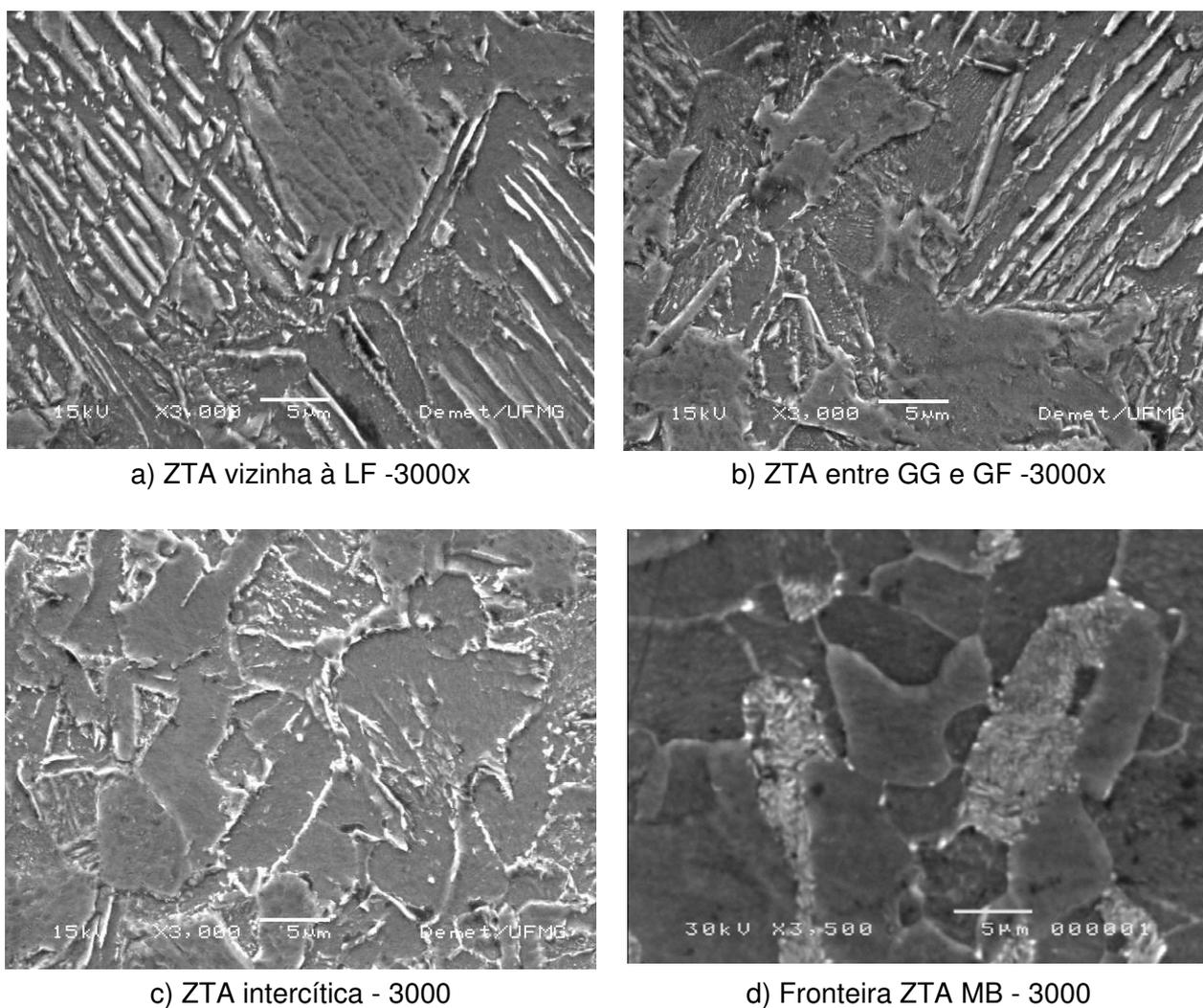


Figura 4.24 - Microestruturas típicas da ZTA de junta soldada multipasse da ZTA intercítica ao limite ZTA/MB - do aço U70

#### 4.2.2 - Ensaio de Tração – U70

A Figura 4. apresenta as curvas Tensão x Deformação para as amostras do aço perlítico U70

RESULTADOS

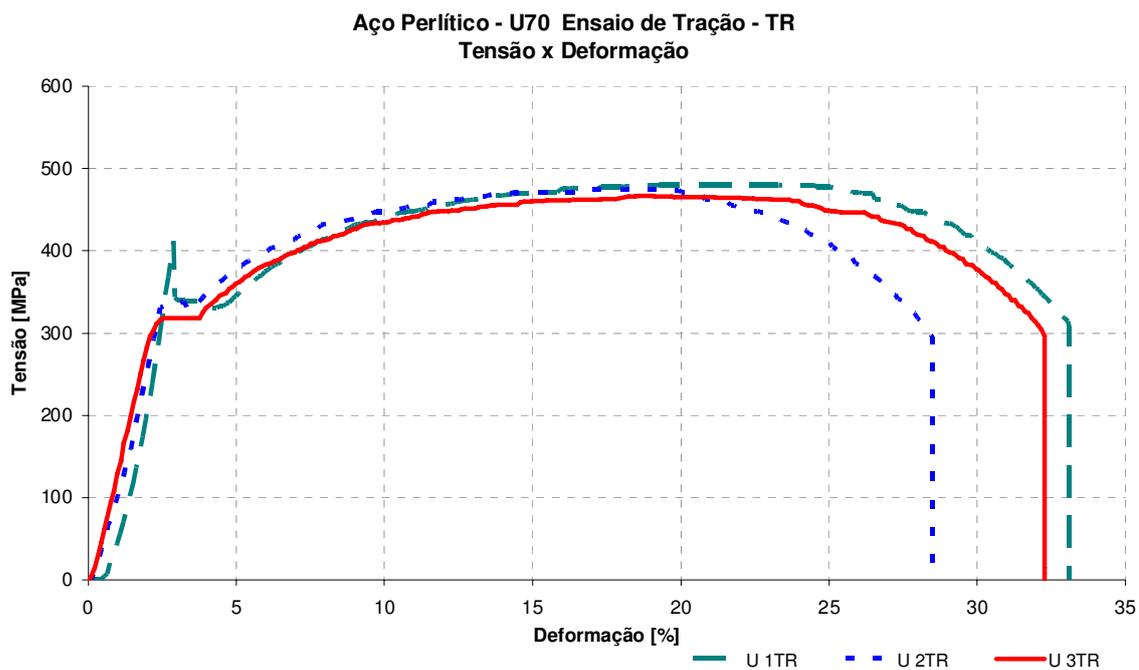


Figura 4.25 - Curvas Tensão x Deformação para as amostras do aço perlítico

A Tabela 4.3 apresenta os valores médios da tensão de escoamento, limite de resistência, tensão de ruptura, alongamento e redução de área.

Tabela 4.3 - Valores Médios das Propriedades Mecânicas à Tração –U70

	$\sigma_y$ [MPa]	UTS[MPa]	$\sigma_r$ [MPa]	** $\Delta L$ [%]	*RA[%]
<b>Perlítico (U70)</b>	356	474	296.3	31	64

$$* RA[\%] = \left( \frac{A_f - A_0}{A_0} \right) 100 \text{ onde } A_f = \frac{\pi(D_1 D_2)}{4}; \text{ ** } L_0 = 30\text{mm}$$

Os corpos de prova de tração fraturados são apresentados na Figura 4.26 e as faces de fratura na Figura 4..

## RESULTADOS



Figura 4.26 - CPs de tração fraturados – U70



Figura 4.27 - Fotos das superfícies de fratura dos cps de tração – U70

As faces de fratura são similares entre si e diferentes do aço bainítico por não apresentarem superfícies de fratura elípticas com assimetria de diâmetros da ordem de 3,5%.

Devido à semelhança, apenas uma amostra foi analisada por microscopia eletrônica com imagens mostradas na Figura 4.28

RESULTADOS

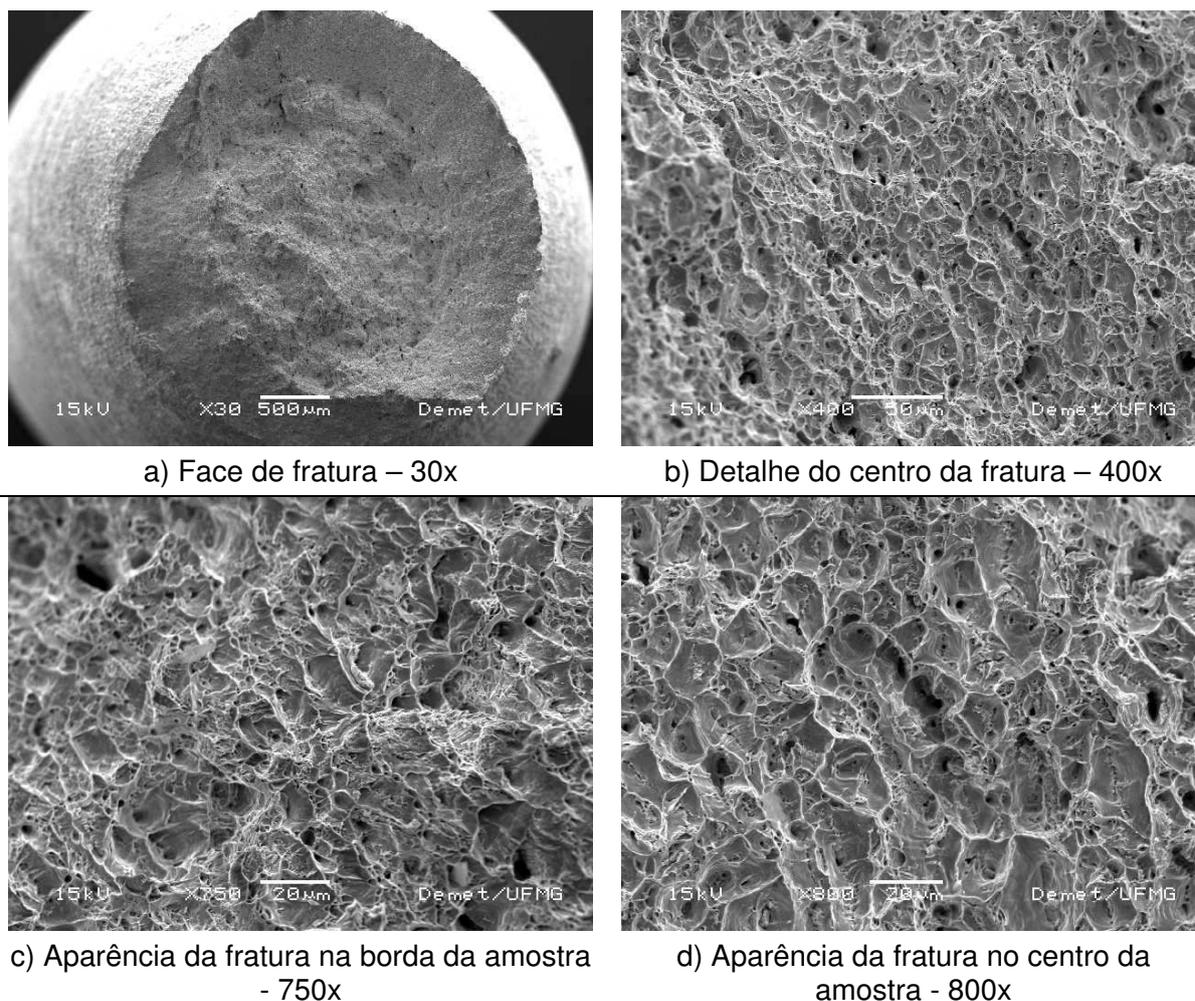
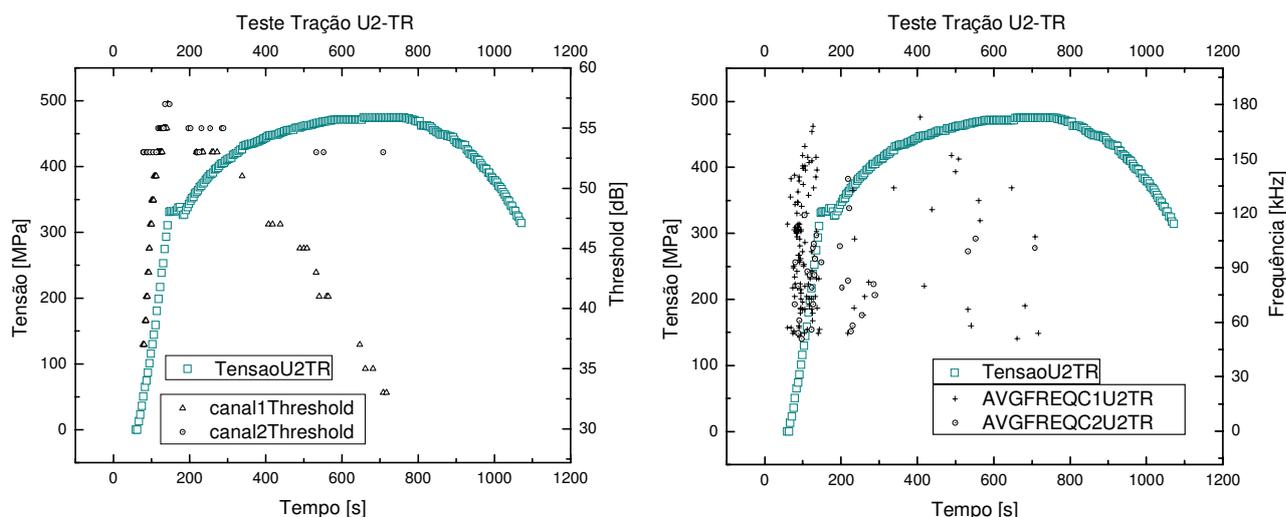


Figura 4.17 - Imagens de fratura do cp U2-Tr por MEV

A semelhança de comportamento à tração acontece também nos resultados de EA o que nos leva a apresentar aqui, em detalhes, apenas os resultados do cp U2-Tr. Os parâmetros escolhidos para apresentação do ensaio por EA são: amplitude, energia, contagem, limiar sonoro e frequência.

Na Figura 4.9 apresentam-se os gráficos referentes aos parâmetros limiar sonoro (threshold) e frequência média (AVGFREQ) durante o ensaio de tração para o cp U2-Tr. Observa-se que a maior concentração de sinais está localizada na região elástica, próximo aos limites de escoamento para o material. Devido a este fato o limiar sonoro, ou seja o limite de audição do sensor, foi aumentando, se ajustando até que o material atingisse o patamar de escoamento macroscópico. A partir daí observa-se ajuste para menores valores até o patamar inicial do ensaio.

RESULTADOS



a) Limiar sonoro (“threshold”)

b) Frequência média (“AVGFREQ”)

Figura 4.29 - Comportamento dos sinais de emissão acústica parâmetros limiar sonoro (“threshold”) e frequência média (“AVGFREQ”) para o aço perlítico (U70) durante o ensaio de tração.

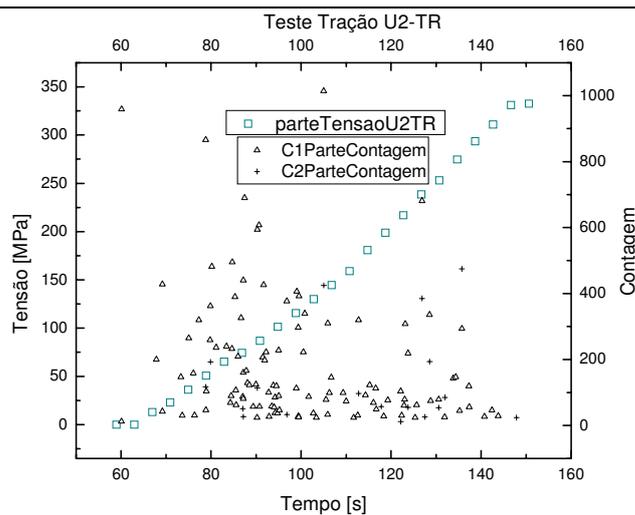
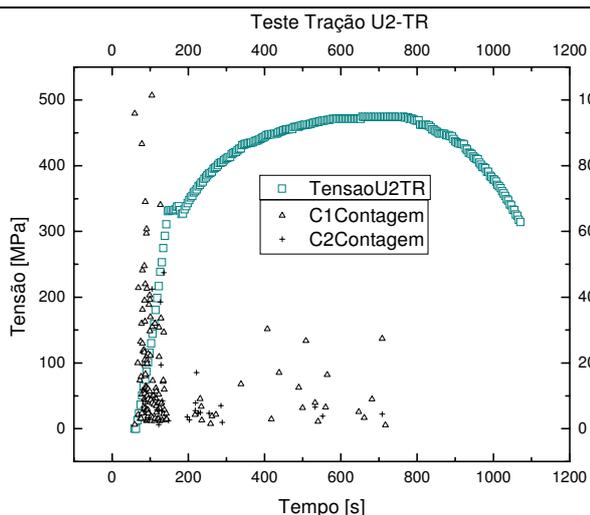
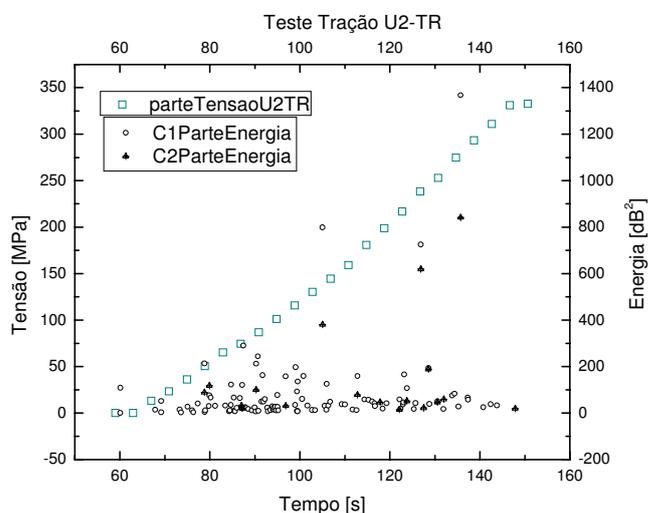
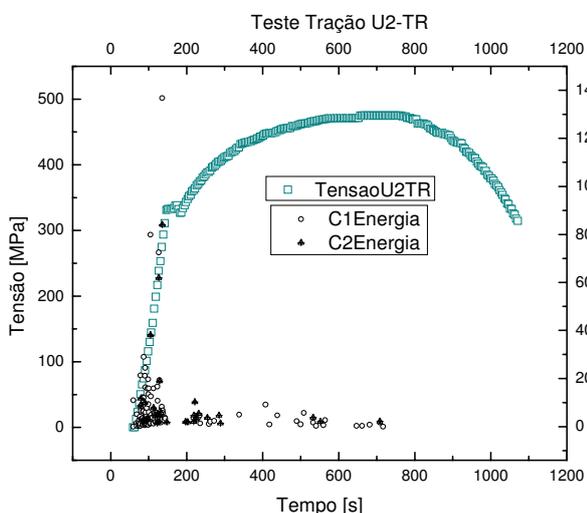
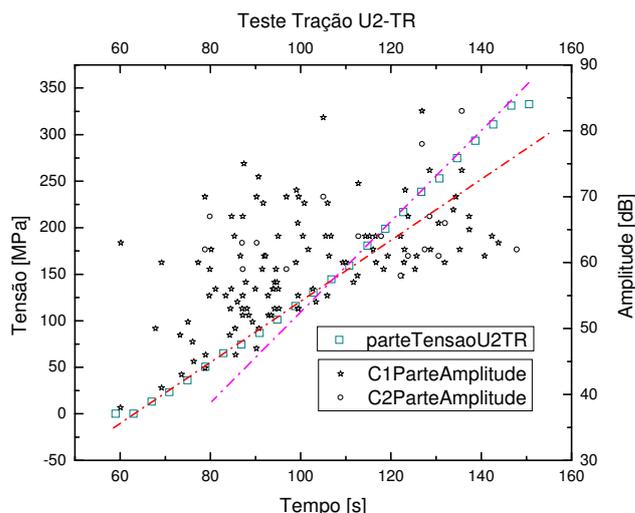
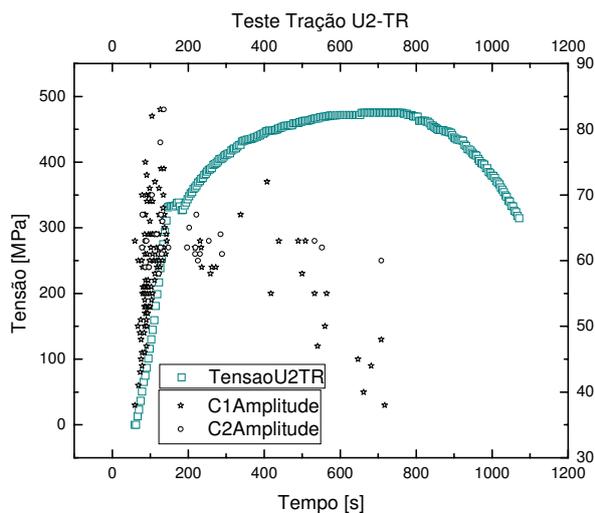
A Figura 4. apresenta os resultados obtidos por EA, durante o ensaio de tração para o aço perlítico. Expandida a curva tensão x deformação na região elástica observa-se mudança na inclinação próxima à tensão de 160MPa que corresponde a aproximadamente 45% da tensão de escoamento.

No gráfico de amplitude da Figura 4., observa-se que a intensidade dos sinais aumentam até o ponto onde ocorre a mudança da inclinação da curva expandida, que corresponde ao máximo sinal de amplitude deste conjunto de sinais, decrescem e depois crescem novamente com a tensão até próximo ao escoamento macroscópico, a partir daí a intensidade dos sinais de amplitude diminuem até a ruptura. O aço perlítico apresenta muitos sinais de amplitude com valores superiores a 70 dBEA indicando atividade de mecanismos mais frágeis.

Na mesma figura, o parâmetro energia, mostra um pico de valor superior a  $1.000\text{dB}^2$  foi alcançado muito próximo ao limite de escoamento macroscópico do material, sinal registrado pelo sensor que estava próximo ao local da fratura (canal 1).

O comportamento do parâmetro contagem, o último mostrado na figura, é similar aos outros com alta atividade acústica antes do escoamento.

RESULTADOS



a) Curvas completas

b) Expansões do trecho elástico

Figura 4.30 - Comportamento dos sinais de EA durante o ensaio de tração, parâmetros amplitude, contagem, energia para o aço perlítico (cp U2-Tr).

A Figura 4. apresenta os resultados de contagem x amplitude para este aço. Observa-se a presença de vários sinais com valores de amplitude acima de

## RESULTADOS

70dB EA, embora apenas um com valor alto de contagem indicando um comportamento mais frágil que o do aço bainítico. Apesar da fratura ter acontecido próximo ao canal 2, o canal 1 registrou uma atividade acústica maior provavelmente indicando que as frentes de fratura se originaram em sua vizinhança e caminharam até a região da falha final.

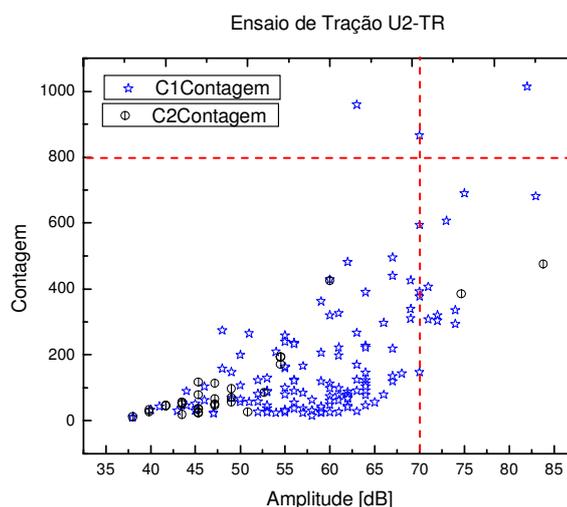


Figura 4.31 - Comportamento dos sinais de EA Contagem x Amplitude para o aço perlítico (U70) durante o ensaio de tração

### 4.2.3 - Ensaio de Implante – U70

Os Ensaios de Implante apresentam curvas de carregamento como os exemplos apresentados na Figura 4. de uma amostra para cada processo de soldagem. A Tabela 4.4 mostra que os valores médios dos conjuntos de dados para os dois processos são semelhantes.

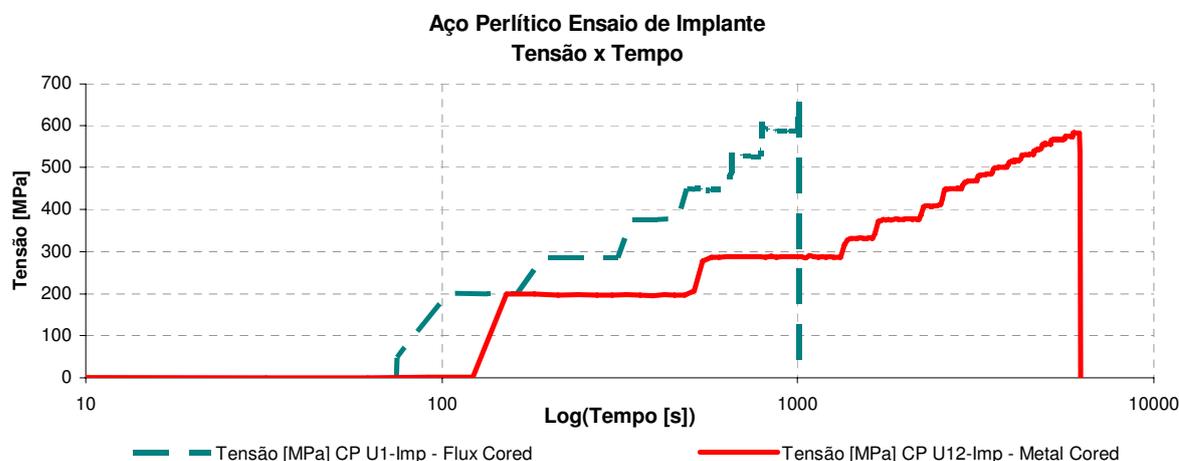


Figura 4.32 - Curvas Tensão x Tempo no ensaio de implante – aço perlítico

RESULTADOS

Tabela 4.4 - Valores médios de Tensão Máxima no Implante – aço perlítico

Processo de Soldagem	Tensão Máxima Média	Desvio Padrão
Arame Tubular com núcleo metálico- MC	636,40 MPa	33,73 MPa
Arame Tubular com núcleo não metálico- FC	625,86 MPa	41,62 MPa

Fotos de alguns CPs fraturados são apresentadas nas Figura 4. e Figura 4.. Observa-se que as fraturas ocorreram na mesma posição relativa da ZTA, mesmo fio da rosca do aço bainítico, são de aparências similares e não apresentaram superfícies de fratura de forma elíptica, com diferença entre o diâmetro maior e o menor da ordem de 2,8%. Apresentam uma redução de área média de 33,6%.



a) CP U-12 Imp lateral – 15x



b) CP U-12 Imp secção reta – 20x



a) CP U-11 Imp lateral – 15x



b) CP U-11 Imp secção reta – 20x

Figura 4.33- Fotos de CPs de fraturados em ensaio de implante – soldagem MC



a) CP U-07 Imp lateral – 20x



b) CP U-07 Imp secção reta – 25x



c) CP U-05 Imp lateral – 22x



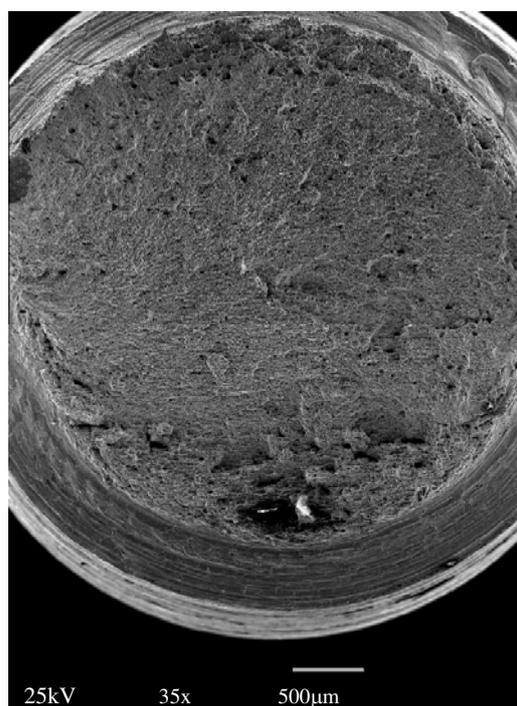
d) CP U-05 Imp secção reta – 20x

Figura 4.34 - Fotos de CPs de aço bainítico fraturados em ensaio de implante – soldagem FC

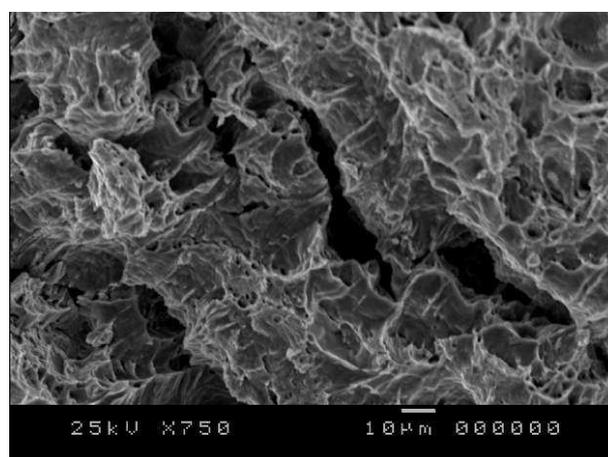
RESULTADOS

A exemplo do que acontece com o aço bainítico, a semelhança entre as fraturas de amostras dos dois processos permite as análises por MEV sem distinção de processo de soldagem.

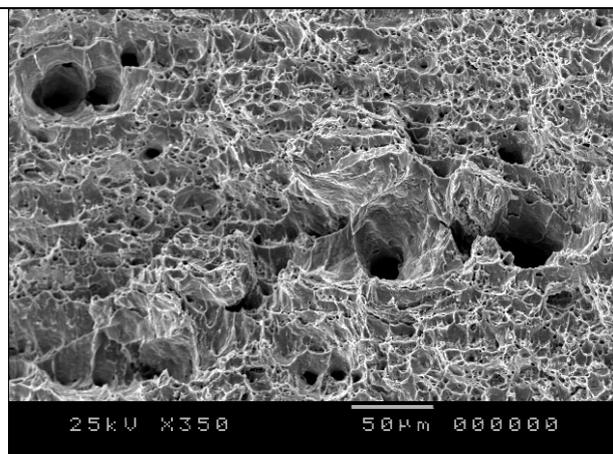
A Figura 4. apresenta imagens de fratura típica de pinos de implante do aço perlítico, têm aparência dúctil ocorrendo por mecanismo de coalescimento de vazios (dimples); característica bem vista nas Figura 4.b e Figura 4.c



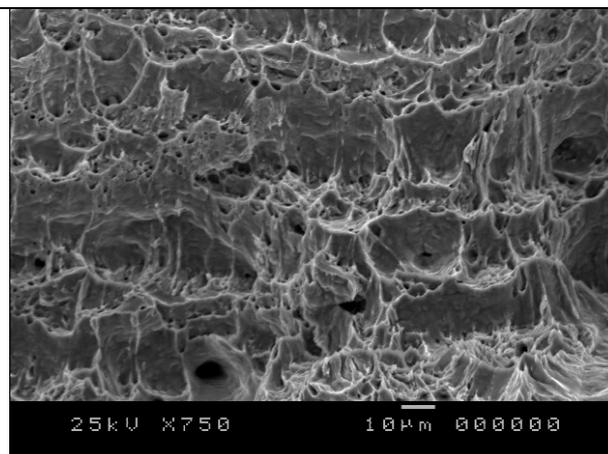
a) Superfície de fratura - 35x



b) Borda da superfície de fratura - 750x



c) Centro da superfície de fratura - 350x



d) Centro da superfície de fratura - 750x

Figura 4.35 - Imagens típicas da fratura de um pino de implante de aço perlítico

## RESULTADOS

A macrografia e as micrografias da solda dos aços perlíticos são apresentadas na Figura 4.. Comparando-as com o perfil dos pinos fraturados, verifica-se que as fraturas ocorrem entre o último e o penúltimo entalhes (fios da rosca). Considerando o centro da superfície de fratura, esta ocorre entre o metal de base e a região de esferoidização da ZTA, região descrita por Liu et al, (1992) como aquela que atinge temperaturas de pico da ordem de 923K (650°C), o que conferem com a temperatura média para esta região obtida no levantamento do ciclo térmico. As micrografias mostram uma microestrutura como a descrita acima, entre o fim da área de esferoidização e o metal de base original.

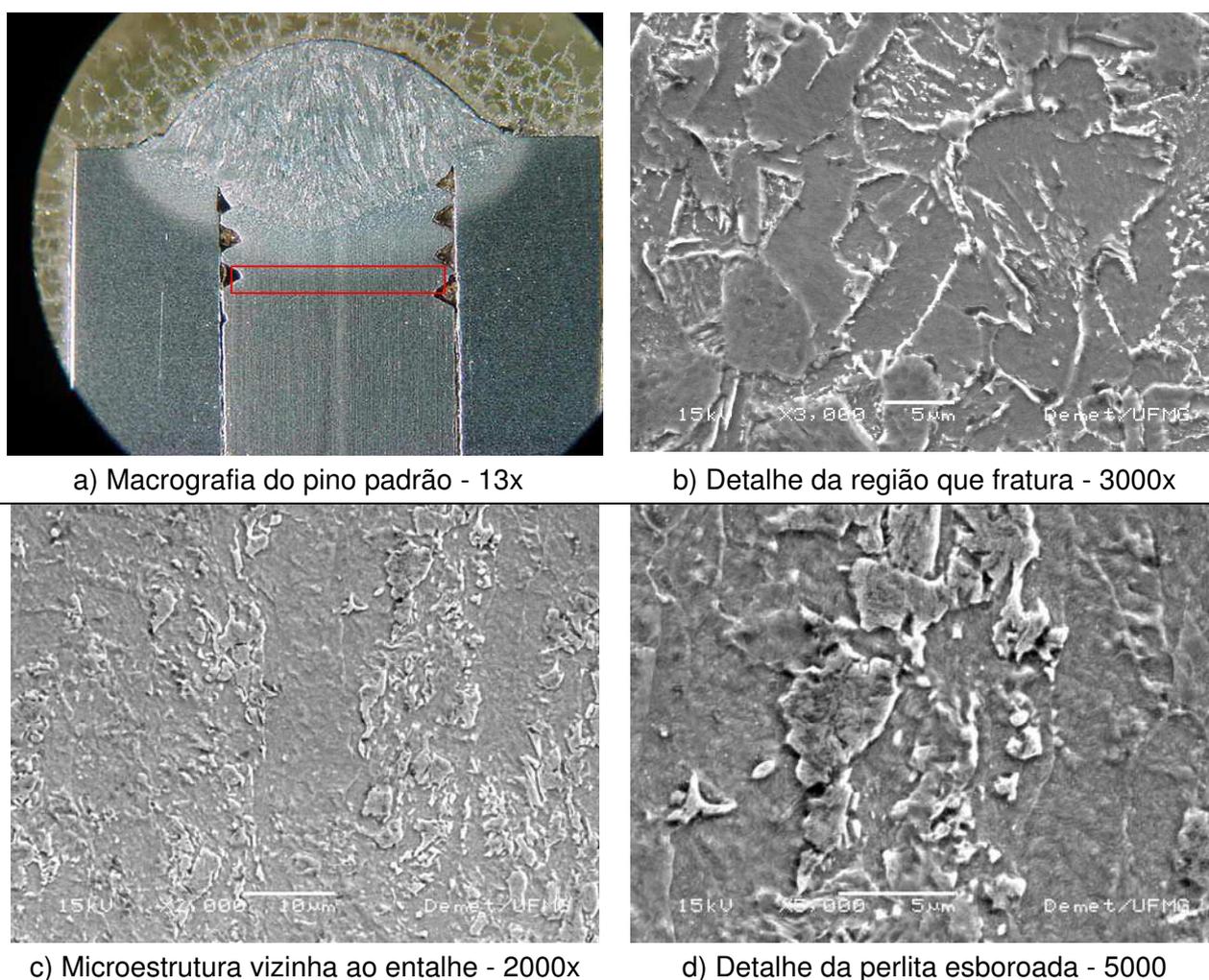


Figura 4.36 - Macrografia típica e detalhes da microestrutura das soldas de pinos de implante perlíticos

O perfil de microdureza do aço perlítico, Figura 4. apresenta valores inferiores aos comuns para martensita (300Hv), com uma tendência de queda até os valores característicos do metal de base. A presença de valores baixos de microdureza indica

RESULTADOS

indentações em ferrita primária, que nas regiões intercrítica e subcrítica foram recuperadas pelo ciclo térmico. Os valores mais elevados indicam indentações em áreas de perlita esboroadada. Comportamento também verificado no metal de base, embora os valores de microdureza para as estrias de ferrita sejam superiores devido ao encruamento do processo de laminação.

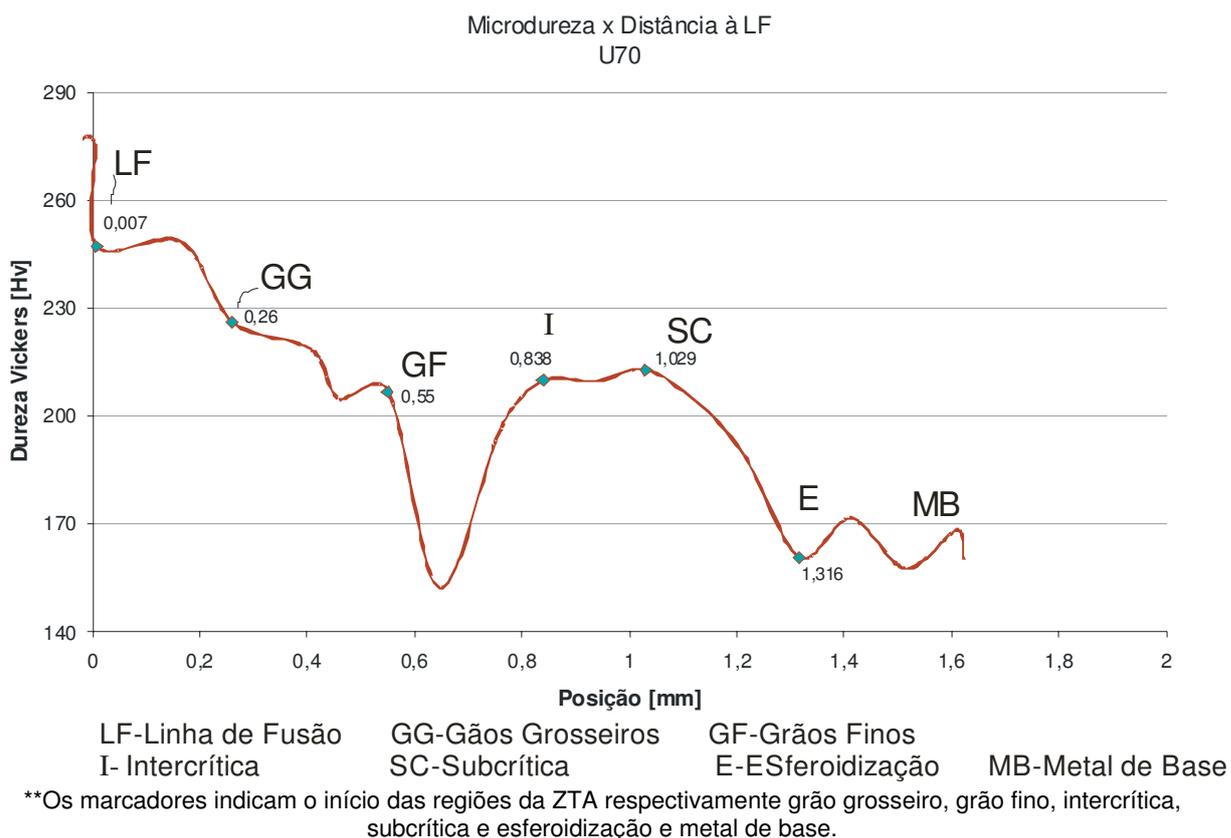


Figura 4.18 – Perfil de microdureza do pino de aço perlítico

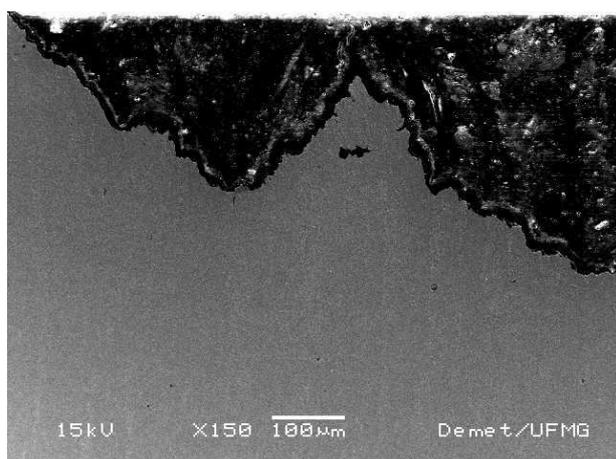
A junta soldada do aço perlítico não apresenta anisotropia de comportamento tão acentuada como o aço bainítico conforme a seqüência mostrada na Figura 4.. Na região da fratura os pinos de aço perlítico apresentam uma microestrutura de “perlita esboroadada”. O ciclo térmico da soldagem propiciaria nesta região, onde as temperaturas estão abaixo de 1023K (700°C), a degradação parcial das lamelas de cementita da perlita. A estrutura lamelar da perlita se fragmenta tomando a forma de perlita esboroadada. Este processo é similar aos de esferoidização que acontecem em aços com teores de carbono próximos ao eutetoide aquecidos a temperaturas logo abaixo de  $A_1$ , onde a diminuição de área interfacial ferrita-cementita de lamelas para esferóides propicia a redução de energia livre (Honeycomb, 1982). As bandas de

## RESULTADOS

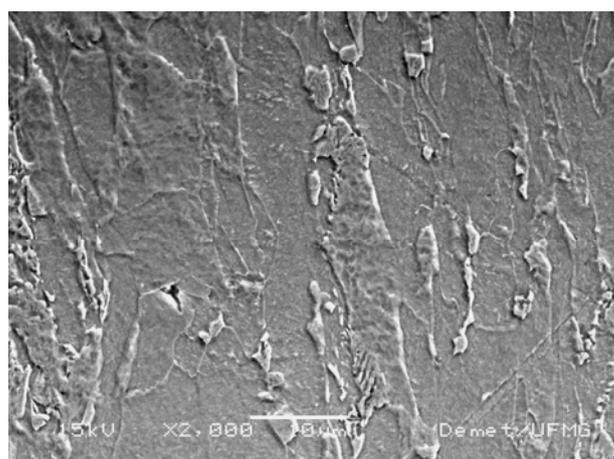
perlita têm composição eutetoide localizada, logo é possível que nesta região aconteça um processo de dissolução da perlita com tendência à formação de estrutura esferoidizada. As imagens *a*, *b* e *c* foram feitas em um MEV JEOL JSM 6360 usando ataque de Nital 1% por tempos variando entre 15 e 60s e as imagens *d*, *e* e *f* em um MEV JEOL JSM 5310 usando ataque de Nital a 2% em intervalos de tempo de 10 a 20s. A diferença nos ataques se deveu a diferença de resolução dos microscópios, o MEV JEOL JSM 5310 exigiu um relevo mais acentuado, fruto de um ataque mais forte, para permitir a observação dos microconstituintes.

A **Erro! Fonte de referência não encontrada.** apresenta a atividade acústica de uma amostra de cada processo de soldagem. A exemplo do que acontece na tração, os sinais de EA superpostos aos registros de tensão indicam altos níveis de atividade acústica para valores de tensões a partir do que seria a tensão de escoamento na tração e mesmo antes deste nível.

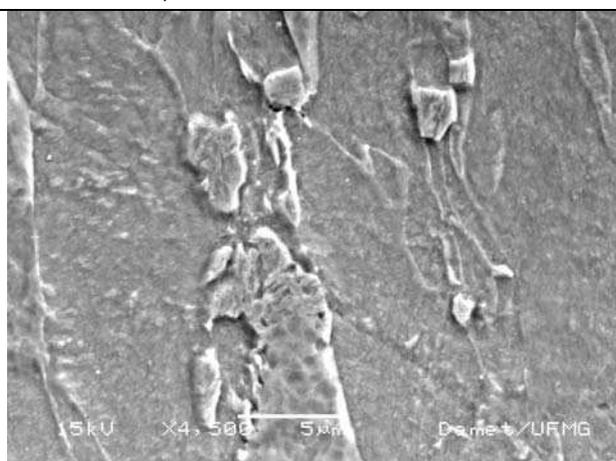
RESULTADOS



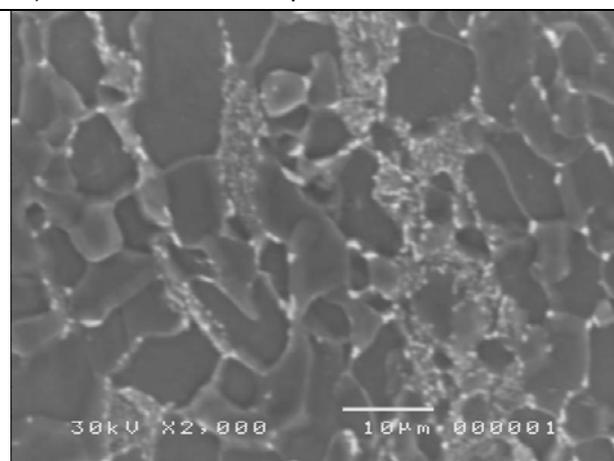
a) Ponta da fratura - 150x



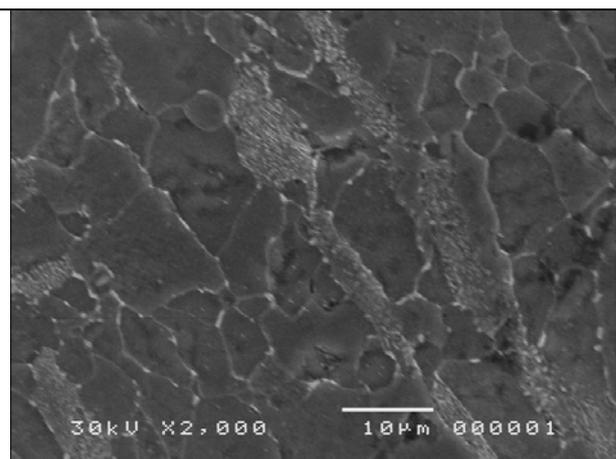
b) Microestrutura da ponta da fratura – 2000x



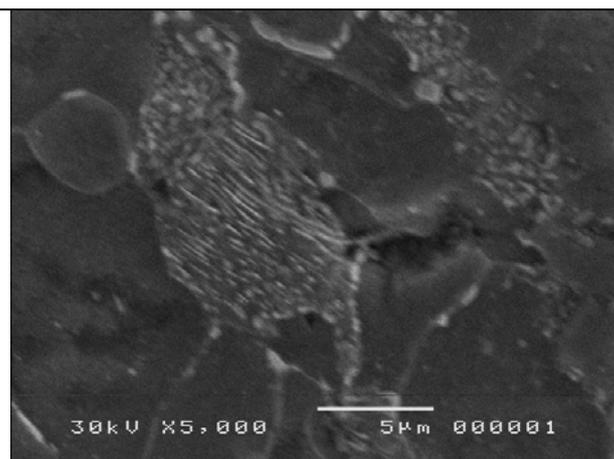
c) Detalhe da perlita esboroada na ponta da fratura – 5000x



d) Microestrutura a 1,5mm da ponta da fratura – 2000x



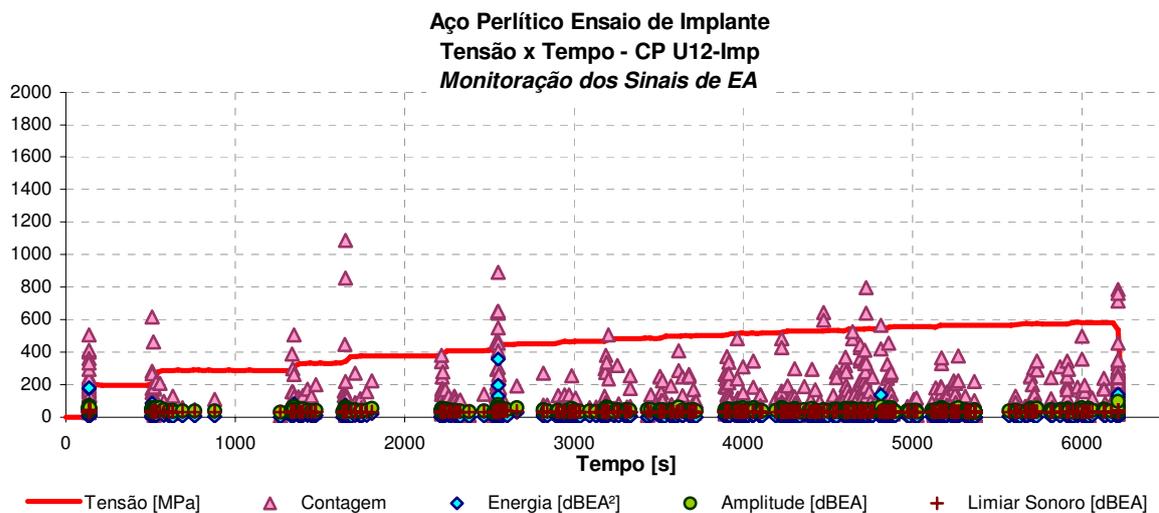
e) Microestrutura a 3,0mm da ponta da fratura – 2000x



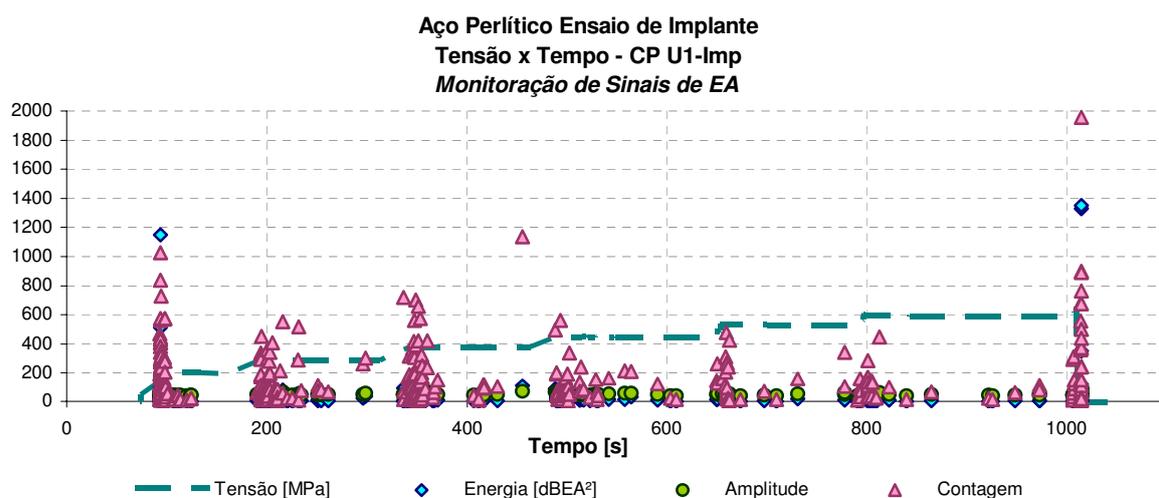
f) Detalhe da perlita a 3,0mm da ponta da fratura, – 5000x

Figura 4.19 - Seqüência da microestrutura do aço perlítico da vizinhança da fratura até o MB

RESULTADOS



a) Ensaio de implante monitorado por EA – soldagem por MC



b) Ensaio de implante monitorado por EA – soldagem por FC

Figura 4.20 - Curvas Tensão x Tempo ensaios de implante monitoradas por EA – aço perlítico

Para possibilitar boa visualização e manter a semelhança de escalas foram cortados: um pico de contagem de 4349 na ruptura para o CP U-12 Imp; um de energia de 6054 dBEA<sup>2</sup> e um de contagem de 5017 na ruptura para o CPU1- Imp.

No ensaio do CP U1-Imp a massa inicial foi de 20kg com intervalos de 2min e patamares crescendo de 20 em 20 kg. O CP U12-Imp foi ensaiado com massa inicial de 20kg com intervalos de 5 min e patamares de massa de 10kg até 90kg e de 5kg até a ruptura em 140kg.

## RESULTADOS

Os registros de EA apresentam aspecto semelhante para as diversas amostras apesar das diferenças de processos de carregamento e soldagem, por isto é apresentado o detalhamento de apenas uma amostra.

A Figura 4. mostra os sinais obtidos por emissão acústica no ensaio de implante indicando altos níveis de atividade acústica para valores de tensões a partir do que seria a tensão de escoamento na tração e níveis menores antes deste nível de tensão.

O aço perlítico alcançou o valor máximo de energia de aproximadamente  $350\text{dB}^2$  que pelo Critério BRASITEST é classificado como fonte tipo “D”, irrelevante sem risco estrutural.

Nos gráficos amplitude x contagem, a exemplo dos resultados apresentados no ensaio de tração, o aço perlítico apresenta poucos sinais com características frágeis, acima de  $70\text{dBEA}$ , com valores de contagem altos. O perfil deste gráfico atesta o observado nas imagens de microestrutura e nas de fraturas dos pinos de implante, onde o aço perlítico apresenta comportamento mais dúctil, com mais rasgamentos e menos separações, que o aço bainítico.

RESULTADOS

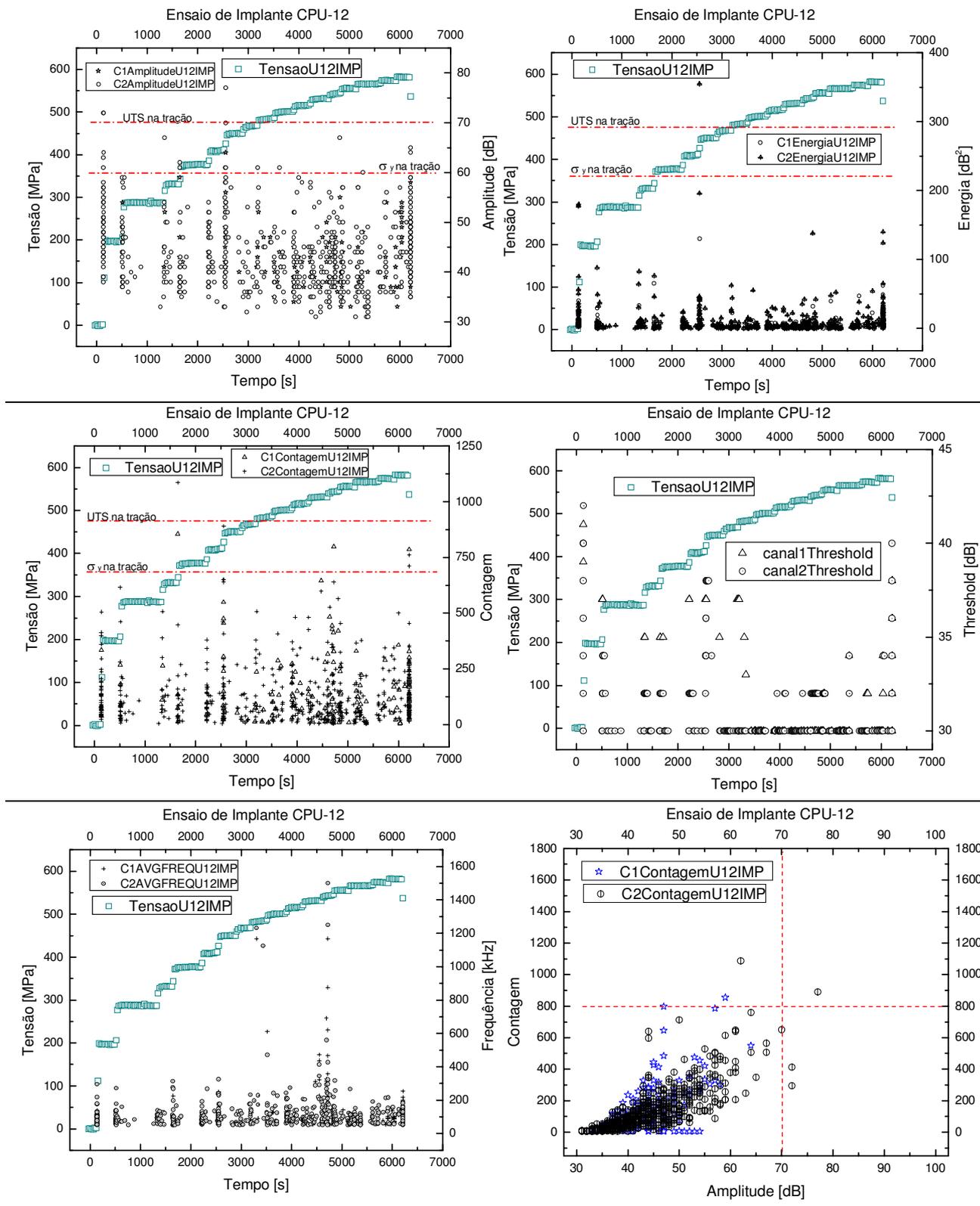


Figura 4.40 - Comportamento dos sinais de EA parâmetros amplitude, energia, contagem, limiar sonoro ("threshold"), frequência média ("AVGFREQ") e amplitude x contagem para aço perlitico durante o ensaio de implante.

## 5 - DISCUSSÃO

### 5.1 - Aço Bainítico

#### 5.1.1 - Características Iniciais – X80

Conforme apresentado na Figura 3.1 o metal de base apresenta estrutura bandeada com aproximadamente 8% de M-A, 12% de bainita e 80% de ferrita poligonal.

No ensaio de microdureza como as impressões são pequenas, o valor da dureza pode representar apenas um dos microconstituintes presentes ou apenas uma banda, daí a grande variação de valores mostrada na Figura 4.2. Os valores encontrados para a microdureza da junta soldada, não indicam a presença de martensita na ZTA atingindo um máximo de aproximadamente 260HV.

Os dois pontos adjacentes à linha de fusão na Figura 4.2 estão na região de grãos grosseiros e abrigam um misto de bainita+bainita globular+ferrita poligonal em proporções variadas. O fato das impressões nesta região poderem atingir apenas um microconstituente devido a seu tamanho ampara a variação de medidas.

A ZTA de grãos finos abrange os pontos seguintes até o ponto anterior ao limite do metal de base. As microestruturas encontradas incluem diversas proporções de bainita globular+agregado ferrita-cementita+ferrita poligonal.

A divisa entre a ZTA e o metal de base apresenta uma microestrutura de bainita globular com ilhas de M-A alinhadas e ferrita primária com valores de dureza inferiores a do metal de base, conforme exemplo de microestrutura apresentado na Figura 4.2. É bom lembrar que o ciclo térmico da soldagem amacia por recuperação a ferrita, que no metal de base é encruada, resultando em valores menores quando a indentação cai neste microconstituente. A bainita, que no metal de base tem alta densidade de deslocamentos, pode ter parte delas aniquiladas também por efeito do ciclo térmico. O pequeno tamanho dos microconstituintes impede que as impressões, já no limite do que reza a norma, atinjam um único microconstituente implicando em dispersão de valores.

O amolecimento da ZTAGF e subcrítica foi também relatado por Batista

## DISCUSSÃO

(Batista, 2003), para a soldagem do mesmo material a arco submerso.

Como esperado, metal de base apresenta valores compatíveis com microestrutura ferrítica-bainítica conforme os resultados de Batista (Batista, 2003).

Analisando os resultados dos ensaios de tração obtém-se que as curvas tensão x deformação, apresentadas na Figura 4.3, estão de acordo com as indicações da norma API (API, 2000), que recomenda  $\sigma_y/UTS$  máximo de 93% e com os resultados de Bott em um estudo de caracterização desta família de aços (Bott, 2003).

As amostras tracionadas apresentam faces de fratura elípticas, Figura 4.6. Este fato realça a natureza anisotrópica da deformação indicando que o processo acontece de maneira diferente nas bandas de ferrita e de bainita globular ou seja a ferrita deforma mais que a bainita diminuindo significativamente sua largura de banda em comparação com a bainita. Chae e colaboradores (Chae, 2000) descreveram um comportamento similar para o aço HY100, Nestes casos, a tensão de escoamento do material comporta-se como uma soma das tensões de escoamento da ferrita poligonal  $\sigma_{yFP}$  da bainita,  $\sigma_{yB}$ , e do M-A,  $\sigma_{yMA}$  (Edmonds, 1990).

Seguindo a proposta de Chae (Chae, 2000):

- As bandas de ferrita, por terem um microconstituente mais dúctil e macio e em maior proporção, devem ser solicitadas em tensões mais baixas, apresentando comportamento contínuo, com geração e movimentos de deslocações para cargas próximas à do seu escoamento; na seqüência de carregamento, a ferrita então encrua, devendo acontecer ancoramento de deslocações em obstáculos, a quantidade de deformação neste momento é alta;
- Para tensões de valores intermediários as bandas de bainita, dúcteis porem encruadas, com alta densidade de deslocações e muitos obstáculos, devem apresentar movimentos descontínuos das frentes de deformação (anda, para em obstáculos, vence-os e torna a andar). A estas tensões mais altas ocorre menor quantidade de deformação nas bandas de ferrita.
- Próximo ao valor da tensão de escoamento do aço ocorre a solicitação dos frágeis M-A, devido às diferenças de comportamento com as vizinhanças é de se esperar separações entre as fases gerando microtrincas e avalanche de deslocações que provocarão, na seqüência do carregamento, o surgimento de trincas.

## DISCUSSÃO

Sob esta óptica e lembrando que os pinos são usinados com eixo seguindo a direção de laminação, sob uma solicitação axial as bandas de ferrita estreitam-se mais que as de bainita achatando a amostra na direção de um dos diâmetros mais que na outra produzindo o perfil não circular (Chae, 2000)

A observação da Figura 4.7 mostra uma face de fratura dúctil, ocorrida por mecanismo de vazios, com muitos microvazios, vários dimples equiaxiais, dimples alongados ao centro, resultantes talvez de coalescimento em intersecções de bandas. Aparecem também faces de escorregamento alinhadas aos dimples alongados podendo indicar traços de rasgamento alinhado. Lima e colaboradores (Lima, 2003) obtiveram comportamento similar para o mesmo aço, enquanto Chae (Chae, 2000) descreveu este comportamento para o aço HY 100, onde as bandas de ferrita apresentaram dimples equiaxiais e as bandas de bainita dimples alongados principalmente nas intersecções entre bandas, além de muitos microvazios.

A observação da atividade acústica do material, Figuras 4.9, mostra que mesmo antes do escoamento definido para as normas de engenharia ( $\sigma_y = 0.2\%$ ) o aço bainítico já apresenta intensa atividade, indicando que o ensaio de EA foi capaz de detectar o micro escoamento do material bainítico.

Segundo o ponto de vista de deslocações  $\sigma_y = 0.2\%$  é um valor “muito macroscópico” para o início do escoamento. Dieter (Dieter, 1986) mencionou que, para testes especiais em nanocristais, o limite elástico real é bem menor que o estabelecido nas normas. Esta abordagem indica que antes do escoamento macroscópico determinado pelas normas de engenharia, já ocorre movimento de deslocações e plasticidade localizada. Este fato foi relatado por Moorthy e colaboradores (Moorthy, 1995) que interpretaram os grandes picos de atividade acústica antes do escoamento macroscópico com a ocorrência de microdeformações anelásticas e plásticas, atribuídas à geração de deslocações por fontes no interior dos grãos.

No mesmo trabalho Moorthy e colaboradores relacionaram a presença de vários picos nas vizinhanças do escoamento macroscópico a fontes de deslocações nos contornos de grãos ativadas por empilhamento, “pile ups”. A queda de atividade acústica após o escoamento macroscópico foi relacionada ao aumento na densidade de deslocações e queda de seu livre percurso médio, (Bohlen, 2004).

## DISCUSSÃO

Os comportamentos relatados acima coincidem com o observado na Figura 4.9 onde a intensidade dos sinais da amplitude aumentam até o ponto onde ocorre a mudança da inclinação da curva, na região elástica apresentada no trecho expandido, que corresponde ao valor máximo deste conjunto de sinais, decrescem e depois crescem novamente até chegar próximo ao escoamento macroscópico, a partir daí a intensidade dos sinais de amplitude diminuem até a ruptura.

Do ponto de vista do material, um grande número de deslocações empilhadas superam a barreira que as detém e movem-se em avalanche com baixas taxas de deformação. Esta avalanche de deslocações supera a estrutura de subgrãos (bainita com M-A) e os contornos de grãos abrindo micro trincas que se movem. As deslocações são então contidas em células de deslocações e contornos de grãos e/ou subgrãos, desta forma o movimento se dá em degraus. A deformação neste estágio é plástica e uniforme em toda a extensão da amostra, cresce continuamente enquanto os níveis de tensão crescem a taxas menores (Dieter, 1986) (Chae, 2000).

Em estruturas mistas como as estudadas aqui, a descrição feita se aplica a cada estrutura (banda) porque cada uma tem um comportamento sob deformação diferente. A ferrita como descrito por Chae e colaboradores (Chae, 2000) deve deformar-se continuamente com escoamento definido a tensões mais baixas que os vizinhos (Edmonds, 1990) (DeArdo, 1992) (Cota, 2000).

A bainita, com muitos obstáculos ao desenvolvimento da deformação (ilhas de M-A em uma matriz com alta densidade de deslocação), resiste até tensões mais altas enquanto a vizinha ferrita deforma (escoa) e reduz sua largura de banda original. Este fato conduz a um estreitamento em uma direção diametral maior que em sua transversal (deformação anisotrópica que dá a forma elíptica final) (DeArdo, 1992) (Cota, 2000) (Chae, 2000).

O momento do processo de fratura descrito anteriormente como o momento em que a tensão atinge o nível de resistência da bainita, aparece com os sinais de EA de maior amplitude, indicando atuação de mecanismos mais frágeis Figura 5.1, por exemplo separação entre bandas.

DISCUSSÃO

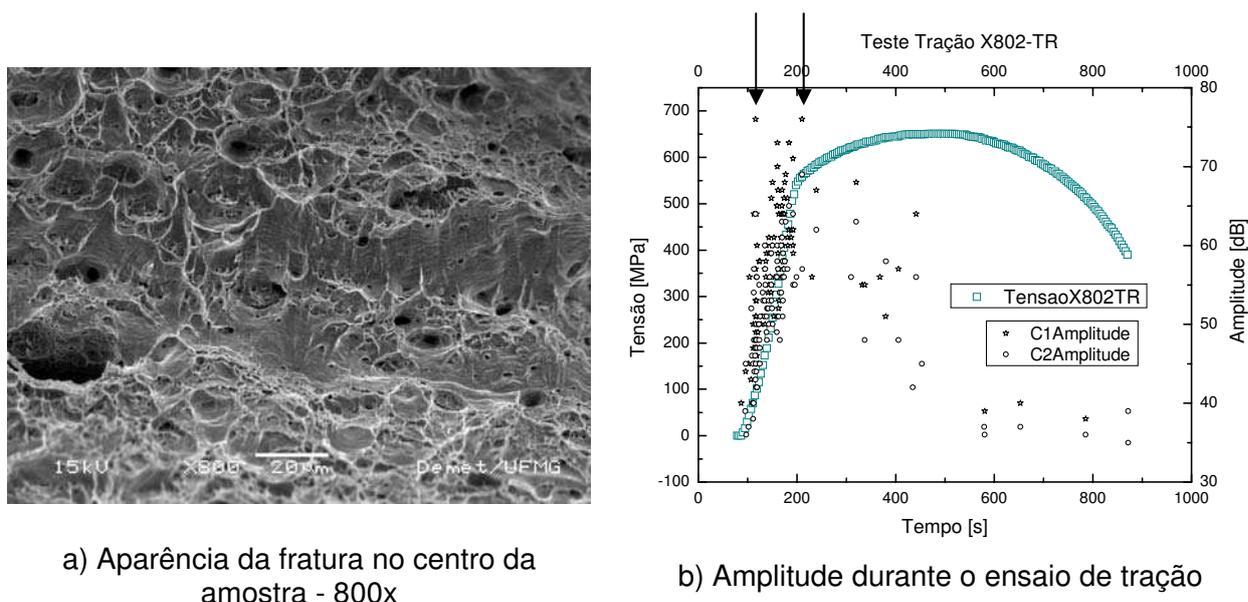


Figura 5.1 - Imagem de fratura do corpo de prova X80-Tr apresentada na Figura 4.7 e o seu comportamento à EA apresentada na Figura 4.9

A Figura 4.10 mostra que a falha do material bainítico ocorreu com sinal máximo de amplitude em torno de 78dB e de contagem em torno de 1.380 para o canal 2, o que a literatura não taxa de comportamento frágil, (PASA, 2000). Este comportamento com características dúcteis coincide com as imagens de fratura, Figura 5.1.

Usando o critério BRASITEST de aceitação/rejeição para a análise dos dados de EA do CP X80-2TR, por exemplo, o aço bainítico não seria desqualificado até a ruptura (Maia, 2003). Este fato parece indicar que o critério em questão não é suficiente para avaliar o aço bainítico antes da falha.

### 5.1.2 - Estudo do comportamento à fratura da ZTA – X80

O aço bainítico em estudo apresenta teor reduzido de carbono e  $P_{cm}$  baixo que implica em temperabilidade reduzida, fato que beneficia a tenacidade de sua ZTA. A importância da tenacidade para aço de tubulações é de informar sobre a sua soldabilidade e portanto, informar indiretamente sobre sua microestrutura.

A estratégia usada na concepção destes aços para que atingissem bom balanço entre alta resistência e boas soldabilidade e tenacidade foi a opção por uma microestrutura ferrítica-bainítica globular (Bott, 2003).

## DISCUSSÃO

O Teste de Implante foi utilizado aqui para avaliação de tenacidade da ZTA através do estudo do comportamento à fratura dos pinos ensaiados. Apesar das diferenças de características entre os ensaios de Tração e de Implante, as tensões máximas no implante atingidas pela ZTA são superiores os limites de resistência na tração do metal de base em apenas 13%, Figura 4.12 e Tabela 4.2 para o implante e Figura 4.2 e Tabela 4.1 para a tração

A observação das fotos de amostras fraturadas, Figuras 4.13 e 4.14 para o implante, quando comparadas às de tração, Figura 4.6, demonstram que o caráter anisotrópico da deformação é recorrente.

O procedimento de estudo utilizado não evidenciou alteração significativa no desempenho do aço bainítico devida ao processo de soldagem, como pode ser observado nas curvas de carregamento (Figura 4.12), na apresentação dos valores médios de Tensão Máxima no Implante (Tabela 4.2) e nas fotos de amostras fraturadas (Figuras 4.13 e 4.14). Percebe-se que o desempenho nos testes de implante e os perfis de fratura dos pinos soldados por arame tubular com núcleo metálico-MC são similares aos soldados por arame tubular com núcleo não metálico-FC.

O perfil de microdureza do pino, Figura 4.18, não indicou valores compatíveis com quantidades mensuráveis de martensita na ZTA GG, em acordo com o extrato de imagens de microestrutura ali presente, apresentando pouca ferrita poligonal, somada à presença de bainita convencional e globular. Este resultado é compatível com o de Branco e colaboradores (Branco, 2003) que, em um estudo de solubilidade de aço API X80, encontrou valores semelhantes para a dureza da ZTA.

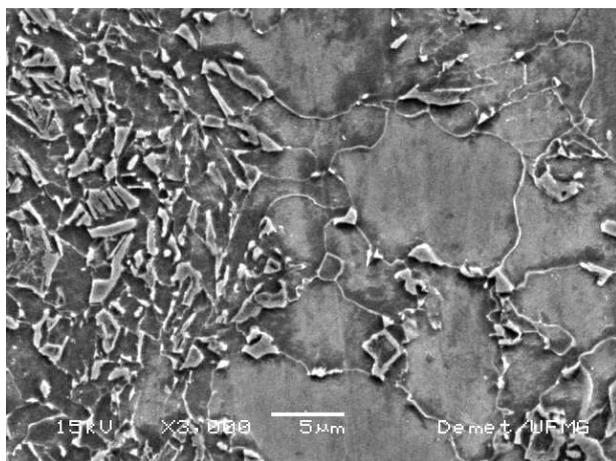
A região próxima ao metal de base tem microdureza associada a bainita como a encontrada por Branco e colaboradores (Branco, 2003). Sua microestrutura tem bandeamento tênue e uma tendência de interligação dos M-A com detalhe mostrado no extrato de imagem da Figura 4.18.

A Figura 4.15 apresenta uma seqüência típica de imagens de fratura dos corpos de prova soldados e ensaiados. As faces de fraturas são elípticas com diferença entre diâmetro maior e menor da ordem de 9,1% e a redução de área foi da ordem de 30% (31,6%). Têm aparência dúctil ocorrendo por mecanismo de coalescimento de vazios, dimples; a região central mostra a fratura final com planos de cisalhamento acentuados lembrando as fraturas por tração. Lima e colaboradores

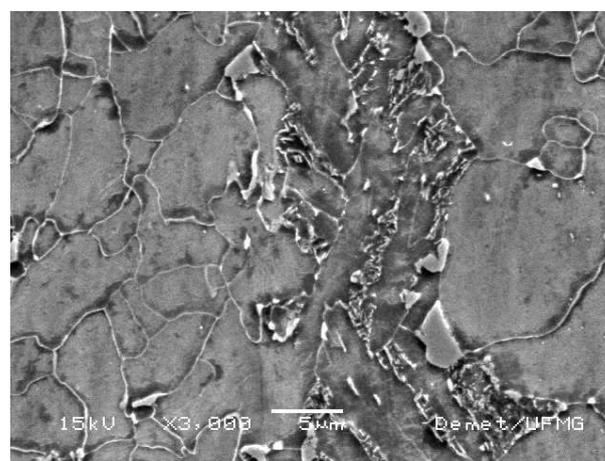
DISCUSSÃO

(Lima, 2003) e Almeida e colaboradores (Almeida, 2004) verificaram que o comportamento do metal de base é dúctil com fratura por dimples e redução de área da ordem 60% aproximadamente o dobro do valor para o pino soldado. Vale lembrar que o cálculo da redução de área realizado é indicado para corpos de prova de tração que não apresentam entalhes e que não sofrem carregamento estático em etapas.

Quando se considera a microestrutura das regiões de fratura dos pinos verifica-se bandeamento tênue comparado com o metal de base, Figura 5.2. As imagens de microestrutura apresentam tendência de alinhamento das ilhas de M-A na região da fratura, possível efeito do ciclo térmico da soldagem. Fenômenos como este são passíveis de ocorrer a temperaturas abaixo de 996K (723°C) onde os M-A, sem tempo para coalescimento, migram para regiões de maior energia livre como interfaces de bandas ou contornos de grãos. A presença de tensões axiais às bandas podem orientar seu alinhamento, aumentando a fragilidade da junta soldada em relação ao metal de base.



a) Região da fratura, bandeamento tênue e tendência de interligação de M-As- 3000x - ZTA



b) Banda de bainita globular definida - 3000x – metal de base

Figura 5.2 – Detalhes da banda de bainita globular para a ZTA e para o metal de base – X80

A temperatura de pico atingida nesta região foi de 940 K (667 °C), Figura 4.17, valor que não é suficiente para alteração de microconstituintes mas pode provocar mudanças em suas distribuições espaciais e morfologia, em particular na presença de tensões. O bandeamento mais tênue e o aparente alinhamento de M-A são efeitos esperados a esta faixa de temperatura.

## DISCUSSÃO

Embora o caráter anisotrópico da deformação, evidenciado pelas diferenças de diâmetros nas faces de fratura, seja menos acentuado que na tração, ele está presente. Na Figura 4.19 pode-se observar que a largura da banda de ferrita se altera da vizinhança da fratura até o metal de base. As estrias de bainita apresentam grãos com largura média de  $3,2\mu\text{m}$  que não sofrem alteração significativa desde o metal de base. Nas estrias de ferrita, por sua vez, os grãos diminuem de  $9,1\mu\text{m}$  no metal de base para  $4,0\mu\text{m}$  de largura média nas vizinhanças da fratura.

A exemplo do que acontece na tração, os sinais de EA superpostos aos registros de tensão indicam atividade acústica para valores de tensões pequenos, menores que o valor da tensão de escoamento na tração,  $\sigma_y$ , Figura 4.20.

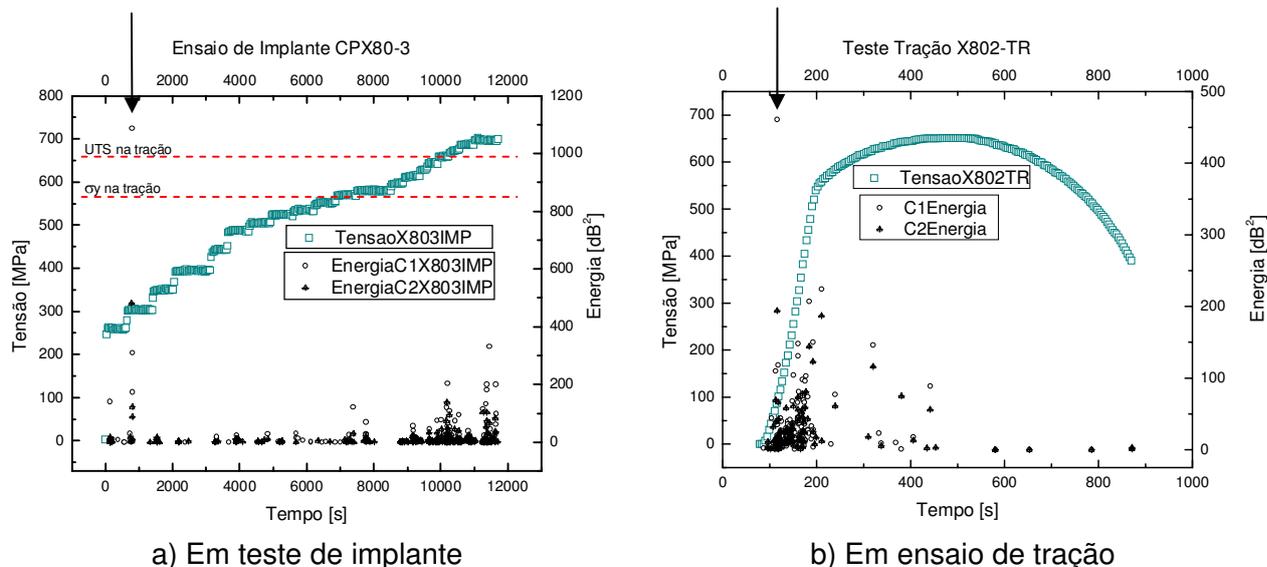
Há uma inversão de comportamento dos sinais de EA em relação aos ensaios de tração, no que se refere à densidade alta de sinais próxima à fratura do pino, Figura 4.21. A figura mostra que a maior quantidade de registros acontece a partir do que seria a tensão de escoamento  $\sigma_y$ , o que pode estar relacionado com o processo de carregamento não contínuo com patamares de deformação onde acontecem picos nos carregamentos e, a partir daí, decrescem até valores próximos aos do carregamento.

Após o valor  $\sigma_y$  de tração ser atingido, a densidade crescente de registros de EA até a fratura do pino pode indicar que muitas fontes semelhantes de sinais estão sendo ativadas durante o carregamento. O tempo de duração dos patamares de carga só influenciou os registros de EA até o valor limite da ordem de três minutos.

Na ZTA a microestrutura sofre descontinuidade, a região mais frágil responderia nos instantes finais pela maior contagem dos sinais. Observa-se também uma intensidade de energia superior à obtida no ensaio de tração que pode estar associada ao concentrador de tensões, o entalhe do fio de rosca. Esse nível de energia, conforme Figura 4.21, identificou a região de falha do material na ZTA, próxima ao canal 1, nos primeiros 13 minutos do ensaio ( $\sim 780\text{s}$ ).

Observando os resultados de EA à luz do critério BRASITEST, Tabela 2.2 e Tabela 2.3, percebe-se uma inversão de comportamento em relação aos resultados obtidos na tração (Feres, 1987). Os pinos do aço bainítico seriam desqualificados já que apresentaram nível de energia acima de  $1000\text{ dB}^2$ , Figura 5.3.

DISCUSSÃO



a) Em teste de implante  
b) Em ensaio de tração  
Figura 5.3 - Comportamento do parâmetro energia durante ensaio de EA – X80

Quanto a relação contagem x amplitude, no geral, o comportamento da ZTA do implante pode ser considerado dúctil já que pequena quantidade de registros apresenta contagens altas e amplitudes altas, Figura 5.4.

Vale salientar que sendo a falha catastrófica indicada pelo aumento exponencial dos sinais de contagem associado ao aumento da intensidade dos sinais de amplitude, o desempenho da ZTA no teste de implante é mais frágil, comparando com o metal de base à tração, Figura 5.4. A pequena perda de ductilidade pode ser atribuída aos alinhamentos de M-A na região da fratura. Estas variações na ductilidade não comprometeram a carga máxima alcançada no ensaio de implante quando comparada ao de tração.

Os resultados de microdureza, aliados aos de implante, indicam não haver comprometimento da tenacidade da ZTA em relação à do metal de base, tornando possível dizer que o aço bainítico apresenta boa soldabilidade frente aos parâmetros de soldagem utilizados neste estudo. É bom salientar que estes parâmetros envolvem as energias de soldagem comumente usadas em operações de soldagem em campo.

Apesar dos alinhamentos de M-As, a transição de microestrutura da ZTA para o metal de base se mostrou suave reforçando, ao lado da resposta tenaz e do comportamento dúctil verificado por EA, sua boa soldabilidade.

DISCUSSÃO

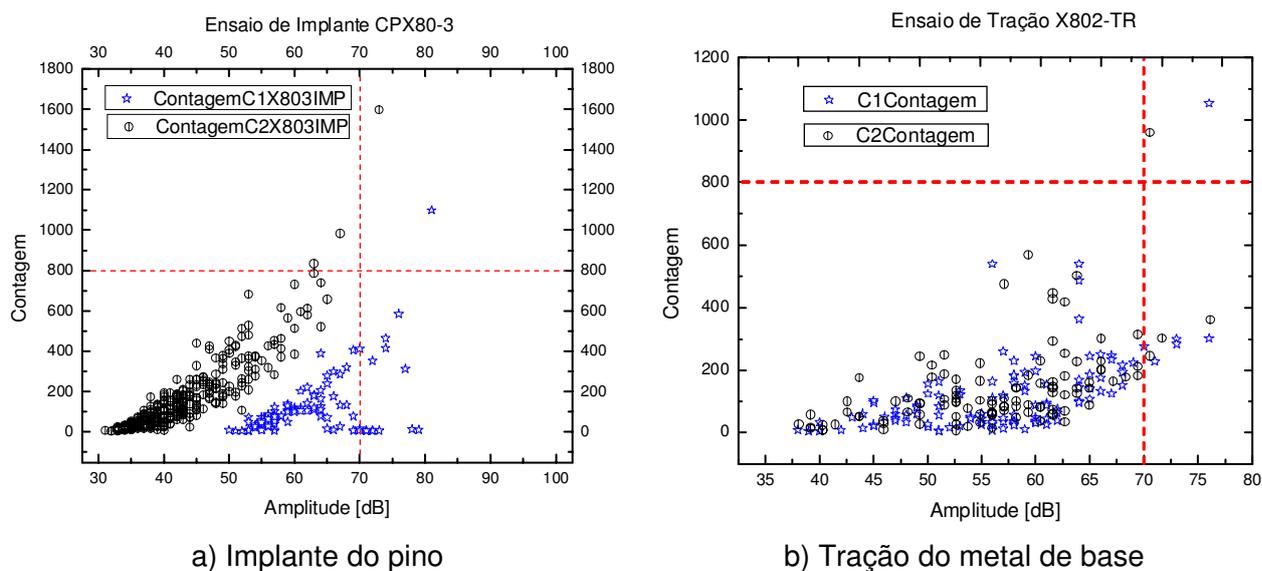


Figura 5.4 - Comportamento dos sinais de EA Contagem x Amplitude de Implante e Tração – X80

## 5.2 - Aço Perlítico

### 5.2.1 - Características Iniciais – U70

A Figura 3.2 apresenta o metal de base perlítico com estrutura bandeada com aproximadamente 24% de perlita e 76% de ferrita poligonal.

As imagens da microestrutura da junta soldada, Figura 4.23 e Figura 4.24, apresentam uma transição relativamente suave da linha de fusão até o metal de base. A região de GG apresenta quantidade pequena de martensita frente à quantidade de bainita o que indica boa tenacidade da região.

A exemplo do comportamento do aço bainítico à tração, as curvas tensão x deformação, apresentadas na Figura 4.25, estão de acordo com as indicações da norma API (API, 2000), que recomenda  $\sigma_y/UTS$  máximo de 93%, embora apresentem ponto de escoamento definido.

Os valores de alongamento e redução de área indicam comportamento dúctil como no estudo de Lima (Lima, 2003).

O aço perlítico é também um aço de microestrutura mista como o bainítico e apresenta um bandeamento mais rigoroso que este, apesar disto não evidencia comportamento anisotrópico. A Figura 4.27 apresenta faces de fratura das amostras

## DISCUSSÃO

de tração do aço perlítico onde pode se observar que o caráter anisotrópico da deformação não é observado, como descrito por Lima e colaboradores (Lima, 2003). A pequena diferença de diâmetros nas amostras, 3,5%, sugere que a presença da ferrita, com baixo teor de C, macia e dúctil, nas lamelas de perlita torna o comportamento desta banda similar ao comportamento da banda vizinha, já que a proporção de perlita não atinge 1/4 do volume total.

A aparência da fratura é dúctil, Figura 4.28, acontecendo por mecanismo de rasgamento de dimples.

As Figura 4.29 e Figura 4.30 apresentam a atividade acústica do material durante o ensaio de tração. A presença de intensa atividade antes do escoamento macroscópico é recorrente e valem os mesmos argumentos citados para o aço bainítico, que, mesmo antes do escoamento macroscópico determinado pelas normas de engenharia, já ocorre movimento de deslocações e plasticidade localizada (Dieter, 1986) (Moorthy, 1995).

A discussão apresentada para o comportamento da ferrita é válida também para o aço perlítico. A banda de perlita, devido à presença da cementita, é mais frágil com tensão de escoamento superior à de ferrita (DeArdo, 1992) (Cota, 2000) (Chae, 2000). A presença de ferrita na estrutura da perlita mascara o comportamento diferenciado, anisotrópico, embora seja razoável supor que os vazios iniciais se acumulem nas interfaces das bandas devido à diferença de comportamento à deformação. Os registros de EA na Figura 4.30 sugerem um comportamento condizente com esta análise para microestruturas mistas, principalmente nos trechos expandidos.

Os valores mais altos de amplitude de EA e energia sonora indicam ativação de mecanismos mais frágeis para o aço perlítico, que podem estar associados ao comportamento da cementita.

Como no aço bainítico o comportamento misto relatado acima coincide com o observado na Figura 4.30. No entanto a mudança de inclinação é mais suave e a oscilação dos sinais da amplitude mais sutil sugerindo, de novo, que a presença da ferrita na perlita mascara o comportamento misto. A queda da intensidade dos sinais de amplitude até a ruptura é também verificada.

Os aços perlíticos são os aços convencionais usados na fabricação de vasos de pressão e tubulações sob gradientes de pressão. Compõem a categoria de aços

DISCUSSÃO

estudada com o objetivo de se estabelecer os padrões de aceitação/rejeição como função da intensidade dos sinais de EA observada durante a operação (Maia, 2003). Ao analisar, na região elástica, a intensidade dos sinais de energia, com pico superior a 1200dBEA<sup>2</sup>, e correlacionar com o Critério da BRASITEST verificam-se que ainda nesta região, o corpo de prova pode ser enquadrado na classe “B” que requer inspeção por outro método de ensaio. Entretanto, de acordo com este critério, os dados de EA coletados aqui não são suficientes para qualificar danos nas amostras.

A imagem de fratura mostrada na Figura 5.5 reforça o caráter dúctil da fratura indicando que o pico de energia alta pode ter sido o episódio que localizou a região de origem das frentes de fratura do corpo de prova.

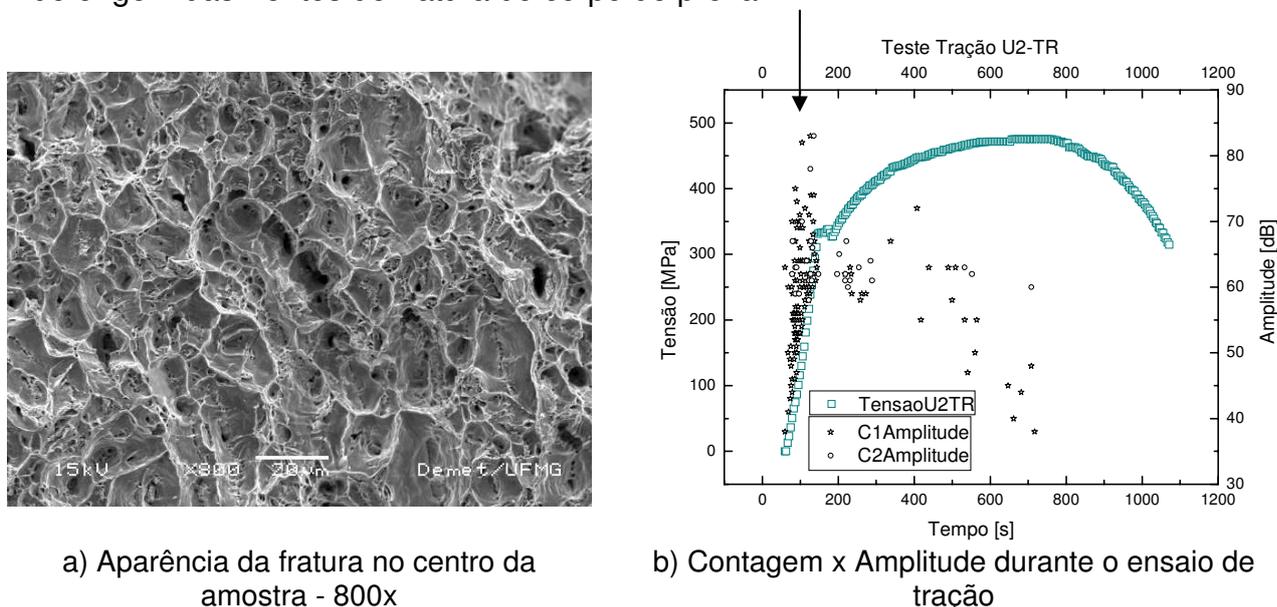


Figura 5.5 - Imagem de fratura do corpo de prova U2-Tr apresentada na Figura 4.28 e o seu comportamento à EA apresentada na Figura 4.30

### 5.2.2 - Estudo do comportamento à fratura da ZTA – U70

Os parâmetros  $CE_{IIW}$  e  $P_{CM}$  usados aqui para medir a soldabilidade apresentam valores de acordo com a norma API 2000, como mostrado na Tabela 3.1. Estes parâmetros fazem uma avaliação empírica dos efeitos dos elementos químicos na temperatura  $M_s$  para aços com teor de C acima de 0,12%, o valor máximo de  $CE_{IIW}$  deve ser 0,45% e, para aços com teor de C inferior a 0,12%, o  $P_{CM}$  máximo deve ser 0,25% (Yuroca, 2001) (Batista, 2003). Como o aço perlítico usado aqui encontra-se com o teor de C limite, ambos os índices foram avaliados.

## DISCUSSÃO

O aço perlítico quando submetido ao ensaio de implante, apresentou cargas máximas da mesma ordem dos limites de resistência na tração, indicando a similaridade de comportamento entre a ZTA e o metal de base.

A exemplo do que ocorreu com o aço bainítico o procedimento de estudo utilizado não evidenciou alteração no desempenho do aço perlítico devida ao processo de soldagem, como pode ser observado nas curvas de carregamento, Figura 4.25, na apresentação dos valores médios de Tensão Máxima no Implante, Tabela 4.4, e nas fotos de amostras fraturadas, Figuras 4.26 e 4.27.

Quanto às medidas de microdureza, Figura 4.30, não há indícios da presença significativa de martensita na ZTA. O valor máximo obtido é compatível com predominância de microestrutura bainítica, fato verificado nas imagens de microestrutura da junta soldada, Figura 4.17. Nesta mesma figura pode se verificar que no limiar da ZTA com o metal de base a estrutura é de perlita esboroadada compatível com o resultado de micro dureza apresentado e com as imagens da microestrutura da região fraturada Figura 4.31.

A Figura 4.28 apresenta uma seqüência de imagens que exemplifica as características das fraturas dos pinos fraturados. O aço perlítico apresentou características de fratura dúctil com a presença de vazios (“dimples”) na vizinhança dos entalhes em direção ao centro do pino. As fraturas não apresentaram faces de escorregamento. As amostras apresentam uma redução de área média de 33,6%, o que não indica ductilidade alta. Apresentam superfícies de fratura de forma circular, com uma diferença entre o diâmetro maior e o menor da ordem de 2,8% indicando isotropia de deformação. O ciclo térmico da soldagem alterou o observado na tração para a redução de área sem alterar significativamente o caráter isotrópico da deformação, faces de fratura circulares, e o seu mecanismo, rasgamento por “dimples”, resultado já relatado por Almeida e colaboradores (Almeida, 2004).

O ciclo térmico da soldagem, Figura 4.17, propiciaria nesta região a dissolução parcial das lamelas de cementita da perlita. A estrutura lamelar da perlita se fragmenta tomando a forma de perlita esboroadada, Figura 4.35d. Esta microestrutura é mais dúctil que a do metal de base (Almeida, 2002), embora a dispersão de cementita não permita a queda de dureza conforme pode ser observado no perfil de dureza do pino, Figura 4.36.

## DISCUSSÃO

Quanto à microestrutura das regiões de fratura dos pinos verifica-se bandeamento tênue comparado com o metal de base, a morfologia é de perlita esboroada o que torna esta região menos resistente e mais dúctil que o metal de base e as outras regiões da ZTA, como já citado. A comparação das microestruturas aparece na Figura 5.6.

A seqüência de imagens até o metal de base, Figura 4.38, reforça o caráter isotrópico da deformação já que não se observa diferença apreciável de espessura dos grãos de ferrita ao longo deste percurso. A perlita esboroada aparece em detalhes na ponta da fratura e a 3,0mm da ponta onde os pontos claros predominantemente em contornos de grãos são partículas de cementita que, fragmentadas da perlita, re-precipitam em especial em regiões de energia livre mais alta como nos contornos de grãos. É natural prever que os microvazios nucleiem ao redor destas partículas embora as imagens de fratura, feitas a aumentos relativamente pequenos (até 750x), não identifiquem as partículas de cementita.

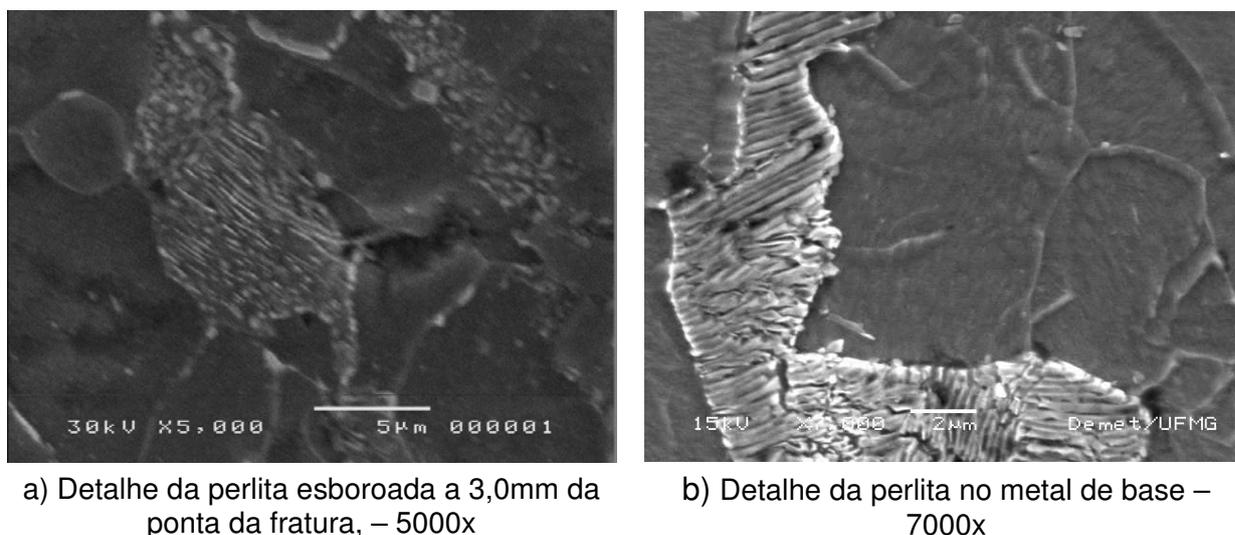


Figura 5.6 - Detalhes da banda de perlita para a ZTA e para o metal de base – U-70

A observação dos sinais de EA superpostos aos registros de tensão conduz, outra vez, a atividade acústica para valores de tensões baixas comparados à tensão de escoamento na tração,  $\sigma_y$ , Figura 4.38, indicando que a técnica de EA é sensível ao micro escoamento.

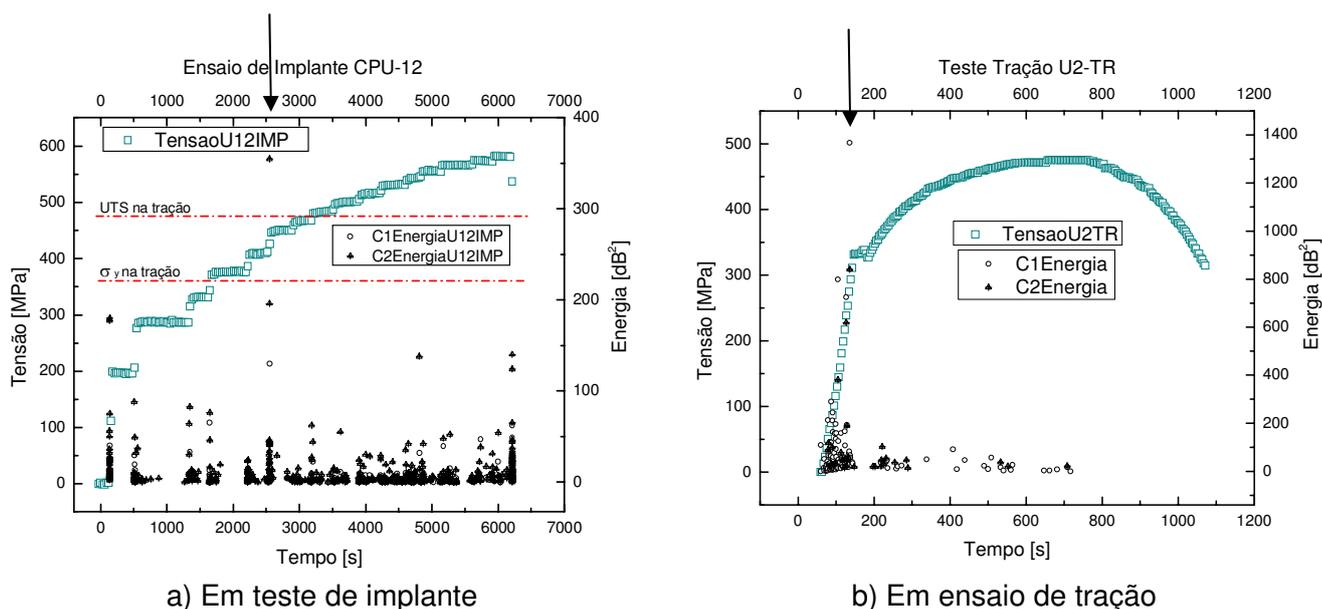
O aço perlítico também apresentou inversão de comportamento quanto à densidade de registros de EA quando comparado à tração com maiores densidades após o limite de escoamento na tração, Figura 5.7. Este fato pode estar relacionado

DISCUSSÃO

ao processo de carregamento em patamares de tensão, como colocado para o aço bainítico.

Os registros de energia indicam que o comportamento da ZTA é compatível com a ativação de mecanismos mais dúcteis com valor máximo menor que 400dBEA<sup>2</sup>, enquanto que os registros do metal de base apresentam valores superiores de energia, com um pico próximo a 1400dBEA<sup>2</sup>, Figura 5.7.

O aumento da quantidade de sinais de EA após  $\sigma_y$  indica a ativação de muitas fontes de sinais acústicos durante o carregamento na região plástica.



a) Em teste de implante b) Em ensaio de tração  
Figura 5.7 - Comportamento do parâmetro energia durante ensaio de EA – U-70

A dispersão dos sinais nesta região até a fratura, com a maioria dos sinais de amplitude abaixo de 70dBEA e de contagem abaixo de 1100 (exceto na ruptura), indica um comportamento mais dúctil do pino de implante que do metal de base na tração. Embora a redução de área não reforce esta interpretação, a energia acústica dos sinais só superou a casa dos 1000dBEA<sup>2</sup> no momento da ruptura indicando que os mecanismos ativados durante o teste foram dúcteis.

DISCUSSÃO

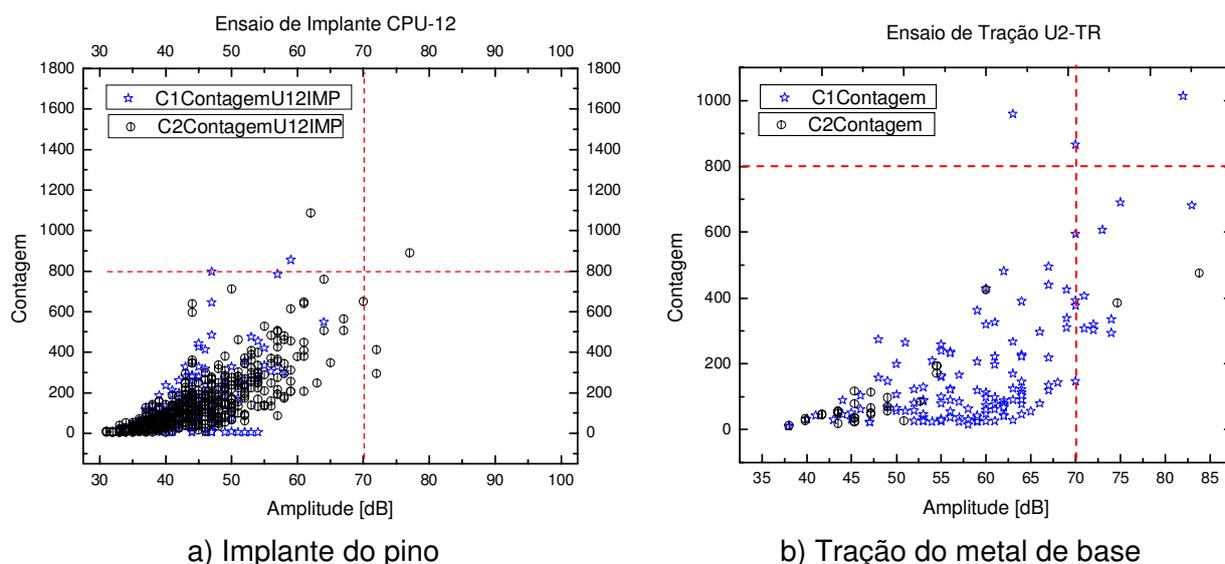


Figura 5.8 - Comportamento dos sinais de EA Contagem x Amplitude de Implante e Tração – U-70

### 5.3 - Comparação entre o Aço Bainítico e o Perlítico

As diferenças microestruturais entre os aços confirmam as expectativas de projeto quando da concepção do aço bainítico, ou seja:

- A presença da bainita globular torna o aço bainítico mais resistente sem perda de tenacidade, no que se refere à interpretação que a literatura de EA dá ao termo tenacidade;
- Quando considera-se a tenacidade em termos absolutos como a área abaixo da curva Tensão x Deformação (Silva, 1980), pode se verificar que a tenacidade dos dois aços é da mesma ordem, apresentando uma diferença de 0,9%;
- Apesar da grande ductilidade demonstrada pelos valores superiores de alongamento do aço perlítico, a presença perlita torna seu desempenho, segundo as análises de EA, mais frágil que o do bainítico;
- A ductilidade do aço bainítico se expressa através da anisotropia de comportamento à deformação entre as bandas, que promove uma face elíptica na fratura, e dos sinais de EA, que indicam a ativação de mais mecanismos dúcteis de fratura que para o aço perlítico.

No que se refere à soldabilidade dos aços pôde ser observado que:

## DISCUSSÃO

- Ambos os aços tem índices CE e  $P_{cm}$  dentro da faixa estabelecida pelas normas API;
- Considerando os parâmetros de soldagem utilizados ambos não apresentaram fragilização da ZTA por formação de martensita;
- A avaliação da tenacidade da ZTA por ensaio de implante não indicou queda de tenacidade em relação ao metal de base para qualquer dos aços;
- Os resultados de EA, aliados às imagens de microestrutura e de fratura indicam que o aço perlítico apresenta um comportamento mais dúctil na ZTA que o aço bainítico implicando em uma inversão quando comparados aos resultados de tração;

## 6 - CONSIDERAÇÕES FINAIS

### 6.1 - Conclusões

- As diferenças microestruturais entre os dois aços estudados implicam em diferentes comportamentos mecânicos.
- O limite de resistência alto do aço bainítico não comprometeu sua ductilidade, considerando sua manifestação através do comportamento anisotrópico da deformação e os mecanismos de fratura.
- A técnica de EA foi sensível para a detecção de mecanismos de deformação plástica nos estágios preliminares de aplicação de carga tanto na tração quanto no implante para os dois aços.
- O critério BRASITEST de aceitação / rejeição não é suficiente para avaliar a saúde do aço bainítico após o escoamento na tração.
- Os aços apresentaram resposta ao ensaio de implante compatível com boa tenacidade da ZTA.
- A transição de microestrutura da ZTA para o metal de base no aço bainítico se mostrou suave reforçando, ao lado da resposta tenaz e do comportamento dúctil verificado por EA, sua boa soldabilidade.
- O ensaio de EA mostrou-se uma técnica sensível para a detecção e localização de danos mesmos nos estágios precoces de carregamento também na junta soldada.
- O ganho de ductilidade da ZTA comparada ao metal de base, na região da fratura para o aço perlítico e a perda de ductilidade nas mesmas condições para o aço bainítico, estão evidenciados nas características de microestrutura das ZTAs nas regiões de fratura. Esta interpretação está de acordo com as análises de EA dos pinos fraturados.
- As variações citadas na ductilidade da ZTA não comprometeram a tensão máxima alcançada no ensaio de implante, comparada com o limite de resistência à tração.
- O desempenho do teste de implante no estudo de tenacidade dos pinos

## CONSIDERAÇÕES FINAIS

soldados sugere sua indicação como ensaio de avaliação de tenacidade de juntas soldadas.

- As análises de microestrutura dos pinos fraturados, dos pinos padrões e das faces de fratura aliadas aos resultados de EA dos aços, contribuíram para uma melhor compreensão do papel dos microconstituintes, em especial quanto ao comportamento anisotrópico de deformação.

### **6.2 - Sugestões para Trabalhos Futuros**

- Estudar a soldabilidade do X80 quando submetido a procedimentos e parâmetros adequados à soldagem por dispositivos mecanizados, automatizados ou robotizados, já que aqui os parâmetros se adequam à soldagem manual.
- Na seqüência da sugestão anterior, desenvolver estudos para a escolha de metais de adição adequados às diversas utilidades do aço X80.
- Validar o Ensaio de Implante como técnica de avaliação da tenacidade de ZTA através de sua comparação com técnicas tradicionais como ensaios de impacto e de tenacidade à fratura (Charpy e CTOD por exemplo).
- Aprimorar técnicas metalográficas que permitam o estudo da microestrutura do X80 e sua ZTA por microscopia óptica.
- Desenvolver estudos para interpretação mais objetiva de sinais de EA em avaliações de juntas soldadas.
- As diferenças de perfis de sinais de EA obtidos entre os dois materiais na tração justificam um estudo mais detalhado dos parâmetros de aceitação/rejeição para o aço bainítico.

## 7 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AKBEN, M. G., WEISS, I., JONAS, J. J., Dynamic Precipitation and Solute Hardening in a V Microalloyed Steel and Two Nb Steels Containing High Levels of Mn, Acta Metallurgica, v. 29, p.111-121, 1981
- ALMEIDA, D. M., MACIEL, T. M., BRACARENSE, A. Q., AGRA, J. B. C., Efeito da Microestrutura sobre as Propriedades Mecânicas de Juntas Soldadas de Aço API 5L X60 Submetidas a Diferentes Condições de TTAT, Anais SULMAT 2002 Congresso em Ciências de Matérias do Mercosul, Joinville-SC, (2002) 1065-1072
- ALMEIDA, D. M., MACIEL, T. M., BRACARENSE, A. Q., Efeito do Pós Aquecimento na Microestrutura das Vizinhanças da ZTA de Juntas Soldadas de Aços API, Anais do XV CBECIMAT, 2002
- ALMEIDA, D. M., MAIA, N. S., BRACARENSE, A. Q., MEDEIROS, E. B., MACIEL, T. M., SANTOS, M. A., Use of Acoustic Emission to Characterize Damage in Pipe Line Steel, Anais do COBEM 2005-18th International Congress of Mechanical Engineering, 2005
- API, API Specification 5L Specification for Line Pipe, Forty-Second Ed., API, Washington, 2000
- API, API Standard 1104 - Welding of Pipelines and Related Facilities, Nineteenth Ed., API, Washington, 1999
- ARAÚJO, W. R., Comparação entre Soldagem Robotizada com Arame Sólido e "Metal Cored" - A Ocorrência do "Finger", Dissertação de Mestrado Depto. Eng. Mecânica EEUFMG, Belo Horizonte, fev. 2004
- ASTM-American Standards Test Methods, 1996
- AWS, Carrier Enhancement Series Module 12 Mechanical Testing of Welds, Welding Institute of Canada, 1994
- BAI, D. Q., YUE, S., MACCAGNO, T., JONAS, J. J., Static Recrystallization of Nb and Nb-B Steels under Continuous Cooling Conditions, ISIJ International, v. 36, p. 1084-1093, 1996
- BAIK, S. C., KIM S., JIN Y. S., KWON, O., Effects of Alloying Elements on Mechanical Properties and Phase Transformation of Cold Rolled TRIP Steel Sheets, ISIJ International, v. 41. p. 290-297, 2001
- BAILEY, N., Weldability of Ferritic Steels, ASM International and Abington Publishing, Cambridge, 1994
- BAILEY, N., WRIGHT, M. D., Weldability of High Strength Steels, Welding and Metal Fabrication, out., p. 389-395, 1993
- BAKER, T.N., Future Developments of Metals and Ceramics, Microalloyed Steels, 1°, Londres, The Institute of Materials, 1 Cartoon House of Terrace, p.86-87, 1992
- BANADKOUKI, S. S. G., YU, D., DUNNE, D. P., Age Hardening in a Cu-bearing High Strength Low alloy Steel, ISIJ International, v. 36, p. 61-67, 1996
- BARAM, J., ROSEN, M., Materials Science and Eng., v. 40, p 21-29, 1979.
- BARBARO, F. J., KRAUKLIS, P., EASTERLING, K. E., Formation of acicular ferrite at oxide particles in steels, Mechanical Science and Technology, p.1057-1068, 1989
- BATISTA, G. Z., SOUZA, L. F. G., BOTT, I. S., RIOS, P. R, Effect of MA Constituent on Mechanical Properties of a Nb-Cr/Nb-Cr-Mo API X-80 Steel, International Conference on Thermomechanical Processing: Mechanics, Microstructure & Control, Sheffield-Inglaterra, 2002

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- BATISTA, G. Z., SOUZA, L. F. G., BOTT, I. S., RIOS, P. R., Estudo da Correlação Microestrutura – Propriedades Mecânicas de Aços Classe API X80, Anais 58º Congresso Anual da AMB, São Paulo, p. 50-57, 2003
- BOHLEN, J. CHMELIK, F., DOBRON, P., KAISER, F., LETZIG, D., LUKÁC, P., KAINER, K. U., Orientation effects on acoustic emission during tensile deformation of rolled magnesium alloy AZ31, Journal of Alloys and Compounds / Elsevier, v. 378, p. 207-213, 2004
- BOTT, I. S., Estudos de aplicação de aços X-80 para tubos, Projeto Cooperativo Universidade-Empresa / Programa Nacional de Ciências e Tecnologia do Setor de Petróleo e gás Natural – Relatório Final, p. 3-25, 2003
- BRACARENSE, A. Q. e LIU, S., Desenvolvimento da Soldagem de Aços de Alta Resistência Baixa Liga, Soldagem e Materiais, Arquivo Técnico, vol.2, nº2:, p.18-32, 1994.
- BRANCO, J. F. C., FEDELE, R. A., SOUZA, L. F. G., BOTT, I. S., Soldagem Circunferencial em Tubos de Aço da Classe API X80, Rio Pipeline Conference & Exposition 2003, Rio de Janeiro, 2003
- BRITO, M. R., SCAL, M. W., GERMANO, R. L. S., CAETANO, F. D., SOUZA, O. A. e CÂNDIDO, M.C., Aplicação de Conceitos de Tratamentos Termomecânicos no Desenvolvimento de Aços para Atendimento à Norma API, Metalurgia-ABM, vol. 41, nº 335, p.569-574, 1985
- CAMINHA Jr., H. M. e BASTIAN, F. L., Significância dos Ensaios Charpy e COD na Determinação da Tenacidade à Fratura de Juntas Soldadas, Metalurgia-ABM, vol 39, nº 312, 1983
- CAMPOS, W. R. C, MARQUES, P. V., MARTINS, G. P., Anais XVII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, Recife-PE, 1991
- CHAE, D., KOSS, D. A., WILSON, A.L.,HOWELL, P. R., The Effect of Microstructural Banding on Failure Initiation of HY-100 Steel, Metallurgical and Materials Transactions A, v. 31A, p. 995-1005, 2000
- CHO, S-H, KANG, K-B, JONAS, J. J., The Dynamic, Static and Metadynamic Recrystallization of a Nb-microalloyed Steel, ISIJ International, v. 41, p. 63-69, 2001
- COTA, A. B., SANTOS, D. B., Microstructural Characterization of Bainitic Steel Submitted to Torsion Test and Interrupted Accelerated Cooling, Materials Characterization, v. 44, p. 291-299, 2000
- COTTRELL, A.H., Introdução à Metalurgia, Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, 1989
- DAVENPORT, A. T., DIMICCO, D. R., The Effect of Columbium on the Austenite Structural Changes During the Hot-Rolling of Low-Carbon Bainitic and Ferrite-Pearlite Steels, HSLA Steels Technology and Applications – Conference Proceedings, p. 1237-1248, 1976
- DeARDO, A. J., Multi-phase Microstructures and Their Properties in High Strength Low Alloy Carbon Steels, ISIJ International, v. 35, p. 946-954, 1995
- DeARDO, A. J., New Developments in the Alloy Design of Microalloyed and other Modern HSLA Steels, HSLA Steels: Processing, Properties and Applications, p. 21-31, 1992
- DIETER, G.E., Mechanical Metallurgy, McGraw Hill, New York, 1986
- DUNEGAN, H. L., GREEN, A. T.; Factor Affecting Acoustic Emission Response from Materials, Material Research and Standards, v. II, nº 3, p. 21, 1971.
- DUNNE, D. P., BANADKOUKI, S. S. G., YU, D., Isothermal Transformation Products in a Cu-bearing High Strength Low Alloy Steel, ISIJ International, v. 63, p. 324-333, 1996
- EASTERLING, K., Introduction to Physical Metallurgy of Welding, Butterworth-Heinemann, 2<sup>th</sup> Ed., 1992
- EDMONDS, D. V., COCHRANE, R. C., Structure-Property Relationships in Bainitic Steels,

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Metallurgical Transactions A, v. 21A, p. 1527-1540, 1990
- EDWARDS, G. R., and LIU, S., Recent Developments in HSLA Steel Welding, Advances in Welding Metallurgy Conf., p141—176, 1990
- EMMERSON, J. G., FCAW Orbital Pipe Welding Technology Improves Fab Shop Productivity, Welding Journal, nov., p. 57-60, 1999
- FELDMANN, U., FREIER, K., KÜGLER, J., VLAD, C. M., Mechanical and Toughness Properties of Separation-Free HSLA Line Pipe Steels for Artic Conditions, Conference Proceedings HSLA Steels Technology and Application ASM, p. 733-741, 1983
- FERES, P., Evaluations of Acoustic Emission Tests Applied in Industrial Equipment, Fifth Pan Pacific Conference on Nondestructive Testing, Vancouver, Canada, April 1987
- FERRARESI, V.A. e TREVISAN, R. E., Influência do Alívio de Tensões de uma Junta Soldada no Trincamento, Metalurgia e Materiais, 7642-7648, 1997
- FREDERICK, J. R., FELBECK, D. K., Dislocation Motion as a Source Acoustic Emission, ASTM STP 505, p 129-139, 1972.
- FUYU, S., WENXUAN, C., Dissolution and Precipitation of Nb, V and Ti Carbonitrides in HSLA Steels During Thermomechanical Processing, HSLA Steels: Processing, Properties and Applications, p. 43-50, 1992
- GALLENO, J. e KESTENBACH, H-J., Precipitação de Carbonitretos em Aços de Médio Teor de Carbono Microligado ao Vanádio, 56º Congresso Anual da ABM, p. 360-368, 2001
- GARCIA, C. I., LIS A. K., PYTEL, S. M., DeARDO, A. J., Ultra-Low Carbon Bainitic Plate Steels: Processing, Microstructure and Properties, Transactions of the ISS, p. 97-106, 1991
- GORNI, A. A., MEI, P. R., Aços alternativos ao HY-80 sem a necessidade de aplicação de têmpera e revenido, Metalurgia e Materiais, R. Esc. Minas de Ouro Preto, v. 56, n. 4 ,p. 287-293
- GRABKE, H. J., HENNESSEN, K., MÖLLER, R., WEI, W., Effects of Manganese on the Grain Boundary Segregation, Bulk and Grain Boundary Diffusivity of P in Ferrite, Scripta Metallurgica, v. 21, p. 1329-1334, 1987
- GRÄF, M. K., LORENTZ, F. K., PETERS, P. A., SCHWAAB, P., Relationship between Microstructure and Mechanical Properties of Thermo-Mechanically Treated Large-Diameter Pipe Steels, HSLA Steels Technology and Applications – Conference Proceedings, p. 801-807, 1983
- GRANJON, H., DEBIEZ, S., GAILLARD, R. Etude de la soudabilité des acier par la méthode des implants: Résultats actuels et perspectives nouvelles, Soudage e Techniques Connexes, 24(3/4), p.103-124, 1970
- GRONG, Ø., Metallurgical Modeling of Welding, Materials Modelling Series, The Institute of Materials, Cambridge, 1994
- GRUPO DE ROBÓTICA, ATOMAÇÃO E SOLDAGEM, Tensões Residuais e Distorções, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, [www.demec.ufmg.br/Grupos/Solda/Metalurgia/Tensao.htm](http://www.demec.ufmg.br/Grupos/Solda/Metalurgia/Tensao.htm), acesso jun 2000
- HAMADA, M., FUKADA, Y., KOMIZO, Y-I., Microstructure and Precipitation Behavior in Heat Affected Zone of C-Mn Microalloyed Steel Containing Nb, V and Ti, ISIJ International, v. 35, p. 1196-1202, 1995
- HART, P. M., MITCHELL, P. S., The Effect of Vanadium on the Toughness of Welds in Structural and Pipeline Steels, Welding Journal, Welding Research Supplement, jul., p. 239-248, 1995
- HEIPLE, C. R. & CARPENTER, S. H., Acoustic Emission Produced by Deformation of Metal and Alloys: Part 5, Journal of Acoustic, v. 6, nº 3, 1987.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- HIGGINGS, F. P., CARPENTER, S. H., *Acta Metallurgica*, v. 26; p. 133-139, 1978.
- HONEYCOMBE, R. W. K., Aços Microestrutura e Propriedades, Fundação Caoustre Gulbenkian, Lisboa, 1982
- HULKA, k., FRANTOV, I. I., STOLIAROV, V. I., HEISTERKAMP, F., Weldability of High Strength Large Diameter Pipe Steel, HSLA Steels: Processing, Properties and Applications, p. 495-500, 1992
- IIW - INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING, Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals, IIW Doc. 1533-88, 1988
- IRVINE, K. J., GLADMAN, T., ORR, J., PICKERING, F. B., Controlled Rolling of Structural Steels, *Journal of the Iron and Steel Institute*, p. 717-726, 1970
- IRVINE, K. J., PICKERING, F. B., GLADMAN, T., Grain-Refined C-Mn Steels, *Journal of the Iron and Steel Institute*, p. 161-182, 1967
- IRVING, B., Why Heat Treating is Crucial in Welded Fabrication, *Welding Journal*, p. 41-45, 1999
- JAMES, D. R. & CARPENTER, S. H., *Journal of Applied Physics*, v. 42, p. 4685-4697, 1971.
- JOHNSEN, M. R., U.S. Pipeline Industry Enters New Era, *Welding Journal*, nov., p. 37-41, 1999
- JONAS, J. J., The Hot Strip Mill as an Experimental Tool, *ISIJ International*, v. 40, p. 731-738, 2000
- JUNG, Y C, UENO, H., OHTSUBO, H., NAKAI, K., OHMORI, Y., Effects of Small Amounts of B, Nb, Ti additions on Nucleation and Growth Processes of Intermediate transformation Products in Low Carbon 3%Mn Steels, *ISIJ International*, v. 35, p. 1001-1005, 1995
- KARJALAINEN, L. P., MACCAGNO, T. M., JONAS, J. J., Softening and Flow Stress Behavior of Nb Microalloyed Steels During Hot Rolling Simulation, v. 35, p. 1523-1531, 1995
- KNEISSL, A. C., GARCIA, C. I., DeARDO, A. J., Characterization of Precipitates in HSLA Steels, HSLA Steels: Processing, Properties and Applications, p. 99-105, 1992
- KOJIMA, S.S., SAMPAIO, M. A. C. A., BOTT, I. S., The development of API 5L-X80 steel for pipe production by the TMCR process, T & B Petroleum, v. 15, technology, p. 68-70, 2002
- KOU, S., Welding Metallurgy, John & Sons, New York, 1987
- KRAUS, G., THOMPSON, S. W., Ferritic Microstructures in Continuously Cooled Low-and Ultralow-Carbon Steels, *ISIJ International*, v. 35, p. 937-946, 1995
- LANCASTER, J. F. The Metallurgy of Welding, Chapman and Hall, 5<sup>th</sup> Ed., 1993
- LEE, S., KIM, B. C., KWON, D., Correlation of Microstructure and Fracture Properties in Weld Heat-Affected Zone of Thermomechanically Controlled Processed Steels, *Metallurgical Transactions A*, v. 23A, p. 2803-2816, 1992
- LePERA, F., Improved Etching Technique to Emphasize Martensite and Bainite in High-Strength Dual-Phase Steel, *Journal of Metals*, mar, p. 38-39, 1980
- LI, Y., CROWTHER, D. N., GREEN, M. J. W., MITCHELL, P. S., BAKER, T. N., The Effect of Vanadium and Niobium on the Properties and Microstructure of the Intercritically Reheated Coarse Grained Heat Affected Zone in Low Carbon Microalloyed Steels, , *ISIJ International*, v. 41, p. 46-55, 2001
- LIMA, K. R. S., BOTT, I. V., GOMES, J. A. C. P., Comportamento de Aços da Classe API em Corrosão sob Tensão, 58<sup>o</sup> Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro-RJ, 2003
- LIU, S. and OLSON, D. L., The Role of Inclusion in Controlling HSLA Steel Weld Microstructures, *Welding Journal*, *Welding Research Supplement*, p. 139-149, 1986

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- LIU, S., INDACOCHEA, J. E., Weldability of Steels, ASM International, Materials Park Ohio 44073, Metals Handbook, v. 1, 10<sup>th</sup> edition: Properties and Selection, p. 604-613, 1992
- LIU, W. J., A New Theory and Kinetic Modeling of Strain-Induced Precipitation of Nb(CN) in Microalloyed Austenite, Metallurgical and Materials Transactions A, v. 26, p. 1641-1657, 1995
- LLEWELLYN, D. T., Vanadio in Steels, Ironmaking and Steelmaking, vol. 23, n° 5, p. 397-405, 1996
- LOPES, C. M. F., FREIRE JR., R. C. S., MACIEL, T. M., Anais do XIII CBECIMAT, 334-342, 1998
- LOSZ, J. M. B., CHALLENGER, K. D., HAZ Microstructures in HSLA Steel Weldments, M. M., p. 207-225, 1995
- MACHADO, I. G., Condução de Calor na Soldagem: Fundamentos e Aplicações, Imprensa Livre, Porto Alegre, 2000
- MACIEL, T. M., Ciclos Térmicos em Metais de Solda de Aços de Alta Resistência, Tese de Doutorado Universidade Federal de São Carlos, p.3-32, 1994
- MAIA, N. S., MEDEIROS, E. B., BRACARENSE, A. Q., Utilização da Emissão Acústica em Manutenção, Anais VI Congresso Ibero-Americano de Engenharia Mecânica – CIBEM6, p. 473-484, 2003
- MAJERUS P., COMPAN J., HIRAI T., LINKE J., REINHARD MAY, Acoustic emission studies on fracture behavior of CFC-materials under various loads, 26<sup>th</sup> European Conference on Acoustic Emission Testing-Proceedings BB 90 CD, Lecture 44, p. 455-463, 2004
- MANOHAR, P. A., CHANDRA, T., Continuous Cooling Transformation Behavior of High Strength Microalloyed Steels for Linepipe Applications, ISIJ International, v. 38, p. 766-774, 1998
- MANOHAR, P. A., CHANDRA, T., KILLMORE, C. R., Continuous Cooling Transformation Behavior of Microalloyed Steels Containing Ti, Nb, Mn and Mo, ISIJ International, v. 36, p. 1486-1493, 1996
- MARQUES, P. V., Fundamentos de Metalurgia da Soldagem, Fundação Cristiano Ottoni, Belo Horizonte, 2001
- MEDINA, S. F., MANCILLA, J. E., Static Recrystallization Modeling of Hot Deformed Steels Containing Several Alloying Elements, ISIJ International, v. 36, p. 1070-1076, 1996
- MEDINA, S. F., MANCILLA, J. E., Static Recrystallization Modeling of Hot Deformed Microalloyed Steels at Temperatures below the Critical Temperature, ISIJ International, v. 36, p. 1077-1083, 1996
- MEDINA, S. F., QUISPE, A., Improved Model for Static Recrystallization Kinetics of Hot Deformed Austenite in Low Alloy and Nb/V Microalloyed Steels, ISIJ International, v. 41, p. 774-781, 2001
- MEDINA, S. F., QUISPE, A., Influence of Strain on Induced Precipitation Kinetics in Microalloyed Steels, ISIJ International, v. 36, p. 1295-1300, 1996
- MEDINA, S. F., QUISPE, A., VALLES, P., BAÑOS, J. L., Recrystallization-Precipitation Interaction Study of Two Medium Carbon Niobium Microalloyed Steels, ISIJ International, v. 39, p. 913-922, 1999
- MOORTHY, V., JAYAKUMAR, T., RAJ, B., Acoustic emission technique for detecting micro- and macroyielding in solution-annealed AISI Type 316 austenitic stainless steel, Int. J. Ves. & Piping / Elsevier, v. 64, p. 161-168, 1995
- NATAL, Y. D., ALÉ, R. M., SILVA, L. C., Soldabilidade do Aço API 5L X60, Metalurgia ABM, vol 39, n°313, p. 649-653, 1983

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- NDT, Introduction to Acoustic Emission Testing, [http://www.ndt.net/article/az/ae\\_idx.htm](http://www.ndt.net/article/az/ae_idx.htm), acesso dez 2005
- NIKULIN, S. A., SHTREMEL, M. A., KHANZHIN, V. G., KURIANOVA, E. Y., MARKELOV, A. P., Analysis of Fracture Scale and Material Quality Monitoring with the Help of Acoustic Emission Measurements, Acoustic Emission Test. ASTM STP 1353, 1999
- NIÑO, C. E., BUSCHINELLI, A. J. A., HENKE, S. L., SANTOS, L., Ensaio de Implante de Cordão”, aplicável ao Estudo das Mudanças Microestruturais em Soldas Multipasses, Soldagem & Inspeção, 8, nº 3, p. 125-131, 2003
- OHMORI, Y., Microstructural Evolutions with Precipitation of Carbides in Steels, ISIJ International, v. 41, p.554-565, 2001
- PARK, J.-Y., PARK, J. K., CHOO, W. Y., Effect of Ti Addition on the Potency of MnS for Ferrite Nucleation in C-Mn-V Steels, ISIJ International, v. 40, p. 1235-1259, 2000
- PARK, T.W. e KANG,C.Y., The effects of PWHT on toughness of weld HAZ in Cu-Containing HSLA-100 steel, ISIJ International, vol.40 p.s49-s53, 2000
- PASA, Contribuição Técnica, CD PASA 2000
- PEDRAZA, A. J., COUTINHO, C. A. B. e SILVA, E. M. P., Tratamentos Térmicos dos Aços, Edições COTEC/UFMG, Belo Horizonte, 1983
- REED-HILL, R. E., Physical Metallurgy Principles, 2<sup>nd</sup> Ed., D. Van Nostrand Co., 1973
- ROSENTHAL, D., Theory of Heat Distribution During Welding and Cutting, The Welding Journal, mai, p. 220s-234s, 1941
- ROSS, B., Investigating Mechanical Failures-The Metallurgist's Approach, Mechanical Testing, Chapman & Hall, Glasgow, 1992
- ROUCOULES, C., HODGSON, P. D., YUE, Y., JONAS, J. J., Softening and Microstructural Change Following the Dynamic Recrystallization of Austenite, Metallurgical and Materials Transactions A, v. 25, p. 389-400, 1994
- RUUD, C. O., JOSEF, J. A. e SNOHA, D. J., Residual Stress Characterization of Thick-Plate Weldments Using X-Ray Diffraction, Welding Journal, Welding Research Supplement, p. 87-91, 1993
- SHIGA, C. and SAITO, Y., Toughness Improvement in HAZ of HSLA Steel by TMCP in Japan, M. M., p. 177-205, 1995
- SICILIANO Jr., F., JONAS, J. J., Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Microalloyed Nb, Multiply-Alloyed Cr-Mo, and Plain C-Mn Steels, Metallurgical and Materials Transactions A, v. 31, p. 511-530, 2000
- SILVA, C. A., BRACARENSE, A. Q., Procedimento de Soldagem para Recuperação de Equipamentos de Aço Carbono Exposto a Grande Quantidade de Hidrogênio, Soldagem & Inspeção, 8, nº 4, p. 179-186, 2003
- SILVA, E. M. P., CREUS, G., LORENTE, G. F., HELMAN, H., CETLIN, P. R., SOUZA, S. A., Fundamentos de Ensaio Mecânicos de Metais, DEMET/UFMG, Belo Horizonte, 1980
- SILVA, C. A., Desenvolvimento de Metodologia para avaliação de procedimentos de Soldagem para recuperação de equipamentos de aços de baixo teor de Carbono expostos a grande quantidade de Hidrogênio, Dissertação de Mestrado Depto. Eng. Mecânica EEUFMG, Belo Horizonte, Fev. 2001
- SOBRAL, M. D. C., MEI, P. R., Microestrutura de Placas de Aço V-NB Obtidas em Simulação de Laboratório, Anais do SULMAT2002 Congresso em Ciências de Materiais do Mercosul, 2002
- SORAGGI, C. C., Estudo Paramétrico para robotização da soldagem orbital de tubos com

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- arame tubular, Dissertação de Mestrado Depto. Eng. Mecânica EEUFMG, Belo Horizonte, jul 2004
- SUZUKI, S., WEATHERLY, G. C., HOUGHTON, D. C., The Response of Carbo-Nitride Particles in HSLA Steels to Weld Thermal Cycles, Acta Metallurgica, v. 35, p. 341-352, 1987
- TAKAHASHI, A. and OGAWA, H., Influence of Softened Heat-affected Zone on Stress Oriented Hydrogen Induced Cracking of a High Strength Line Pipe Steel, ISIJ International, vol.35, nº10, p. 1190-1195, 1995
- USIMINAS, Catálogo de Produtos, [www.usiminas.com.br](http://www.usiminas.com.br), acesso 2001
- VAHAVIOLOS, S., Industrial and Research Applications of Acoustics Emission, Princeton Ed., New Jersey, 1980.
- VASCONCELOS, C. S., Perspectivas e Regulamentação de Tubos API, [www.petrobras.com.br/portugues/tecnolog/centropq/tecn31h.htm](http://www.petrobras.com.br/portugues/tecnolog/centropq/tecn31h.htm) , acesso mar 2000
- VASCONCELOS, C. S., POPE, A. M., Influência do Tratamento Térmico na Dureza de Juntas Soldadas de Aços C e C-Mn, XXV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, Belo Horizonte, 1999
- VENTRELLA, V. A., Identificação Microestrutural de Juntas Soldadas de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga, Tese de Doutorado Universidade Federal de São Carlos, p. 5-70, 1999
- WAINER, E., BRANDI, S. D. e MELLO, F. D. H., Soldagem Processos e Metalurgia, Ed. Edgard Blücher Ltda., São Paulo, 1995
- WANG, G.R., NORTH, T. H., LEEWIS, K. G., Microalloying Additions and HAZ Fracture Thoughtless in HSLA Steels, Welding Journal, Welding Research Supplement, p. 14-22, jan 1990
- WANG, J. Q., ATRENS, A., COUSENS, D. R., KELLY, P. M., NOCKOLDS, C., BULCOCK, S., Measurement of Grain Boundary Composition for X52 Pipeline Steel, Acta Metallurgica, v. 46, p.5677-5687, 1998
- WEISS, I., JONAS, J. J., Interaction between Recrystallization and Precipitation during the High Temperature Deformation of HSLA Steels, Metallurgical Transactions A, v. 10, p. 831-840, 1979
- YAN, T., YUNFENG, L., YUNHUI, W., HSLA Steels: Processing, Properties and Applications, p. 501-505, 1992
- YOSHIE, A., FUJIOKA, M., WATANABE, Y., NISHIOKA, K., MORIKAWA, H., Modeling of Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Steel Plates Produced by Thermo-Mechanical Control Process, ISIJ International, v. 32, p. 395-404, 1992
- YURIOKA, N., Physical Metallurgy of Steel Weldability, ISIJ International, v.41, nº6, p. 566-570, 2001
- ZHAO, M-C, YANG, K., SHAN, Y., The Effects of Thermo-Mechanical Control Process on Microstructures and Mechanical Properties of a Commercial Pipeline Steel, Materials Science and Engineering A, v. 335, p. 14-20, 2002