



UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAÍBA
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA - CAMPUS II
PPGEM - PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENG. MECÂNICA



PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**EFEITO DO ALIVIO DE TENSÕES SOBRE AS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UMA JUNTA
SOLDADA DO AÇO API 5L X60**

JOÃO BAPTISTA DA COSTA AGRA DE MELO

CAMPINA GRANDE - PB

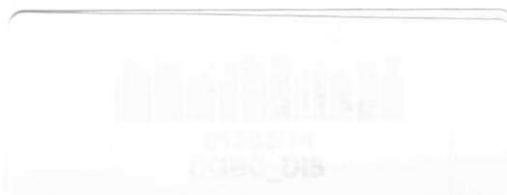
MAIO - 2002

**UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAIBA
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PÓS – GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**EFEITO DO ALIVIO DE TENSÕES SOBRE AS PROPRIEDADES
MECÂNICAS DE UMA JUNTA SOLDADA DO AÇO API 5L X60.**

JOÃO BAPTISTA DA COSTA AGRA DE MELO

CAMPINA GRANDE
2002



**UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAIBA
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PÓS – GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**EFEITO DO ALIVIO DE TENSÕES SOBRE AS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UMA JUNTA
SOLDADA DO AÇO API 5L X60**



Autor : **João Baptista da Costa Agra de Melo**
Orientador : **Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel**

Campina Grande, maio de 2002.

**UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAIBA
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PÓS – GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**EFEITO DO ALIVIO DE TENSÕES SOBRE AS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UMA JUNTA
SOLDADA DO AÇO API 5L X60.**

**Autor: João Baptista da Costa Agra de Melo
Orientador: Prof. Dr Theophilo Moura Maciel.**

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

Campina Grande, maio de 2002.
PB - Brasil



M528e Melo, João Baptista da Costa Agra de.
Efeito do alívio de tensões sobre as propriedades mecânicas de uma junta soldada do aço API 5L X60 / João Baptista da Costa Agra de Melo. - Campina Grande, 2002. 86 f.

Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal da Paraíba, Centro de Ciências e Tecnologia, 2002.
"Orientação : Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel".
Referências.

1. Junta Soldada - Propriedades Mecânicas. 2. Aço API 5L X60. 3. Alívio de Tensões - Tratamento Térmico. 4. Dissertação - Engenharia Mecânica. I. Maciel, Theophilo Moura. II. Universidade Federal da Paraíba - Campina Grande (PB). III. Título

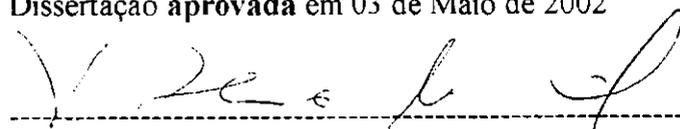
CDU 621.791.052(043)

**UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAIBA
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PÓS – GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**EFEITO DO ALIVIO DE TENSÕES SOBRE AS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UMA JUNTA
SOLDADA DE AÇO API 5L X60.**

Dissertação aprovada em 03 de Maio de 2002



Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel, Presidente
Instituição



Prof. Dr. Alexandre Queiroz Bracarense, Membro
UFMG



Prof. Dr. Marco Antônio dos Santos, Membro
Instituição

Campina Grande, Maio de 2002
PB - Brasil

**“Posso Todas As Coisas Naquele Que Me Fortalece”
Ep 4 ver. 1**

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a todos que contribuíram para esta tão grande vitória, em especial aqueles que sempre estão apoiando-me nas horas mais difíceis: a Gracinha muito mais que esposa minha grande companheira, Bia a quem não detenho esforços para torna-la feliz, a minha genitora Cremilda Agra a quem devo minha vida e finalmente a meu pai Amadeu Alves (em memória) ao qual devo toda esta conquista!

AGRADECIMENTOS

A DEUS não apenas agradeço, mas devo-LHE toda honra e gloria.

Ao meu colega e orientador Prof. Theophilo Moura Maciel por sua compreensão em momentos de dificuldade durante este trabalho, por seu profissionalismo e acima de tudo por sua persistência sem a qual provavelmente eu não teria concluído esta pesquisa.

Ao meu amigo Prof. Marco Antonio dos Santos por sua disponibilidade em ajudar a todos que precisam de sua sabedoria.

A Gracinha e Beatriz pelo apoio e suas presenças constantes não me deixando desvanecer.

Aos colegas professores Manasses, Juscelino, Agostinho, Windsor dentre tantos outros que não me deixaram desistir em momentos críticos.

Ao meu colega –irmão professor Leonardo Domingos Pereira que segurou toda a barra a frente da coordenação durante o tempo da pesquisa e também por seu incentivo.

Ao professor Walman em nome do qual agradeço a todo o departamento.

Aos funcionários do DEM em especial Marcos, Mario e Nilson Barbosa os quais contribuíram diretamente para a realização deste trabalho no tocante a confecção dos corpos de prova.

Ao SENAI por ter cedido suas dependências para a solução de alguns problemas técnicos.

A BOEHLER THYSSEN TECNICA DE SOLDAGEM na pessoa do engenheiro Ricardo Fernando responsável pela análise química dos materiais.

À Escola Técnica Federal da Paraíba pela realização dos ensaios de Charpy

A minha amiga Cléa por sua participação direta neste trabalho.

A professora Dayse que foi um elo forte na realização e interpretação dos MEV os quais foram de importância crucial na análise dos resultados.

SUMÁRIO

CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

1.0 – Introdução	01
1.1 – Objetivos	03

CAPÍTULO 2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 – Aços de alta resistência e baixa liga para tubulações	05
2.2 – A soldagem e seus processos	10
2.3 – Regiões de uma junta soldada	12
2.3.1 – Microestrutura da ZTA	13
2.3.2 – Microestrutura do metal de solda	17
2.4 – Tensões residuais em junta soldada	20
2.5 – Tratamentos térmicos para alívio de tensões em juntas soldadas	24
2.6 – Avaliação da tenacidade de juntas soldadas	31
2.6.1 – Ensaio de impacto CHARPY	33

CAPÍTULO 3 – MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 – Material	41
3.2 – Procedimentos experimentais	42
3.2.1 – Corte do tubo para retirada dos corpos de prova	42
3.2.2 – Tratamentos térmicos para alívio das tensões	42
3.2.3 – Ensaio de impacto CHARPY	45
3.2.4 – Ensaio de dureza	47
3.2.5 – Análise Microestrutural.	49

CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 – Influência da temperatura de tratamento	50
4.1.1 – Análise do metal de base resistência ao impacto	50
4.1.2 – Análise do metal de base medidas de dureza	54
4.1.3 – Análise do metal de solda resistência ao impacto	56
4.1.4 – Análise do metal de solda medidas de dureza	58
4.1.5 – Análise da ZTA resistência ao impacto	59

4.1.6 – Análise da ZTA medidas de dureza	61
4.2 – Influência do tempo de tratamento	62
4.2.1 – Análise do metal de base resistência ao impacto	62
4.2.2 – Análise do metal de base medidas de dureza	65
4.2.3 – Análise do metal de solda resistência ao impacto	66
4.2.4 – Análise do metal de solda medidas de dureza	69
4.2.5 – Análise da ZTA resistência ao impacto	70
4.2.6 – Análise da ZTA medidas de dureza	73
CAPÍTULO 5 – CONCLUSÕES	
5.1 – Uma hora de tratamento	75
5.2 – Para 923K a diversos tempos	76
CAPÍTULO 6 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	77
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	78

LISTA DE FIGURAS

2.1	Desenvolvimento da resistência dos tubos ao longo do tempo	07
2.2	Seqüência da fabricação incluindo conformação para forma tubular(U-O) e soldagem longitudinal a arco submerso.	10
2.3	Regiões de uma junta soldada.	12
2.4	Regiões da ZTA de uma solda monopasse.	15
2.5	Representação da ZTA de uma solda multipasse.	16
2.6	Representação de algumas microestrutura dos constituinte de uma junta soldada.	19
2.7	Representação esquemática das mudanças e temperatura e tensão durante o processo de soldagem.	23
2.8	Influência da temperatura e do tempo de tratamento no alívio de tensões para um aço com 0,21%C e 1,44%Mn.	26
2.9	Efeito do tempo e temperatura na percentagem de redução das tensões residuais.	27
2.10	Tensão admissível e relaxação de tensão em função da temperatura .	29
2.11	Equivalência do tempo e temperatura de alívio de tensões com o parâmetro de Holloman – Jaffe (Hp).	32
2.12	Esquema do ensaio de tenacidade Charpy.	35
2.13	Dimensões do corpo de prova Charpy com entalhe em V.	36
2.14	Variação esquemática de energia Charpy V em função da temperatura.	37
2.15	Orientação do corpo de prova para teste do metal de solda.	39
2.16	Localização dos entalhes para teste do metal de solda e da ZTA.	39
3.1	Representação da tubulação apresentando as soldas de fabricação e união.	42
3.2	Esquema ilustrativo do tratamento térmico para alívio das tensões a uma temperatura de 923K (650 C).	45
3.3	Representação do local do entalhe para os corpos de prova de Charpy: (a) posição no metal de solda; (b) ZTA; (c) metal de base.	46

3.4	Dimensões do corpo de prova Charpy .	46
3.5	Representação da leitura do controle da temperatura de teste	48
3.6	Martelo de ensaio de impacto Charpy utilizado nos ensaio.	48
3.7	Foto ilustrativa do duromêtro usado nos ensaios de dureza Vickers.	49
3.8	Ilustração do local de execução dos ensaios de dureza para as regiões do metal de base, ZTA e metal de solda.	50
3.9	Ilustração da forma de obtenção do corpo de prova de tração do metal de solda.	52
4.1	Variação da resistência ao impacto no metal de base em função da temperatura de tratamento para uma hora de permanência na temperatura.	55
4.2	Metalografias por MEV do metal de base: (a) sem tratamento; (b) tratado a 823K (550 C); (c) tratado a 923K (650 C), por tempo de uma hora.	56
4.3	Superfícies de fratura dos copos de prova: (a) sem tratamento; (b) tratado a 823K (550 C); (c) tratado a 923K (650 C).	57
4.4	Representação do efeito das separações na energia de Charpy.	57
4.5	Variação da dureza do metal de base em função da temperatura de tratamento para uma hora de permanência na temperatura.	58
4.6	Variação da resistência ao impacto no metal de solda em função da temperatura de tratamento para uma hora de permanência na temperatura.	60
4.7	Metalografias por MEV do metal de solda: (a) sem tratamento; (b) tratado a 923K (650 C) para uma hora de tratamento.	60
4.8	Superfícies de fratura do metal de solda (a) sem tratamento; (b) tratado a 823K (550 C); (c) tratado a 923K (650 C).	61
4.9	Aspecto da superfície de fratura por MEV do metal de solda apresentando aspecto por Clivagem.	61
4.10	Variação da dureza do metal de solda em função da temperatura de tratamento para uma hora de permanência na temperatura.	62
4.11	Variação da resistência ao impacto na ZTA em função da temperatura de tratamento para uma hora de permanência na temperatura.	63
4.12	Microestrutura observada por MEV da ZTA: (a) sem tratamento; (b) tratada a 823K (550 C) durante uma hora.	
4.13	Superfícies de fratura da ZTA sem tratamento (a); tratada a 823K (550 C) (b), tratada a 923K (650 C) (c) durante uma hora.	64

- 4.14 Variação da dureza na ZTA em função da temperatura de tratamento para uma hora de permanência na temperatura. 65
- 4.15 Variação da resistência ao impacto no metal de base em função do tempo de tratamento a uma temperatura de 923K (650 C). 67
- 4.16 Metalografias por MEV do metal de base : (a) sem tratamento e tratada a 923K (650 C) Por tempo de (b) 1 hora; (c) 5 horas; (d) 8 horas; (e) 11 horas. 68
- 4.17 Aspectos das superfícies de fratura para corpos de prova sem tratamento térmico e tratados a 923K (650 C): (a) sem tratamento; (b) 1 hora; (c) 5 horas; (d) 8 horas , (e) 11 horas . 69
- 4.18 Gráfico de dureza Vickers para o metal de base com a variação do tempo de tratamento para a temperatura de 923K (650 C). 70
- 4.19 Gráfico da energia charpy para o metal de solda com a variação do tempo de tratamento para a temperatura de 923K (650 C). 71
- 4.20 Metalografia por MEV do metal de solda: (a) sem tratamento e tratada a 923K (650°C) com o tempo variando de (b) 1 hora; (c) 5 horas; (d) 11 horas. 72
- 4.21 Superfícies de fratura para o metal de solda sem tratamento (a) e tratado a 923K(650 C) por: (b) 1 hora; (c) 5 horas; (d) 8 horas, (e) 11 horas 73
- 4.22 Gráfico de dureza Vickers para o metal de solda com a variação do tempo de tratamento para a temperatura de 923K (650 C). 73
- 4.23 Variação da resistência ao impacto na ZTA com o tempo de tratamento à temperatura de 923K (650 C). 75
- 4.24 Metalografias por MEV da ZTA (a) sem tratamento e tratada a 923K (650 C) por (b) 5 horas; (c) 8 horas; (d) 11 horas. 76
- 4.25 Aspecto das superfícies de fratura para a ZTA sem tratamento e tratada a 923K(650 C) variando-se o tempo de tratamento: (a) sem tratamento; (b) 1 hora; (c) 5 horas; (d) 8 horas, (e) 11 horas. 77
- 4.26 Aspecto da superfície de fratura por MEV para a ZTA com 8 horas de tratamento apresentando aspecto de clivagem. 77
- 4.27 Variação da dureza na ZTA com o tempo de tratamento a uma temperatura de 923K (650 C). 78

LISTA DE TABELAS

1.2	Composição química dos aços da classe API 51 em % (percentagem) em peso.	09
3.1.	Composição química do Metal de Base (MB) e Metal de Solda (MS) em % (percentagem) em peso.	43
4.1	Valores de resistência ao impacto do metal de base (MB) em função da temperatura..	55
4.2	Valores da dureza do metal de base em função da temperatura de tratamento para uma hora de permanência na temperatura.	58
4.3	Valores da resistência ao impacto no metal de solda (MS) em função da temperatura de tratamento para 1 hora de permanência na temperatura.	60
4.4	Valores da dureza do metal de solda em função da temperatura de tratamento para uma hora de permanência na temperatura.	62
4.5	Valores de energia para ZTA nas temperaturas de 823K (550 C) e 923K(650 C) para uma hora de tratamento.	63
4.6	Valores de dureza na ZTA em função da temperatura de tratamento por 1 hora de permanência na temperatura ..	65
4.7	Valores da resistência ao impacto no metal de base em função do tempo de tratamento a uma temperatura de 923K (650 C) .	67
4.8	Valores de dureza Vickers para o metal de base na temperatura de 923K (650 C) com a variação do tempo de tratamento.	70
4.9	Valores de energia para o metal de solda com tratamento a 923K (650 C) variando se o tempo de tratamento.	71
4.10	Valores de dureza Vickers para o metal de solda na temperatura de 923K (650 C) com a variação do tempo de tratamento.	74
4.11	Valores da resistência ao impacto na ZTA com o tempo de tratamento à temperatura	

ra de 923K (650C).

75

- 4.12 Valores de dureza Vickers para a ZTA na temperatura de 923K (650C) com a variação do tempo de tratamento.

78

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS.

AF	Ferrita acicular
A-M	Autenita Martensite
API	American Petroleum Institute
ARBL	Alta Resistência Baixa Liga
ASTM	American Society For Test Materials
AWS	American Welding Society
C	Carbono
C	Grau Celcius
CO ₂	Dióxido de Carbono
CTOD	Crack Opening Displacement Test
FC	Ferrita com Segunda Fase
FS(A)	Ferrita com Segunda Fase Alinhada
FS(NA)	Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada
H	Energia de Soldagem
Hv	Dureza Vickers
I	Corrente
IIW	International Institute of Welding
J	Joule
K	Graus Kelvin
Kgf	Kilograma Força

P	Fósforo
M	Martensita
m	Metro
mm	Milímetros
MAG	metal Active Gás
MB	Metal de Base
MEV	Microscopia de Varredura
MIG	Metal Inert Gás
Mn	Manganês
Mpa	Megapascal
MS	Metal de Solda
n	Eficiência do Processo de Soldagem
Nb	Nióbio
PF	Ferrita Primária
PF(I)	Ferrita Primária Intragranular
PF(G)	Ferrita Primária de Contorno de Grão
RGG	Região de Grão Grosseiro
σ_x	Tensão na Direção x.
SAER	Soldagem a Arco Elétrico com Eletrodo Revestido
SAS	Soldagem a Arco Submerso
Sb	Antimônio
SER	Soldagem a Resistência Elétrica
Sn	Estanho
ST	Sem Tratamento
TIG	Tungsten Inert Gas
V	Tensão de Voltagem no Arco
v	Velocidade De Soldagem
ZL	Zona de Ligação
ZF	Zona de Fusão
ZTA	Zona Termicamente Afetada

RESUMO

A proposta deste trabalho foi analisar a influência do tempo e da temperatura no tratamento térmico para alívio de tensões no que se refere às propriedades de energia de impacto e dureza de uma junta soldada de uma tubulação de aço API 5L X60, usada para a condução de petróleo. Para tanto foram realizados ensaios de dureza Vickers com carga de 98,1N (10kgf) e testes de resistência ao impacto Charpy a uma temperatura de 253K (-20 C) em corpos de prova com os entalhes confeccionados nas regiões de metal de base, zona termicamente afetada (ZTA) e metal de solda. Todos os corpos de prova foram submetidos a tratamentos térmicos para alívio de tensões a uma temperatura de 823K (550 C) por uma hora e a temperatura de 923K (650 C) por tempos de: 1 , 5 , 8 e 11 horas. Os resultados obtidos indicaram que com relação ao metal de solda houve um acréscimo na tenacidade em ambas as temperaturas de tratamento para o tempo de 1 hora, com maior eficiência neste aspecto com relação à temperatura de 823K (550 C). Para tempos maiores, na temperatura de 923K (650 C) observou-se uma tendência à estabilização desta propriedade. Com relação ao metal de base verificou-se uma acentuada queda da tenacidade para tratamentos a 923K (650 C) por uma hora se comparado ao mesmo tempo para 823K (550 C) e uma tendência de estabilização da dureza para temperatura de 923K (650 C). Com relação a ZTA observou-se uma acentuada variação dos valores de resistência ao impacto.

ABSTRACT

The purpose of this work was to analyze the influence of the time and temperature of relief stress thermal treatment on the hardness and impact resistance of a welded joint of an API 5L X60 steel pipeline used for petroleum transmission. For this, Vickers hardness and Charpy impact test at 253K (-20 C) were executed in specimens extracted from weld metal, heat affected zone (HAZ) and base metal submitted to thermal treatment at 823K (550 C) and 923K (650 C) for 1 hour and at 923K (650 C) for: 1h, 5h, 8h and 11 hours. The results indicated an increase of weld metal and HAZ impact resistance for treatment of 1 hour at both temperatures, with larger efficiency at temperature of 823K (550^oC). However, it was observed a great decrease of metal base impact resistance at temperature of 923K (650 C). A decrease of the impact resistance for all the welded joints regions was observed for time higher than 8 hours at 923K (650 C), in spite of the stability of hardness values.

CAPITULO 1

1.0 INTRODUÇÃO

As propriedades mecânicas dos metais dependem diretamente da sua microestrutura, que por sua vez depende da composição química e dos processos de fabricação utilizados na sua obtenção. Sendo assim, o interesse em analisar-se a influência de fatores que interfiram em mudanças microestruturais deverá estar sempre presente em pesquisas sobre este tema. O principal fator responsável pelas mudanças na microestrutura dos metais ferrosos, mais especificamente dos aços são os ciclos térmicos a que são submetidos durante tratamentos térmicos com o objetivo de melhoria nas propriedades mecânicas.

A soldagem destes materiais, cujos processos necessitam de um metal de adição, apresentam sua estrutura fundida em função do metal de base a ser soldado. Esta adição introduz fortes alterações microestruturais na região

do metal de base vizinha à linha de fusão (Zona Termicamente Afetada - ZTA), (Suzuki, R.N et al. 1998; Akritov, A.S. et al. 1991; Ale, R.M. & Rebello, J.M. A, 1989; Park, T.W. & Kang, C.Y. 2000; Davey, T.G. 1981; Almeida, A A. et al. 1998.).

Além das modificações microestruturais, proporcionadas pelo ciclo térmico de soldagem, a soldagem induz altos níveis de tensões residuais que tendem a reduzir a tenacidade da junta soldada, podendo comprometer seriamente a integridade da estrutura, (Spinelle, D., et al. 1992; Pistorius, P.G.H. et al., 1997; Bott, I.S. et al 1992; Fonseca, M.P.C. et al. 1998; Bott, I.S. et al. 1999).

As formas mais utilizadas para reduzir os níveis de tensões residuais na junta soldada são os Tratamentos Térmicos de Alívio de Tensões (TTAT), que consiste em aquecer a junta soldada a uma temperatura inferior à temperatura de transformação da perlita, mantendo a junta nesta temperatura por um determinado tempo. Tanto o tempo, como a temperatura e as taxas de aquecimento e resfriamento são definidas em função da composição química do metal de base e da espessura do componente e/ou corpo de prova, através de normas específicas sobre o assunto. Entretanto, em alguns casos estas variáveis podem ser alteradas na tentativa de se atingir outros objetivos, ou atender a situações específicas. Tais alterações correspondem principalmente ao aumento do tempo de patamar com menores temperaturas e vice-versa. Por outro lado, as alterações nestas variáveis poderão proporcionar significativas modificações metalúrgicas tanto na ZTA e no metal de solda da junta soldada como em regiões do metal de base que atingiram temperaturas suficientes para

proporcionar fenômenos similares aos que ocorrem no tratamento de revenimento do metal de base. Sendo assim, de acordo com o nível e o tempo de exposição da junta sob uma determinada temperatura e se a composição química dos materiais utilizados para a confecção da junta for propícia para tal, poderá ocorrer vários fenômenos, tais como: alteração na morfologia dos grãos, formação de precipitados (nitretos ou carbonetos) na ferrita, proporcionando um endurecimento secundário; segregação de impurezas tais como P e Sn nos contornos de grão da austenita, ou mesmo a decomposição da perlita, fenômenos estes que podem comprometer seriamente a tenacidade da junta soldada. (Costa, H.R.M. et al. (1993); Bott, L.S. e Teixeira, J.C.G. (1998); Olabi, A.G. e Hashmi, M.S.J. (1992); Albuquerque, M.C.S. (1992); Smith, C. et al. (1997)).

Para a avaliação da ocorrência ou não destes fenômenos e determinação da influência dos mesmos sobre as propriedades de tenacidade e dureza são geralmente usados os ensaios de resistência ao impacto ou de tenacidade a fratura, complementados com os ensaios de dureza e análise microestrutural (Bott, I.S. e Teixeira, J.C.G. 1999).

1.1 OBJETIVOS

- Avaliar o efeito da variação do tempo e da temperatura de tratamento térmico para alívio de tensões (TTAT) sobre a resistência ao impacto e a dureza de uma junta soldada transversalmente de uma tubulação de aço API 5L X60 nas regiões do metal de base, metal de solda, e ZTA.

- Relacionar o resultado dos valores de dureza e resistência ao impacto com as alterações na microestrutura dos corpos de prova submetidos às diferentes condições de TTAT.

CAPITULO 2.

2.0- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - Aços de Alta Resistência e Baixa Liga para Tubulações

Com o aumento da demanda e a evolução tecnológica dos últimos anos houve a necessidade da melhora na qualidade dos aços. Esta necessidade de desenvolvimento levou a mudanças nas características destes aços, em termo de composição química, limite de resistência e tenacidade, através do surgimento dos aços microligados de alta resistência e baixa liga (ARBL).

Os aços ARBL são bastante utilizados em construções estruturais, navais, plataformas marítimas, veículos espaciais, blindagem de carros de combate, etc. (Andrade, S.L; Oliveira,J.I.; Haman,I. 1982).

Bordignon,P.J.P. et al. (1987) mostraram que o uso de chapas grossas para fabricação de tubulações com grande diâmetro apresenta-se como uma das aplicações mais destacada para estes aços.

Uma das formas mais exploradas de energia ainda nos tempos atuais se dá pela utilização do petróleo e seus derivados. Com a exploração cada vez mais crescente desta forma de energia, se faz necessário buscar o melhor meio de transporte para condução destes produtos.

A utilização de tubos metálicos tem sido apresentado como uma destas soluções. Contudo, pesquisas mostraram que os materiais utilizados nestes tubos teriam que apresentar boas propriedades mecânicas associadas a um baixo custo.

O avanço da tecnologia para a produção destes tubos é que irá garantir o transporte desta forma de energia.

O desenvolvimento de tecnologia para as tubulações deve levar em consideração fatores como: capacidade operacional, controle de fratura, fatores ambientais e fatores construtivos, os quais estão diretamente relacionados com as seguintes características: (Vasconcelos, C.S.(1999); Terasaki, F.; Hashimoto, T.; Komizomo, Y.(1986); Jones, B.L. (1985)).

- Aumento da eficiência de transporte pelo uso de tubulações de maiores diâmetros
- Possibilidade de aumento da pressão de operação através do aumento da espessura e ou da resistência mecânica .
- Aumento da tenacidade para uso em regiões frias.
- Aumento da resistência à corrosão para transporte de óleo ou gases agressivos (CO_2 e H_2S).
- Aplicação de revestimento externa para aumentar a resistência à corrosão ambiental e revestimentos internos, visando diminuir o coeficiente de atrito.
- Melhoria da soldabilidade, especialmente com respeito a soldas em campo.

A norma API (American Petroleum Institute) é o exemplo claro da exigência de desenvolvimento tecnológico pra a fabricação de tais tubulações. Nas ultimas três décadas a demanda por tubulações de grande diâmetro tem levado as siderúrgicas a desenvolverem aços com alta resistência, boa soldabilidade e acima de tudo tenacidade, ou seja, boa resistência à fratura. (Vasconcelos, C.S. (1999)).

Ao longo dos anos devido à grande diversidade no uso das tubulações com especificação da norma API, estes tubos tem apresentado uma evolução na melhoria de sua resistência conforme mostra a Figura 2.1.

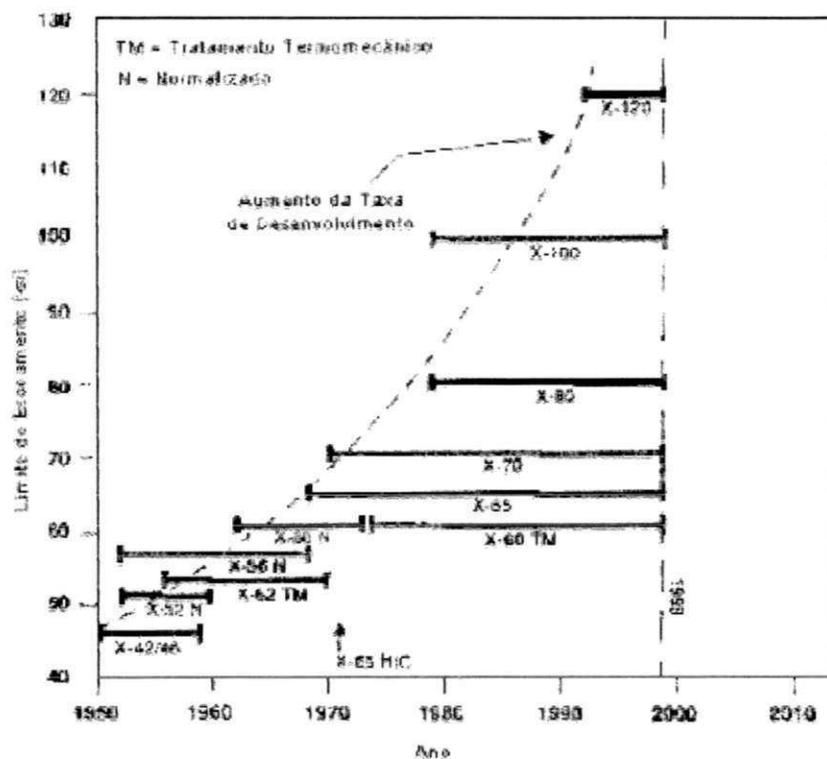


Figura 2.1 – Desenvolvimento da resistência dos tubos ao longo do tempo.

(Gray, J.M; Fazackerley, W.J. 1998).

No Brasil, a produção de chapas para fabricação de tubos com grande diâmetro conforme especificação da norma API teve início em 1978 através das siderúrgicas Usiminas e Cosipa que desenvolveram chapas para produção de tubos da classe X40 e X50 (Bordignon, P.J.P; Oliveira, E.Q Machado, S.A. (1987); Andrade, Oliveira, J.L; Haman, I. (1982)).

Esses aços comerciais eram acalmados ou semi-acalmados, com teores de carbono entre 0,20% e 0,28%. Este percentual de carbono, entretanto, ainda dificultava a soldagem destes materiais. O percentual de enxofre presente nestes materiais, por sua vez, era alto quando comparados aos aços atuais. Devido a este fato é que os aços na década de 70 apresentavam maior tendência a trincas por hidrogênio quando em contato com fluidos ou gases contendo alta quantidade de H₂S como, por exemplo, o petróleo. (Brito, V.L.1999).

Só a partir de 1980 é que estas siderúrgicas iniciaram a produção de chapas para tubos da classe X60 e X70. Esses novos aços eram normalmente especificados para teores de carbono inferiores a 0,20% e carbono equivalente entre 0,40 % e 0,42 %. A redução no teor de carbono foi compensada com o aumento no teor de manganês e níquel, utilizando-se também percentuais de nióbio e vanádio com objetivo de refino do grão, melhorando assim a resistência mecânica destes materiais. (Bordignon, P.J, P.; Oliveira E.Q; Machado, S.A.; Schiaresi, J.R.P.(1987)).

Com a evolução na sua produção a indústria siderúrgica conseguiu produzir aços com módulo de elasticidade alto e baixo teor de carbono.

O processo de produção destas chapas é por laminação controlada, onde conseguiu-se um refino no grão austenítico através do controle da temperatura de laminação,

levando-se também em consideração a dissolução dos elementos de liga o que resultará em aumento da tenacidade e resistência,(Costa, J.A.S ; Camargo, J.C.(1987) Ferrante, M.; Silvestre, M. .A. (1990)).

Conforme Vasconcelos (1999), a especificação mais citada na área de tubulação é a API 5L. Esta classificação baseia-se no limite de escoamento do material e na sua composição química. (Norma API-5L, 1995 ; Terask, F. et al 1986). Podemos citar, por exemplo, o aço API 5L X-60 que apresenta um limite de escoamento em torno de 413 MPa (60 Ksi).

Segundo a norma API, para que o aço seja classificado como 5L este deverá apresentar sua composição química dentro de limites específicos, conforme indicado na Tabela 1.2. (CONFAB/API 5L 4ª Edição 1995). Este limite de composição se faz necessário para garantir a soldabilidade destes tubos no campo (Terasaki,F et al., 1986;e Jones,B.L. 1985).

Tabela. 1.2- Composição química dos aços da classe API 5L em % (percentagem) em peso. (CONFAB/API 5L 4ª Edição 1995)

FAIXA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO API 5 – X60					
%Max. C	%Max. Mn	%Max. P	%Max. S	Lim.Res.(MPa) Mínimo	Lim.Esc.(MPa) Mínimo
0,26	1,35	0,030	0,030	517	413

A produção de tubos de grande diâmetro como as tubulações para o transporte de petróleo são em sua grande maioria executada da seguinte forma: a chapa laminada a quente a partir de lingotes sofre deformações mecânicas tomando forma tubular e depois são soldados por soldagem a Arco Submerso (SAS) ou soldagem a resistência elétrica (SRE), dependendo da espessura da chapa. A este processo da-se o nome de processo UOE, onde o U

significa a primeira conformação da chapa, a qual toma forma em U. Após esta conformação inicial, a referida chapa passará por uma segunda conformação em uma espécie de matriz tomando a forma de O, neste momento o tubo é soldado e provoca-se no mesmo uma expansão daí a letra E. A Figura 3.2 representa este processo. (Costa, J.A.S. e Camargo, J.C. (1987) e Howden, D.G. (1974)).

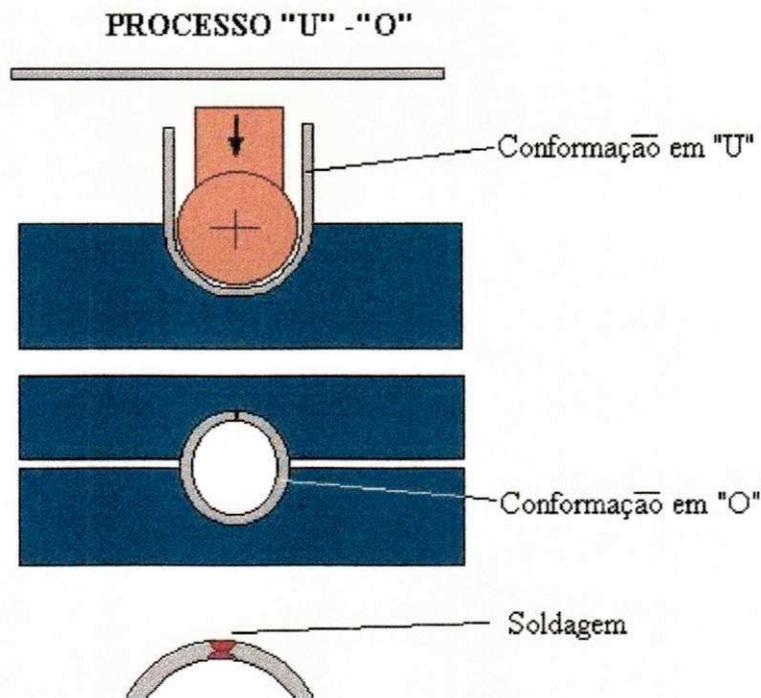


Figura 2.2 – Seqüência de fabricação incluindo conformação para forma tubular (U – O) e soldagem longitudinal a arco submerso (2 passes). (Howden, D.G. 1974)

2.2 A soldagem e seus processos

Dentre os diversos processos de fabricação a soldagem é o que se apresenta como forma mais comum de unir os materiais. Contudo, esta união poderá ficar comprometida se o processo de soldagem não for adequado.

Para a escolha adequada do processo de soldagem é necessário o conhecimento do material a se unir, a estrutura a ser soldada, o custo do processo, etc. Isto se faz necessário para que se obtenha após a soldagem uma continuação da estrutura inicial.

É possível encontrar na literatura diversas definições de soldagem, a qual na linguagem mais prática significa o modo pelo qual se pode unir dois ou mais materiais. Mas, soldagem não é apenas um processo de fabricação, a mesma é conhecida também como um processo de recuperação de estruturas.

De acordo com a Associação Americana de Soldagem (AWS) a definição para o processo de soldagem é: “um processo de união usado para obter a coalescência localizada de metais e não metais, produzidos por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a utilização de pressão e/ou material de adição” (AWS 3.0, 1989).

Os processos de soldagem podem ser divididos em dois grandes grupos: processos por fusão e no estado sólido (por pressão). Nos processos por fusão as partes a serem soldadas são aquecidas até atingirem o ponto de fusão dos materiais, e, se necessário, acrescenta-se um metal de adição no estado fundido com o objetivo de completar a junta. Nos processos no estado sólido os materiais são aquecidos a uma determinada temperatura, e uma pressão é aplicada aos mesmos, fazendo com que ocorra a união (Seférian, D. (1987)).

Dos processos por fusão os mais utilizados são os processos que utilizam um gás combustível e o oxigênio (oxi-acetileno), ou processos que utilizam o arco elétrico como fonte de calor, sendo estes os mais utilizados nos dias atuais (Welding Handbook, 1978).

Quando a soldagem ao arco elétrico requer um consumível os processos mais utilizados são ao arco elétrico com eletrodo revestido, o MIG/MAG, com arame tubular, ou ao arco submerso. Se o processo não requer um consumível o processo mais utilizado é o processo TIG, (Welding Handbook, 1978)

No Brasil o processo de soldagem mais utilizado ainda é o processo de soldagem ao arco elétrico com eletrodo revestido (SAER), devido à sua simplicidade operacional e o seu baixo custo, (Zeeman, A. (1998)).

No processo SAER utiliza-se um eletrodo metálico com revestimento, cujo objetivo é proteger a junta soldada ou em alguns casos enriquecer o metal de solda com elementos de liga. A coalescência entre as partes a serem unidas se dá pelo aquecimento entre elas com um arco elétrico gerado entre o eletrodo e a peça que esta sendo soldada. (Marques, P.V 1991)

2.3 Regiões de uma junta soldada

Uma junta soldada por fusão é composta de três regiões básicas: a zona fundida (ZF), a zona de ligação (ZL) e a zona termicamente afetada (ZTA) (Welding Handbook (1987)), conforme apresentado pela fig.2.3.

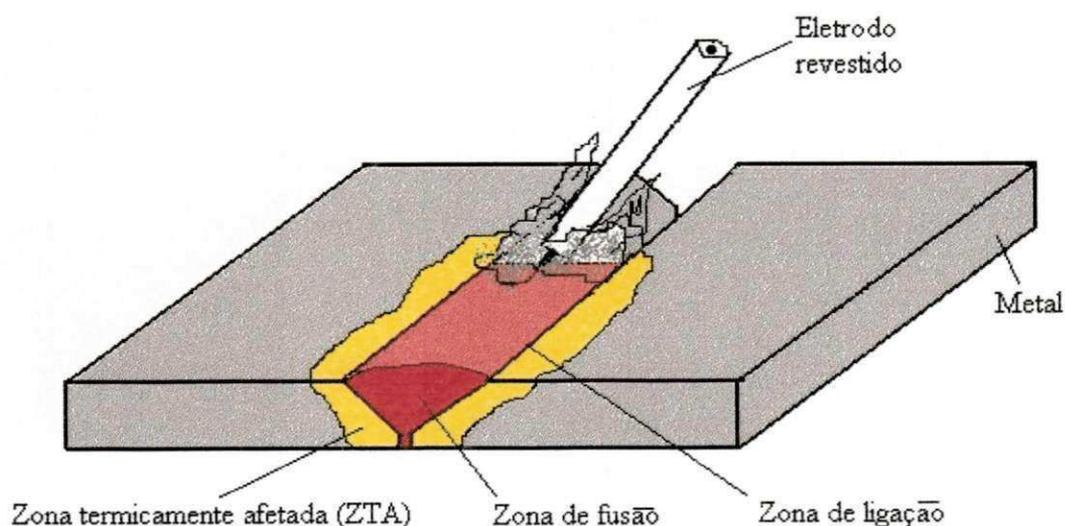


Figura 2.3 – Regiões de uma junta soldada, ZTA, MB, ZF e ZL.

No Brasil o processo de soldagem mais utilizado ainda é o processo de soldagem ao arco elétrico com eletrodo revestido (SAER), devido à sua simplicidade operacional e o seu baixo custo, (Zeeman, A. (1998)).

No processo SAER utiliza-se um eletrodo metálico com revestimento, cujo objetivo é proteger a junta soldada ou em alguns casos enriquecer o metal de solda com elementos de liga. A coalescência entre as partes a serem unidas se dá pelo aquecimento entre elas com um arco elétrico gerado entre o eletrodo e a peça que esta sendo soldada. (Marques, P.V 1991)

2.3 Regiões de uma junta soldada

Uma junta soldada por fusão é composta de três regiões básicas: a zona fundida (ZF), a zona de ligação (ZL) e a zona termicamente afetada (ZTA) (Welding Handbook (1987)), conforme apresentado pela fig.2.3.

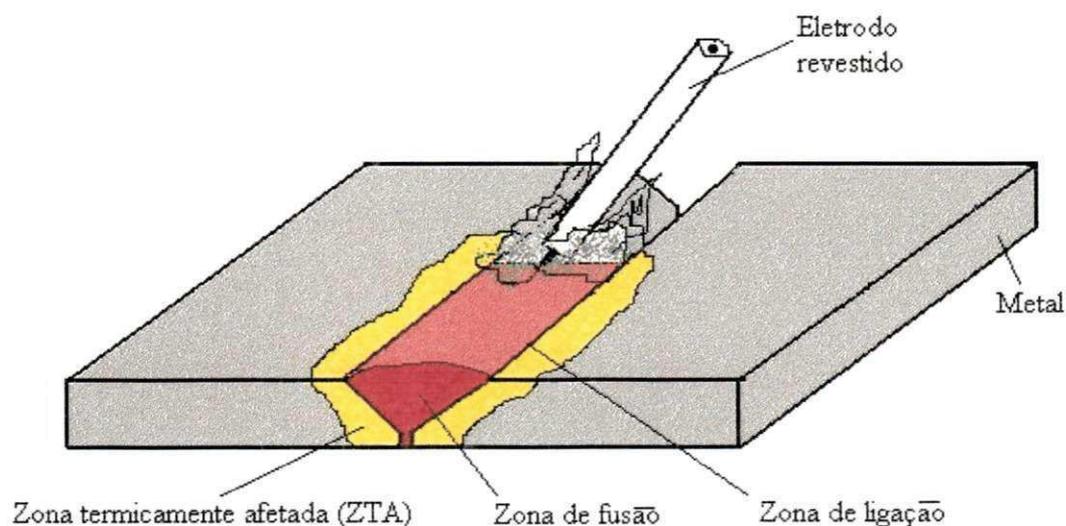


Figura 2.3 – Regiões de uma junta soldada, ZTA, MB, ZF e ZL.

As três regiões da junta soldada são assim definidas:

- **A Zona Fundida (ZF)** – chamada metal de solda ou cordão de solda, que constitui a região onde o material fundiu e solidificou durante a operação de soldagem. As temperaturas atingidas nesta região estão acima da temperatura de fusão do metal.
- **A Zona de Ligação (ZL)** – região onde parte do metal de base sofreu fusão, e que forma a fronteira entre a Zona Fundida e a Zona Termicamente Afetada.
- **A Zona Termicamente Afetada (ZTA)** – local onde não ocorreu a fusão do metal de base, mas que teve sua microestrutura e suas propriedades mecânicas modificadas pelo ciclo térmico de soldagem.

A ZTA compreende uma região de grãos grosseiros, vizinha à zona de ligação, e uma região de grãos finos, cuja temperatura foi suficiente apenas para recristalizar a estrutura do metal de base (MB).

2.3.1 Microestrutura da ZTA

A ZTA sofre alterações microestruturais devido ao calor gerado pelo processo de soldagem, que dependem do pico de temperatura atingido durante a soldagem e da taxa de resfriamento nesta região, as quais são apresentadas a seguir: (Doc.IIS-IIW-835-85,6p,1985).

Região de Grãos Grosseiros (RGG) - região adjacente à linha de fusão que atingiu picos de temperatura muito acima da temperatura de recristalização, o que promove o crescimento rápido dos grãos da austenita, (Kikuta, Y. et al.(1986) e (Lee, S. et al.(1989)). Esta região apresenta uma maior fragilidade devido não só à alta granulometria como à alta taxa de resfriamento, sendo formada geralmente pelo constituinte frágil martensita em aços de alta resistência.

Região de Grãos Finos (RGF) - região que atingiu picos de temperatura suficientes para recrystalizar a microestrutura, mas insuficiente para promover o crescimento dos grãos. A microestrutura final dependerá da velocidade de resfriamento e da composição química do metal de base. Por ser mais fina que a região de grão grosseira, e por possuir menores taxas de resfriamento são menos favorável a formação de microestruturas frágeis martensíticas.

Região Intercrítica (RI) – região que apresentou picos de temperatura inferiores à temperatura de recrystalização, mas dentro da zona crítica, isto é, acima da temperatura eutetóide e abaixo da temperatura de recrystalização, fazendo com que parte da perlita se transforme em austenita. A microestrutura resultante do resfriamento poderá apresentar, portanto uma microestrutura constituída de perlitas com diferentes espessuras entre lamelas e ainda austenita retida.

Região Subcrítica (RS) – região que sofreu picos de temperatura abaixo da transformação eutetóide, não sendo afetada microestruturalmente.

A Figura 2.4 apresenta as regiões descritas anteriormente.

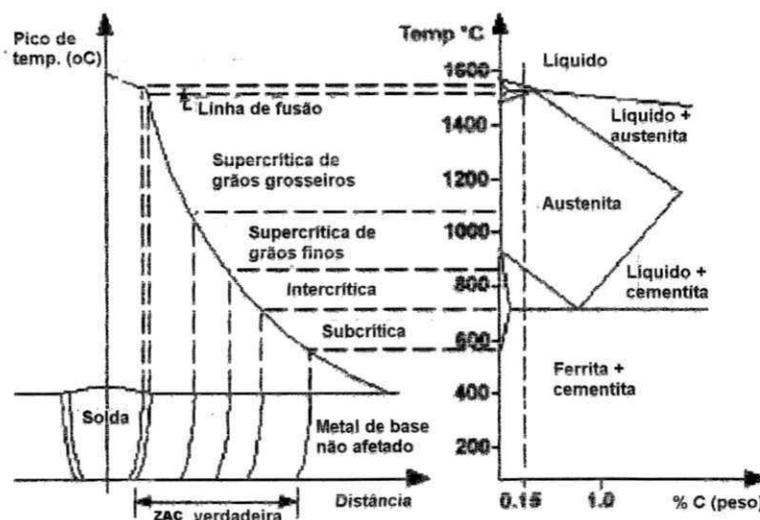


Figura 2.4 – Regiões da ZTA de uma solda monopasse. (Easterling, K. 1983)

Em soldas com mais de um passe (solda multipasse) a região de grãos grosseiros da ZTA, devido ao aquecimento proporcionado pelo passe subsequente, pode ser subdividida em quatro regiões de acordo com a temperatura de reaquecimento: região subcrítica, reaquecida abaixo da linha A_{c1} (temperatura eutetóide); região intercrítica, reaquecida entre A_{c1} e A_{c3} , região supercrítica, reaquecida acima de A_{c3} e uma zona inalterada, onde o reaquecimento do passe subsequente não altera o tamanho de grão da RGG do passe anterior (Lee, S. et al. (1995)).

A Figura 2.5 representa as sub-regiões da ZTA em soldas multipasse.

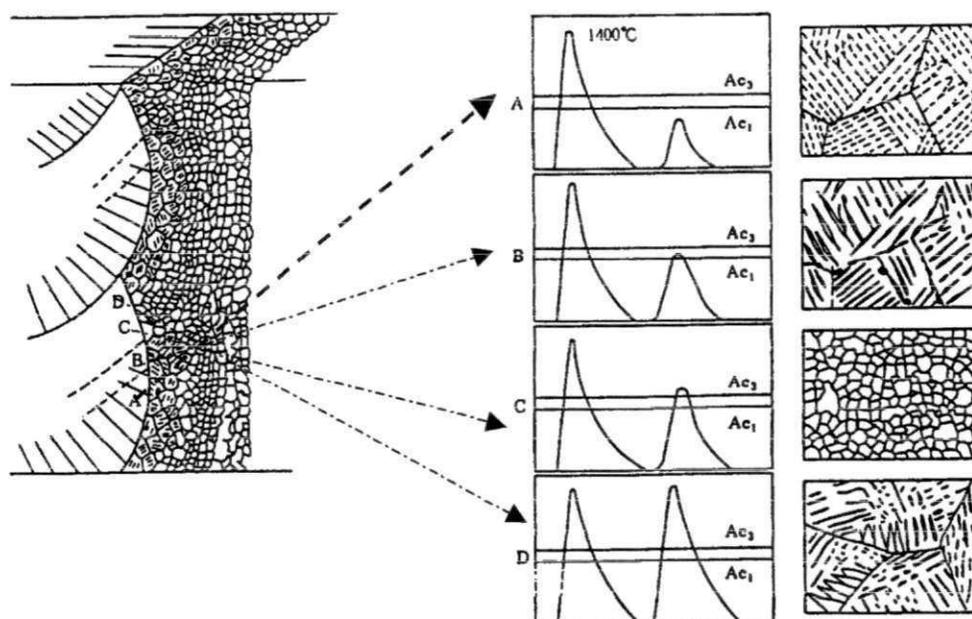


Figura 2.5 – Representação da ZTA de uma solda multipasse (Haze, T. et al 1987)

Os aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL), requerem procedimentos de soldagem especiais para produzirem uma microestrutura compatível com o metal de base. As mudanças microestruturais ocorrem principalmente na região de Grãos Grosseiros da ZTA

onde ocorre uma substancial redução de ductilidade e aumento da dureza, resultando num aumento da suscetibilidade a fratura frágil e ao trincamento por hidrogênio. Isto ocorre devido à formação de Martensita nesta região destes aços, a qual, por possuir características de alta dureza e alta fragilidade, proporciona a alteração nas propriedades referenciadas acima. (Bracarense, A.Q. e Liu, S.(1994)) e (Easterling, K. (1983)).

As propriedades mecânicas da ZTA dependerão, portanto dos constituintes que esta possa apresentar. Em soldas multipasse verifica-se que a região com tenacidade mais baixa é a região de grão grosseiro reauecida. Isto se deve porque esta região apresenta microconstituintes como microfases austenita-martensita (A-M) ou agregados ferrita-carbeto.

Os principais parâmetros de soldagem responsáveis pela variação do ciclo térmico na soldagem e, conseqüentemente, pela variação microestrutural na junta soldada são a temperatura de pré-aquecimento e a energia de soldagem definida como sendo: (Marques, P.V (1991)).

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

Onde:

- H = energia de soldagem, em J/m.
- n = eficiência térmica do processo.
- V = tensão no arco em volts.
- I = corrente elétrica de soldagem em amperes.
- v = velocidade de soldagem em m/s.

Sendo assim, os controles destes parâmetros são fatores importantes na soldagem destes aços.

2.3.2 Microestruturas do metal de solda

O desenvolvimento da microestrutura do metal de solda de aços carbono é bastante complexo, pois depende diretamente da composição química, taxa de resfriamento, tamanho de grão da austenita e tipos de inclusões. Devido a estes fatores é que a nomenclatura dos microconstituintes do metal de solda tem sido bastante discutida, existindo divergências quanto à definição dos mesmos (Ale, R.M. et al. (1993)), (Perdigão, S.C. (1987)) e (Abson, D.J. & Duncan, A. (1988))

O Instituto Internacional de Soldagem (International Institute Welding – IIW) através do documento nº IIS-IIW-853-85 apresenta a nomenclatura mais usual para os constituintes de uma junta soldada, conforme apresentado abaixo:

Ferrita de Contorno de Grão (PF(G)) – São veios de ferrita associados a contornos de grão austenítico, apresentando aspecto liso e claro. Geralmente em formas de veios delineando o contorno de grão colunar da austenita prévia.

Ferrita Poligonal Intragranular (PF (I)) - Grãos de ferrita, normalmente poligonais, no interior dos grãos austenítico prévios, são cerca de três vezes maior do que a ferrita acicular.

Ferrita com Segunda Fase Alinhada (FS (A)) – Quando duas ou mais ripas de ferrita paralelas estão presentes. Só serão classificadas como FS se a relação comprimento/largura for maior do que 4:1, caso isto não ocorra o constituinte será classificado como ferrita acicular ou ferrita poligonal. Quando estas ferritas não se apresentarem alinhadas são denominadas de Ferrita com Segunda Fase não Alinhada (FS (NA)).

Agregados ferrita-carbeto (FC) – Estrutura fina de ferrita e carbeto, incluindo perlita e ferrita com carbeto interfásicos formado fora dos contornos de grão da austenita.

Ferrita Acicular (AF) - Formada no interior do grão austenítico constituída por grãos extremamente finos com diâmetro variando de 1 a 3 μm , não alinhados e com contornos de altos ângulos.

Martensita (M) – Formada sob altas taxas de resfriamento em metais de solda com altos percentuais de carbono e com baixas energias de soldagem. Pode se apresentar de duas formas: Maclada com alta densidade de discordâncias e Cisalhada com baixo teor de carbono e em ripas.

Austenita – Martensita (A-M) – microfases constituída por ilhas de martensita em meios de austenita retida.

A Figura. 2.6 apresenta alguns destes constituintes.

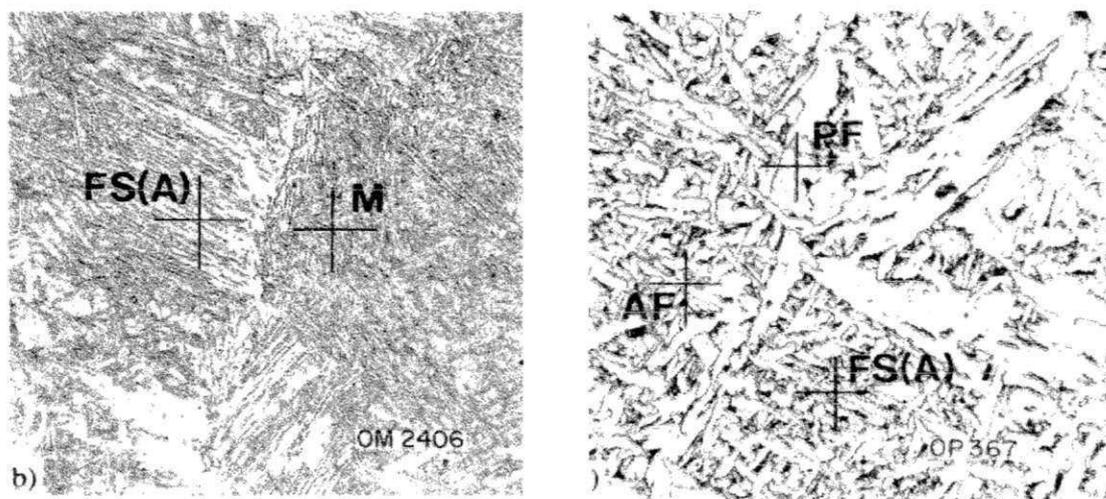


Figura 2.6 – Representação de algumas microestruturas de uma junta soldada (IIW doc. No. IX-1533 -88 (1988)).

A proporção de cada um dos microconstituintes acima apresentados dependerá da taxa de resfriamento na junta soldada e da composição química do metal de adição e do metal de base. Os microconstituintes PF(G) e PF (I) são formados sob baixa taxa de

resfriamento. Maiores taxas de resfriamento proporcionam maiores proporções de FS e AF e taxas muitas elevadas poderão proporcionar a formação de M no metal de solda.

A maioria dos elementos de liga proporcionam a redução de PF e o aumento de AF, podendo-se citar como elementos mais eficientes para este fim o manganês e o níquel.(Ferrante, M. (1989)).

A PF(G) e PF (I) são microconstituintes que não oferecem resistência à propagação de trincas, devendo, portanto ser evitadas em altas proporções, principalmente quando se requer uma junta soldada com elevada resistência mecânica.(Ale, R.M; Jorge, J.C.F. e Rebello, J.M. A (1994)). Por outro lado a AF por possuir grãos extremamente finos e uma alta densidade de discordâncias, proporciona ao metal de solda uma associação de alta resistência mecânica com uma boa tenacidade. (Ale, R.M.; Jorge, J.C.F. e Rebello, J.M.A (1994)). Em metais de solda com altos percentuais de C e de elementos de liga é possível a presença de M. Entretanto, este microconstituente, apesar de proporcionar uma alta resistência mecânica confere uma baixa tenacidade ao metal de solda.

Uma solda realizada com um único passe apresentará uma microestrutura resultante formada por grãos colunares característicos do processo de solidificação da poça de fusão, os quais são indesejáveis, por reduzirem a tenacidade do metal de solda.

A solda multipasse utilizada na soldagem de chapas em que um único passe não é suficiente para preencher a junta, proporciona o refino do grão do passe anterior e a redução de risco de trincas. Este refino de grão se deve ao fato de que, a segunda camada penetra na primeira promovendo um reaquecimento na mesma proporcionando a recristalização dos grãos colunares. Fatores como: altura da primeira camada, profundidade da região de grão grosseiro e penetração da zona de refino da segunda camada são essenciais para o perfeito refino de grão (Easterling, K. (1983)) e (Mundra,K et al. (1997)) .

2.4 Tensões Residuais em Junta Soldada

Tensões residuais são aquelas que existem em um corpo quando todas as cargas externas foram removidas. Estas tensões estão ligadas às deformações plásticas, a exemplo das de origem térmica, das deformações em vizinhanças de entalhes e das deformações resultantes de processos de conformação mecânica.

As tensões residuais podem ser agrupadas em três modos diferentes em consequência de como se apresentam nos materiais:

Modo I - São tensões homoganeamente distribuídas numa grande região do material envolvendo vários grãos, implicando então, em condição de equilíbrio estático. Qualquer modificação deste equilíbrio gera alterações macroscópicas nas dimensões do corpo.

Modo II - Envolve tensões homoganeamente distribuídas numa pequena região do material, da ordem de grandeza do tamanho de grão. O equilíbrio é, portanto localizado, uma alteração deste equilíbrio não implica necessariamente, em alterações macroscópicas nas dimensões do corpo.

Modo III - As tensões encontram-se heterogeneamente distribuídas através de pequenas regiões da ordem de grandeza de algumas distâncias interatômicas. O equilíbrio só se observa em parte de um grão. Alterações neste caso não implicam em modificações macroscópicas.

As tensões em vizinhanças de entalhes vêm das altas deformações nas raízes dos mesmos, associadas a esforços de compressão e tração para manter a continuidade do material nesta região. Estas são condições essenciais ao aparecimento de tensões residuais. Como nos entalhes, as operações de conformação mecânica também podem provocar deformações localizadas capazes de gerar campos de tensões residuais de tração e/ou compressão.

As tensões de origem térmica aparecem quando a distribuição de temperaturas não é uniforme, o que acarreta expansões e contrações do material, podendo atingir níveis tais que levem a deformação plástica. Nessas condições, criam-se incompatibilidades no campo de deformações daquela zona, levando ao aparecimento das tensões residuais necessárias para manter o equilíbrio de forças na região. Efeitos desta natureza podem ocorrer, por exemplo, em ciclos térmicos de soldagem e em transformações martensíticas. (Brandi, S .D. et al 1992).

Num processo de soldagem podem existir tensões residuais capazes de atingir, de acordo com Ruud et al, (1993), valores da ordem das tensões de escoamento dos aços. Estas tensões residuais poderão surgir devido aos seguintes fatores: contração no resfriamento de regiões diferentemente aquecidas e plastificadas durante a soldagem, resfriamento superficial mais intenso e diferença de volume dos microconstituintes resultantes das transformações de fases.

Tensões residuais em soldagem vêm de deformações temporárias, locais e heterogêneas em escala macroscópica e microscópica no cordão de solda, zona termicamente afetada e material de base. Tais tensões, além de deformações, poderão afetar a união soldada de várias formas, entre as quais destaca-se o aumento do risco de fratura frágil, a redução da resistência à corrosão e da resistência a fadiga. (Silveira, J.P. Barros, S.M. 1990)

Na soldagem por fusão situações comuns como heterogeneidades químicas entre regiões, diferenças nos tamanhos de grãos e na sua morfologia, fases diferentes e orientações cristalográficas diferentes, por si só, geram tensões microscópicas do Modo II. Superpondo-se a estes fatores, dentro destas regiões ocorrem diferentes densidades de deslocamentos, precipitados, gases dissolvidos, etc, que implicam em tensões do Modo III (Rogana,W.G. 1999).

Uma representação esquemática do efeito da variação da temperatura ΔT , sobre as tensões na direção de soldagem, σ_x , durante o processo é mostrada na Figura 2.7 (Kou, S. 1985). A seção A-A está à frente da fonte de calor e não está ainda significativamente afetada pelo aporte térmico tendo, portanto um gradiente de temperatura desprezível. Ao longo da seção B-B, que corta a fonte de calor, a distribuição de calor apresenta um perfil bem inclinado com um ponto de máximo no centro da poça de fusão. Este comportamento mostra-se mais suave um pouco atrás da fonte de calor seção C-C e apresenta gradiente de temperatura insignificante distante da fonte de calor seção D-D.

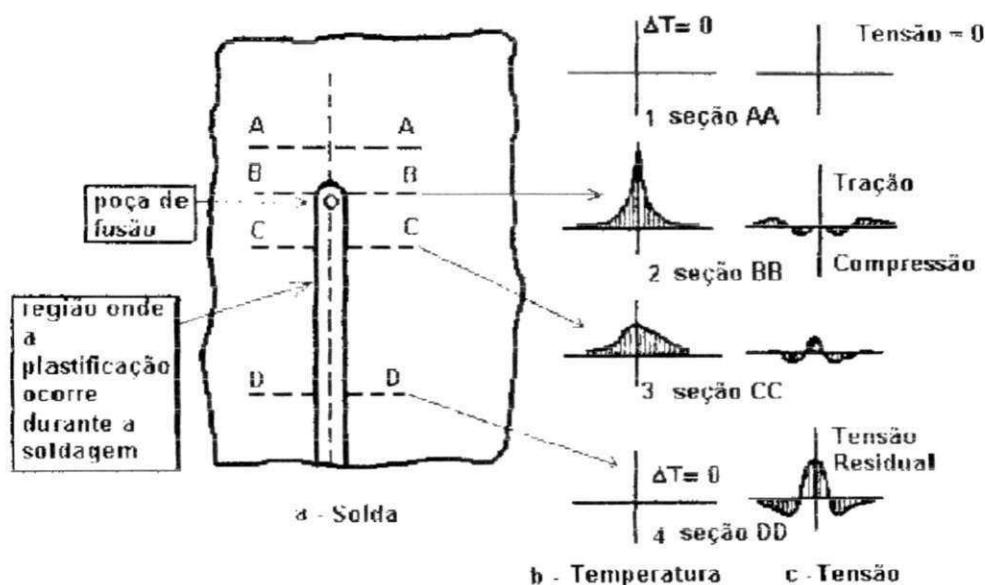


Figura 2.7- Representação esquemática das mudanças de temperatura e tensão durante a soldagem (Kou, S. 1985)

Quando a região ainda não é afetada pelo aporte térmico da soldagem, como a seção A-A, esta não apresenta tensões termicamente induzidas. Ao longo da seção B-B, a tensão σ_x é próxima de zero na poça de fusão já que esta ainda não está sob carga. Em regiões longe da fonte de calor, as tensões são compressivas, (σ_x negativa), pois a expansão destas

áreas, devido ao aquecimento da soldagem, sofre restrição do material frio ao seu redor. Nestas áreas, σ_x chega a atingir valores próximos aos da tensão de escoamento do metal de base, que costuma ser baixa a temperaturas elevadas. Em áreas mais distantes da solda as σ_x são trativas e balanceiam as tensões compressivas perto da solda. Na seção C-C tanto o metal de solda quanto as região do metal de base próximas à linha de fusão resfriaram-se e tendem a contrair, produzindo tensões de tração, σ_x positiva. Aumentando-se a distância do cordão de solda, σ_x oscila de comportamento entre compressiva, adjacente ao cordão de solda e trativa para distâncias maiores. Finalmente ao longo de D-D, altas tensões de tração são produzidas no centro da solda e suas proximidades, e tensões compressivas aparecem longe do cordão de solda, já que esta seção está longe da fonte de calor, este perfil de tensões é o resultante da distribuição de tensões residuais. (Antunes, A.E.B. 1995).

Uma maneira de interpretar as tensões residuais longitudinais descritas é que imediatamente após a soldagem, começa o resfriamento e a contração da região aquecida, contração esta que é impedida pelas regiões que permaneceram frias. Inicialmente, como a tensão de escoamento a quente é muito baixa na região aquecida, o material passa a deformar-se plasticamente em tração sem opor resistência. Com a continuidade do resfriamento e a conseqüente diminuição da temperatura, a tensão de escoamento a quente do material na região aquecida começa a crescer, fazendo com que esta região ao contrair comece também a se opor à deformação plástica à tração. Começam então a existir tensões de tração na região muito aquecida (metal de solda e vizinhança) as quais são contrabalançadas por tensões de compressão nas regiões que permaneceram frias. Sendo assim, quando a junta soldada atingir a temperatura ambiente, existirão tensões residuais longitudinais de tração na região que foi fundida, e tensões residuais longitudinais de compressão nas regiões que permaneceram em menores temperaturas. (Ribeiro, H.O. 2001).

As dimensões do perfil descrito dependem dos parâmetros de soldagem como, por exemplo, aporte térmico e velocidade de soldagem. Para uma mesma velocidade de soldagem um aporte térmico maior implica em um perfil de tensões mais largo, no entanto, para um dado aporte de calor, quanto maior a velocidade menor a largura do perfil de tensões (Marques, P.V 1991).

2.5 Tratamentos Térmicos para Alívio de Tensões em Juntas Soldadas

As tensões residuais em soldagem poderão ser reduzidas através do método de Tratamento Térmico de Alívio de Tensões (TTAT). O alívio das tensões resultantes destes tratamentos proporciona à junta soldada estabilidade dimensional, aumento da resistência à corrosão sob tensão e da tenacidade. (Silveira, J.P. e Barros, S.M. 1990).

O ciclo de TTAT consiste em aquecer uniformemente o componente soldado a uma velocidade de aquecimento controlada até a temperatura de tratamento, conservá-lo nesta temperatura por um determinado intervalo de tempo, que em geral é função da espessura da junta soldada, de modo que o limite de escoamento do material fique reduzido a valores inferiores aos dos níveis das tensões residuais. Nestas condições, as tensões residuais são minimizadas pelas deformações plásticas locais. Em seguida, realiza-se o resfriamento controlado para evitar a contração brusca do material, que pode causar a formação de novas tensões residuais.

O aquecimento resulta em redução do limite de escoamento do material, e, desta forma, se a tensão residual ultrapassar este limite haverá deformação, o que provocará o alívio no estado de tensão. A Figura 2.8 apresenta a variação da tensão residual em função do tempo e temperatura de tratamento, para um aço com 0,21%C e 1,44%Mn.

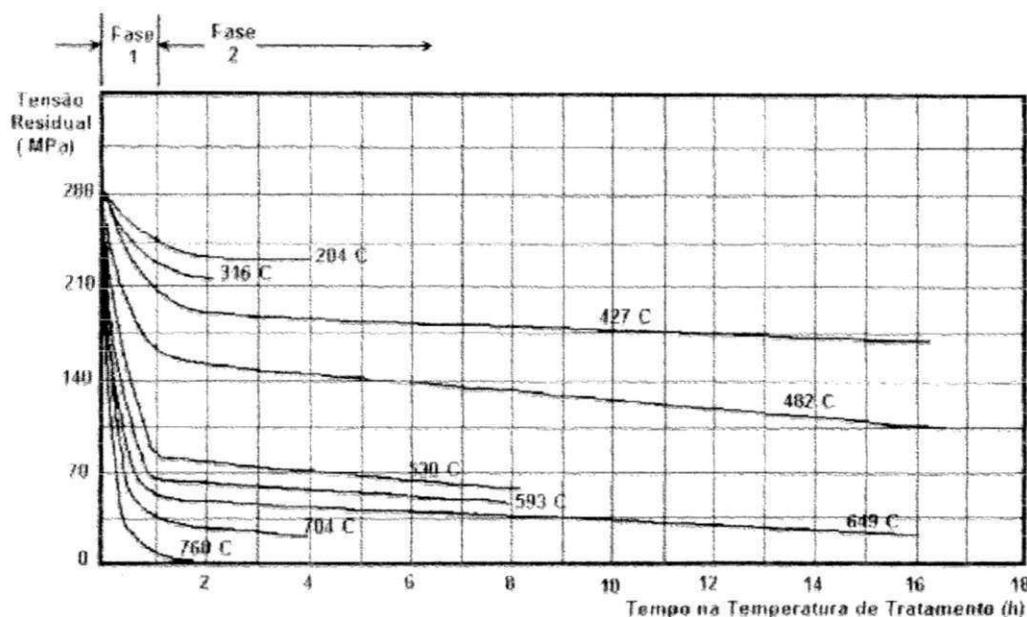


Figura 2.8 – Influência da temperatura e do tempo de tratamento no alívio de tensões, para um aço com 0,21%C e 1,44%Mn. (Silveira, J.P. e Barros, S.M. 1990).

Através desta Figura, pode-se observar que o efeito maior do tratamento térmico é na primeira hora de tratamento. Neste intervalo de tempo, para altas temperaturas, o alívio das tensões ocorre devido o fenômeno da plastificação que é resultante da redução do limite de escoamento. Para baixas temperaturas, a redução se dá devido o fenômeno de recuperação com o deslocamento de discordâncias, nas horas subseqüentes a redução das tensões ocorre através da deformação plástica agora resultante do fenômeno de fluência. (Silveira, J.P. Barros, S.M. 1990).

Os ciclos térmicos dos TTAT são estabelecidos em normas de acordo com o tipo de aço e com o volume da peça soldada. Os principais parâmetros desses ciclos térmicos são a temperatura de patamar e o tempo de permanência nesta temperatura. Quanto maior o valor destas duas variáveis maior a redução do percentual de tensões residuais presentes na junta soldada. A Figura 2.9 apresenta o percentual de redução de níveis de tensões em função da temperatura e do tempo de tratamento para uma junta soldada de aço, onde pode-se

observar uma significativa influência destas variáveis nos níveis das tensões residuais (Welding Handbook, Vol.1,- 1976) .

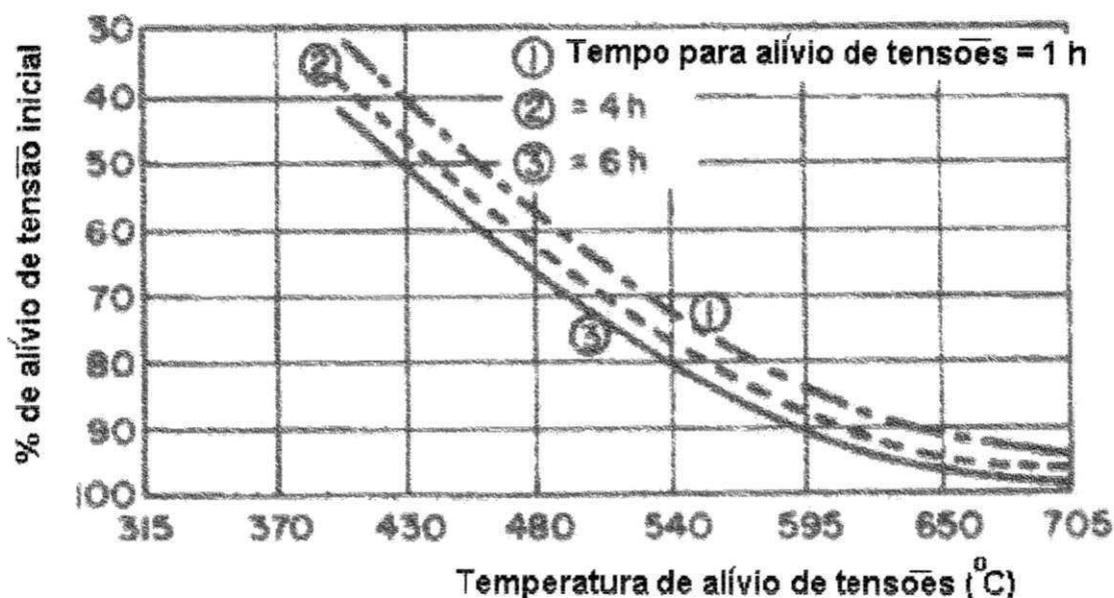


Figura 2.9 - Efeitos do tempo e temperatura na percentagem de redução das tensões residuais (Welding Handbook 1976)

A grande limitação para a execução dos TTAT, além do custo e do tempo envolvido na sua execução, é o volume da peça a ser tratada. Peças soldadas com grandes volumes ou dimensões exigem fornos de grandes dimensões, inviáveis de serem produzidos. Sendo assim muitas vezes utiliza-se aquecimento por indução apenas na região soldada (Radaj, D. 1992). No caso de tubulações soldadas no campo, é possível envolver o tubo com uma manta de indução, onde uma corrente elétrica é induzida, de forma a proporcionar o ciclo térmico relativo ao TTAT. Neste caso para se determinar a temperatura na junta podem ser utilizados termômetros digitais ou lápis de cera especial que derrete a determinada temperatura. Outra alternativa é o exame visual, já que as cores que aparecem na superfície do aço a partir de 823K(500 C), determinam a temperatura local. Entretanto este método por

ser totalmente empírico não proporciona controle preciso da temperatura, além de exigir uma grande experiência do soldador (Irving, B. 1999).

Por outro lado, os TTATs também podem conduzir a falhas nas regiões da solda durante sua execução, a exemplo de “trincas de reaquecimento”.

As trincas de reaquecimento ocorrem devido à baixa resistência à fluência durante o ciclo de reaquecimento da junta soldada. Ocorrem geralmente na zona de grãos grosseiros da ZTA. São originadas da reprecipitação de carbonetos, os quais endurecem o interior do grão induzindo as deformações oriundas do ciclo térmico de soldagem para os contornos dos grãos, os quais devido às suas grandes dimensões não conseguem acomodar as deformações por deslizamento, promovendo a formação das trincas. Sendo assim as trincas de reaquecimento ocorrem devido a incapacidade local da junta de absorver as deformações provocadas pelo reaquecimento, em especial os aços ARBL que têm principal incidência nas regiões de granulação grosseira da ZTA (Dhooge, A., Vinckier, A. 1993; Silveira, J.P., Barros, S.M. (1990)).

A maioria dos fabricantes de aços dão pouca importância a este fenômeno, mas para áreas voltadas à construção de vasos de pressão de refinarias, caldeiras e estruturas metálicas, onde os problemas causados por este fenômeno geram altos custos, estudos detalhados sobre o assunto se mostram importantes para o desenvolvimento tecnológico atual. (Smith C. Pistorius, P.G.H., & Wannenburg, J. 1996). A sensibilidade dos aços ARBL às trincas de reaquecimento, depende de fatores de natureza químico-metalúrgica como elementos formadores de carbonetos e de parâmetros do ciclo de TTAT, como a temperatura e o patamar de tempo nesta temperatura. A faixa de temperaturas considerada crítica pela maior frequência de trincas de reaquecimento, fica entre 723-923K (450-600 C), em que ocorre a precipitação de carbonetos. É portanto razoável que os TTATs devam ser executados à

Além das trincas de reaquecimento, o TTAT após realizado, poderá gerar alguns efeitos metalúrgicos que poderão afetar positivamente ou negativamente as propriedades mecânicas da junta soldada. Alguns destes efeitos são:

-Redução do Limite de Escoamento.

Para os aços C e C-Mn, normalmente ocorrerá uma redução do limite de escoamento e do limite de resistência do metal de base e da zona fundida como resultado do coalescimento da perlita, promovendo a esferoidização das lamelas de cementita. Este efeito se torna mais visível para tratamentos térmicos prolongados ou quando se usa mais de um ciclo de tratamento.

-Alteração da Tenacidade

Metal de Base: nos aços C-Mn geralmente ocorre uma pequena redução da tenacidade devido ao crescimento de grão.

Zona Termicamente Afetada: para os aços que formam estrutura martensíticas na ZTA, o aquecimento produz reajustamento interno da martensita que alivia ou remove as tensões da estrutura, corrigindo o excesso de dureza e fragilidade proporcionando a um aumento da tenacidade.

Zona de Fusão: o efeito dos TTAT será em função principalmente da microestrutura presente nesta região antes do tratamento. Para os aços C-Mn, caso a microestrutura da ZF for com predominância de AF, o TTAT resultará num aumento de tenacidade, pois esta microestrutura certamente não será afetada após a realização do TTAT. Caso a microestrutura predominante seja ferrita pró eutetóide ou ferrita de placas laterais, o TTAT provocará uma queda sensível na tenacidade, pois haverá uma recristalização parcial das regiões com ferrita em placas e precipitação, onde elementos como vanádio, nióbio e titânio podem produzir uma deteriorização na tenacidade resultante da precipitação de

carbonetos e carbonitretos na ferrita, tais como Nb(C,N) e V(C,N), visto que estes elementos geralmente estão presentes em alta concentração no metal de solda. (Silveira; J.P. Barros; S.M.1990).

Além disso, poderá haver a segregação de impurezas como P, Sn, Sb e As, formando partículas de segunda fase nos contornos de grão da austenita o que leva a tendência de fratura frágil a temperaturas subzero (Grong, O. 1994, 2ª Edição, published by The Institute of Materials).

Um modo de determinar-se a eficiência dos TTATs pode ser através do parâmetro de Holloman Jaffe (Hp) o qual é utilizado como indicador de revenimento, (Grong.O.1994, 2ª Edição, published by The Institute of Materials).

Este parâmetro pode ser definido a partir das seguintes equações: (Holloman, J.H; Jaffe, L.D (1945)).

$$H_p = T (20 + \log \tau) \times 10^{-3} \quad (2.2)$$

Onde:

T = temperatura [K]

τ = tempo efetivo[h]

Sendo que:

$$\tau = t + \frac{T}{2,3K_1(20 - \log K_1)} + \frac{T}{2,3K_2(20 - \log K_2)} \quad (2.3)$$

Onde :

t = tempo à temperatura T

K_1 = taxa de aquecimento [°C/h]

K_2 = taxa de resfriamento [°C/h]

A relação entre o parâmetro de Holloman Jaffe com o tempo de patamar e a temperatura pode ser observado na Figura 2.11.

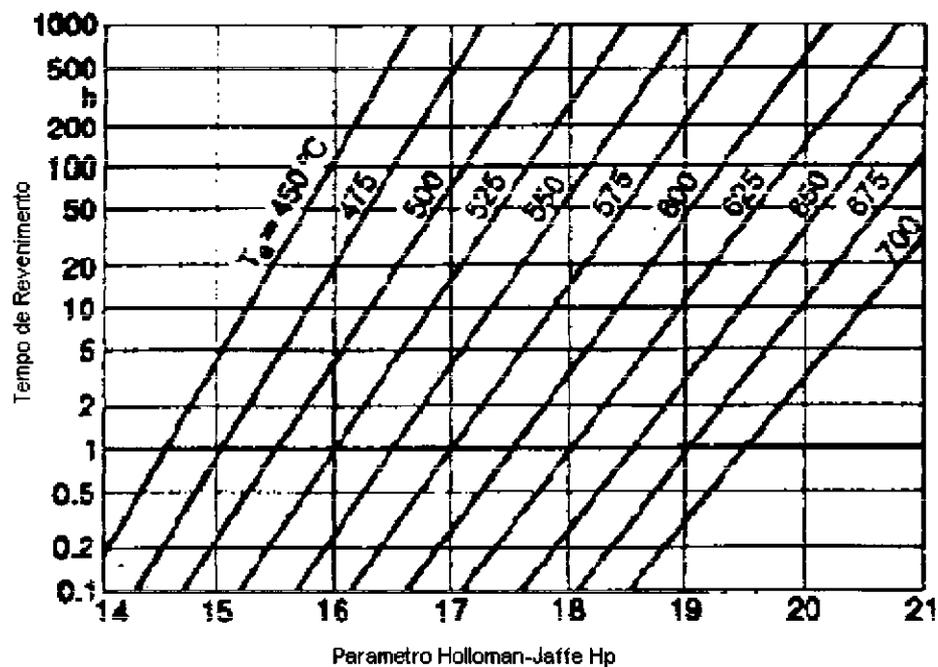


Figura 2.11 – Equivalência do tempo e temperatura de alívio de tensões com o parâmetro de Hollomon – Jaffe (Hp). (Hollomon, J.H.; Jaffe, L.D. 1945).

2.6 Avaliação da Tenacidade de Juntas Soldadas

A Tenacidade é uma propriedade mecânica dos metais que vem crescendo de importância desde a II Guerra Mundial. A quebra catastrófica de navios, pontes e vasos de pressão mostrou essa importância, principalmente em estruturas soldadas, onde a brusca variação microestrutural nas vizinhanças da solda cria sempre uma região mais favorável à propagação de trincas, em geral na zona termicamente afetada (ZTA).

As propriedades mecânicas clássicas – limite de resistência e de escoamento, módulo de elasticidade, alongamento percentual e estrição –

obtidas no ensaio de tração, mostram-se impotentes para qualificar a tenacidade à fratura de maneira confiável, reprodutiva e precisa, particularmente em cálculos de projeto. É possível que, uma estrutura soldada feita com um material apresentando boa ductilidade no teste de tração, possa ainda falhar de maneira completamente frágil. Estas falhas geralmente ocorrem a tensões bem abaixo da tensão de escoamento. A razão é que vários materiais, a exemplo dos aços, podem apresentar boa ductilidade quando submetidos a esforços de tração plena, e podem comportar-se de maneira bem diferente na presença de trincas ou entalhes, ou sob carregamento de impacto ou a baixas temperaturas.

Para medir a tenacidade do material, foi necessário o desenvolvimento de novos ensaios mecânicos e enfoques que melhor satisfizessem a esses requisitos, dentre os quais destacam-se, por sua maior utilidade e aceitação, o ensaio Charpy (qualitativo) e os da fraturamecânica – COD (*Crack Opening Displacement Testing*) e CTOD (*Crack Tip Opening Displacement Testing*). Tratando-se de estruturas soldadas, em que a maioria dos aços empregados está na faixa de transição dúctil/frágil de comportamento à fratura, estes ensaios são, sem dúvida, os mais difundidos: o ensaio Charpy pela rapidez e facilidade de execução e análise, além do baixo custo, e os da fraturamecânica, por terem sua teoria razoavelmente sedimentada e poder ser aplicado em projetos com confiabilidade.

2.6.1 Ensaio de Impacto Charpy

O ensaio Charpy imprime ao material uma condição bem mais severa do que o ensaio de tração, já que emprega um entalhe concentrador de tensões no corpo de prova e uma taxa de deformação bem mais alta, procurando simular condições em serviço mais adversas.

Consiste basicamente da quebra do corpo de prova entalhado sob o impacto de um pêndulo e a quantidade de energia requerida é gravada. A energia pode ser medida simplesmente permitindo-se que o pêndulo caia de uma determinada altura fixa e medindo-se a altura que o pêndulo atinge após fraturar a amostra. Se a amostra é frágil e absorve pouca energia, o pêndulo vai subir quase até a altura original. Se a amostra é tenaz, o pêndulo vai subir apenas a uma pequena distância. O valor da energia absorvida é lido diretamente da escala da máquina de ensaio e é medida em pés-libra ou joules. (Shackelford, J.F. 1992)

O teste de impacto Charpy fornece dados comparativos que podem ser usados para qualificação ou testes de controle de qualidade de materiais, não sendo utilizados para projetos por ser um teste qualitativo. O teste é usado só para estabelecer que o nível mínimo de uma propriedade específica foi atingido. Este nível mínimo pode ser baseado no desempenho histórico ou em correlações com testes em escala completa.

Na realização do teste a amostra é colocada em um par de encaixes especiais que facilitam sua localização e recebe o impacto de um martelo. Cada extremidade do corpo de prova é apoiado e o pêndulo colide contra sua parte de trás, do lado oposto ao entalhe. Este esforço tenciona o lado do entalhe provocando a fratura da amostra. Conforme está ilustrado na Figura 2.12.

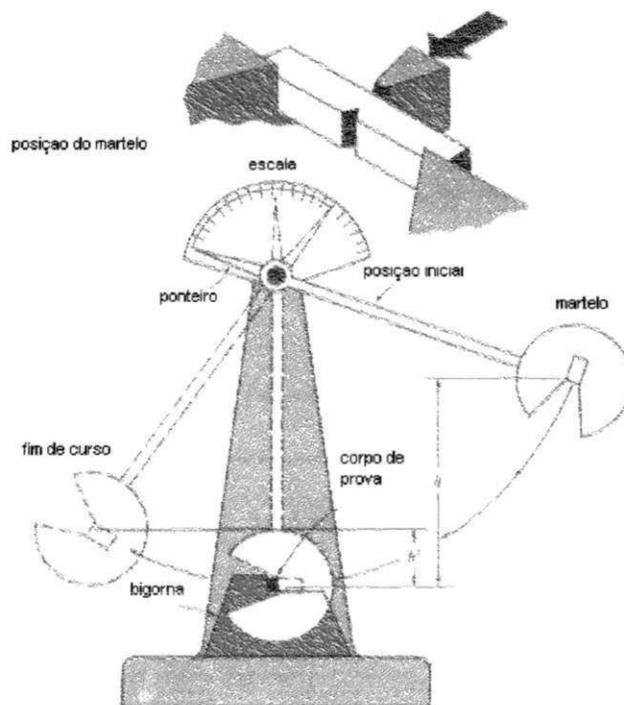


Figura 2.12 –Esquema do ensaio de tenacidade Charpy (Shanckelford, J.F, Third Edition (1992)).

O Corpo de prova mais comumente usado é o Charpy com entalhe V (CVN). Suas dimensões são (10mmx10mmx55mm) e tem uma profundidade de entalhe de 2mm com raio da ponta do entalhe de 0,25mm, conforme apresentado na Figura 2.13. As dimensões do entalhe, bem como as dimensões

dos corpos de prova e as tolerâncias de acabamento estão especificados na norma ASTM E 23 (1996).

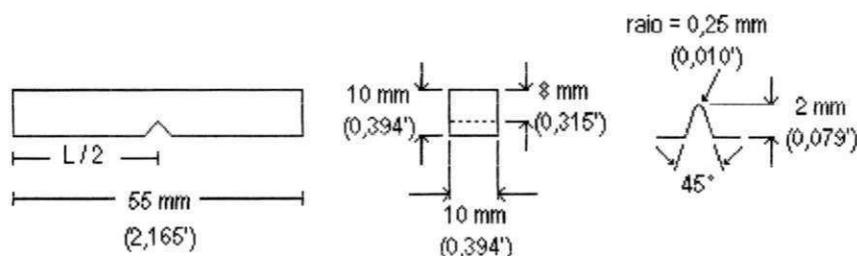


Figura 2.13 - Dimensões do corpo de prova Charpy com entalhe em V, o mais comumente usado. (ASTM. E23 1996)

Além da energia total requerida para a fratura, algumas outras informações importantes podem ser obtidas do teste. Se a extremidade fraturada é examinada, pode ser visto que amostras frágeis, que quebram com baixa energia, têm uma superfície cristalina de fratura por clivagem apresentando muitas facetas brilhantes, ou em alguns casos poderá haver fratura mista. Uma amostra tenaz apresenta mais deformação e a superfície é de rasgamento e fibrosa. Tipicamente, uma amostra apresenta parte da superfície de fratura cristalina e parte de rasgamento. A porcentagem de cada parte pode ser medida.

Nos corpos de prova tenazes, a face lateral também se expande no lado oposto ao entalhe e esta expansão lateral pode ser medida.

Os aços geralmente tornam-se frágeis a baixas temperaturas e este comportamento pode ser levantado pela realização dos ensaios a várias temperaturas, (Souza, S.A. 1987). Com os dados de energia obtida a cada temperatura pode ser feito um gráfico que revela o comportamento do

material em função da temperatura, gerando a curva de transição dúctil – frágil, conforme ilustrado na Figura 2.14.

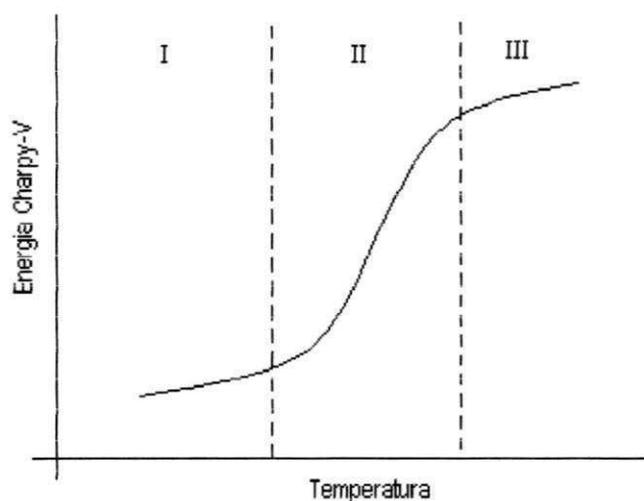


Figura 2.14 - Variação esquemática de energia Charpy V em função da temperatura.(Souza, S.A. 1987).

O gráfico da Figura. 2.14 mostra que no patamar I obtem-se baixas energias devido a baixas temperaturas, altas velocidades de carregamento e concentradores de tensões, no patamar II verifica-se um intervalo de aumento de energia conhecido como faixa de transição, e à altas temperaturas a curva suaviza devido a mudança de tenacidade o que é representado pelo patamar III. A temperatura de transição, onde um valor pré-definido de energia é atingido, pode ser usado como um método de comparação de tenacidade entre amostras. Este gráfico geralmente é chamado de curva de transição dúctil-frágil do material.

Quando o teste de impacto é feito em soldas, a localização correta para a usinagem dos corpos de prova, bem como a correta orientações do

entalhe são fundamentais. Se o entalhe estiver em posição errada o resultado não terá qualquer significado.

A posição do entalhe para teste do metal de solda e da ZTA deve ser feita a partir de uma barra de face quadrada de (10mmx10mm) retirada da junta de teste a uma profundidade apropriada, conforme ilustrado na Figura 2.15. Esta barra deve ser maior que o comprimento do corpo de prova de maneira a permitir o posicionamento correto do entalhe. Deve ser atacada quimicamente com reagente apropriado, para revelar a localização da zona de fusão (ZF) e a zona termicamente afetada (ZTA). Finalmente, a linha central do entalhe pode ser marcada no centro da solda para o metal de solda ou na ZTA de forma a interceptar o máximo possível desta região (ANSI/AWS 1996). Testar a ZTA pode ser mais trabalhoso por causa de sua fina espessura e curvatura, neste caso o melhor tipo de entalhe para esta análise é o $\frac{1}{2}$ V. Na maioria dos casos o entalhe atinge apenas parte da ZTA. (Albuquerque, M.C.S. 1999)

É importante notar que, para uma solda multipasse, a espessura do corpo de prova provavelmente envolve mais de um passe e que a proporção de cada passe presente na amostra pode afetar os resultados. Um pequeno desvio na localização do corpo de prova, ou uma pequena variação na seqüência de passes pode também afetar de maneira significativa os resultados do teste de impacto, devido às diferentes proporções de grãos regenerados (finos e grosseiro) e de grãos colunares. (Brito, V.L.O. 1999).

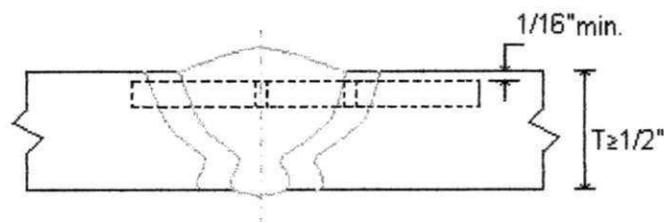


Figura 2.15 - Localização dos entalhes para teste de metal de solda e da ZTA.

Um problema com o ensaio Charpy é a alta dispersão dos resultados, principalmente na faixa de temperaturas de transição. Entretanto, alguns estudos mostram tratar-se de problema inerente ao ensaio. Logo, para confiabilidade dos resultados é indicado um tratamento estatístico com um mínimo de três amostras para cada condição (ASTM E 23-1996). Em juntas soldadas a dispersão aumenta em virtude das tensões residuais e da microestrutura heterogênea. Desvios maiores que 20% devem ser investigados quanto a questões físicas do ensaio ou questões metalúrgicas (Ross, B. 1992).

O arredondamento do fundo do entalhe dificulta a determinação da tenacidade de regiões específicas da solda ou da ZTA com, por exemplo, a linha de fusão ou a região de crescimento de grão, já que não se consegue garantir que a fratura se inicie na região desejada. Se as condições da máquina de ensaio não forem bem controladas, pode acontecer que a fratura

se desvie por diferentes regiões da ZTA, penetrando até pela região da solda.(Nino, C.E.,Buschinelli,A.J.A. 1995).

CAPÍTULO 3

3.0 MATERIAIS E METÓDOS

Neste capítulo serão apresentados todos os materiais utilizados na pesquisa, como também os métodos experimentais empregados para a obtenção dos resultados.

3.1 Material

Para a realização deste trabalho foi utilizada uma tubulação de aço ARBL (API 5L – X60) usado para oleodutos. Esta tubulação foi cedida pela PETROBRAS a qual fazia parte do oleoduto de Angra dos Reis no Estado do Rio de Janeiro.

A referida tubulação apresenta as seguintes dimensões: 60,96 mm de diâmetro interno e 17,5 mm de espessura média. A tubulação apresentava solda longitudinal realizada pelo processo de soldagem a arco submerso (solda de fabricação) e solda transversal realizada pelo processo arco elétrico com eletrodo revestido (solda de união). A Figura 3.1 representa uma ilustração da tubulação.

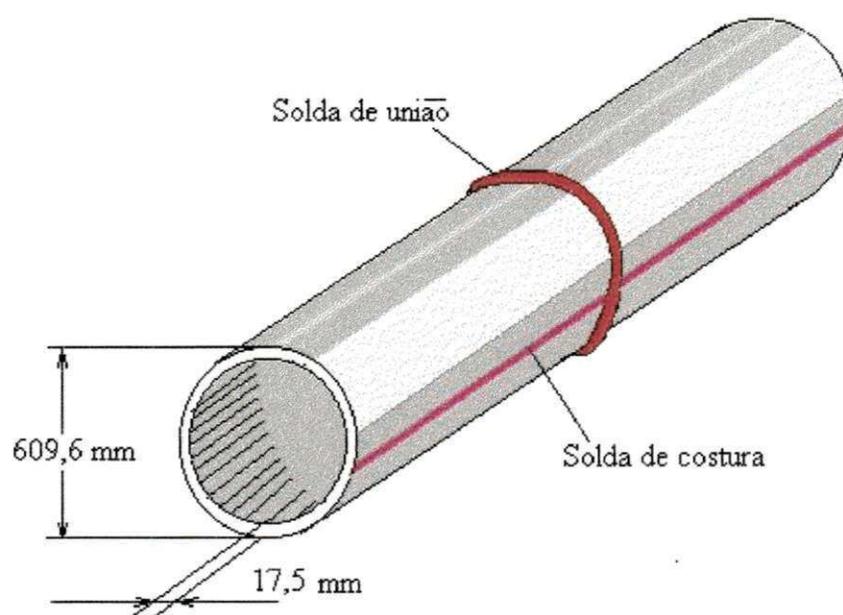


Figura 3.1 – Representação da tubulação apresentando as soldas de fabricação e união.

No presente trabalho os estudos propostos foram todos realizados utilizando-se a solda realizada na direção transversal ou solda de união. O cordão de solda transversal apresenta chanfro em V, constituído de 01 passe de raiz, 03 passes de enchimento e 01 passe de revenido.

As composições químicas do metal de base e metal de solda foram obtidas através de análise realizada pela BOEHLER THYSSEN TÉCNICA DE SOLDAGEM e são apresentadas na Tabela 3.1.1.

Tabela 3.1.1 - Composição química do Metal de Base (MB) e Metal de Solda (MS) em % (percentagem) em peso.

Composição Química									
Material	%C	%S	%P	%Mn	%Si	%Ni	%Mo	%V	%Nb
MB	0,15	0,008	0,014	1,46	0,33	0,02	< 0,05	< 0,05	-
MS	0,13	0,017	0,011	0,38	0,14	0,04	0,50	<0,05	-

3.2 Procedimentos Experimentais

3.2.1 Corte do Tubo para Retirada dos Corpos de Prova

Para cortar o tubo e retirar-se parte do material para a confecção dos corpos de prova para o teste de Charpy foi utilizado o processo de corte a gás (óxi – acetileno). Os cortes foram realizados a uma distância de 300 mm da Zona Afetada Termicamente (ZTA) da junta transversal (solda de união) para se evitar o aquecimento da região de onde seriam retirados os corpos de prova para o ensaio acima citado, pois este aquecimento poderia modificar metalurgicamente as regiões a serem estudadas alterando os resultados.

3.2.2 Tratamentos Térmicos para Alívio das Tensões

Os tratamentos térmicos foram realizados num forno tipo mufla, o qual atinge temperaturas em torno de 1273K(1000 C). Para se certificar de um controle no aquecimento, procurando-se evitar uma possível descarbonetação, os corpos de prova foram envolvidos por uma camada de limalha de ferro fundido quando levados ao forno para o tratamento.

Os tratamentos foram executados tomando-se por base a norma da PETROBRAS N-1859c/1992, a qual especifica a velocidade de aquecimento e esfriamento para os mesmos, sendo o resultado desta velocidade uma função da espessura do material e pode ser calculada usando-se as equações 3.1 e 3.2.

$$\text{Taxa de Aquecimento} = 220 \times \frac{25}{\text{espessura}(mm)} \text{ } ^\circ\text{C}/h \quad (3.1)$$

$$\text{Taxa de Resfriamento} = 280 \times \frac{25}{\text{espessura}(mm)} \text{ } ^\circ\text{C}/h \quad (3.2)$$

Os tratamentos foram realizados à temperaturas de 823K(550 C) com tempo de patamar 1 hora e 923K(650 C) com tempos de patamar de 1, 5, 8 e 11 horas. A escolha destas temperaturas para o TTAT se deu porque usualmente para os aços C-Mn a faixa ideal para TTAT encontra-se entre 823K(550 C) – 923K(650 C) (Saunders, G.C. 1981) e também para evitar o aparecimento de trincas de reaquecimento (Grong, O. 1992, 2^a Edition, published by The Institute of Materials).

O objetivo de se ter estudado mais a temperatura de 923K foi comparar com resultados da literatura em relação a estudos de TTAT a esta temperatura para aços da serie HSLA-100. A variação de tempo de patamar teve por objetivo analisar as transformações metalúrgicas que poderiam ocorrer ao longo do tempo, nas regiões do metal de base, ZTA e metal de solda .

As velocidades de aquecimento e resfriamento para os tratamentos foi da ordem de 4,6 K/s (3 C/mim) para ambas as condições.

Estas velocidades foram tomadas como referência, visto que o material utilizado tinha espessura inferior a mínima exigida por norma, toma, portanto, a espessura de 25 mm que é a menor espessura aceita pela norma PETROBRAS N – 1859c (1992).

A Figura 3.2 representa um esquema da realização do tratamento térmico para alívio de tensões para a temperatura de tratamento de 923K(650C).

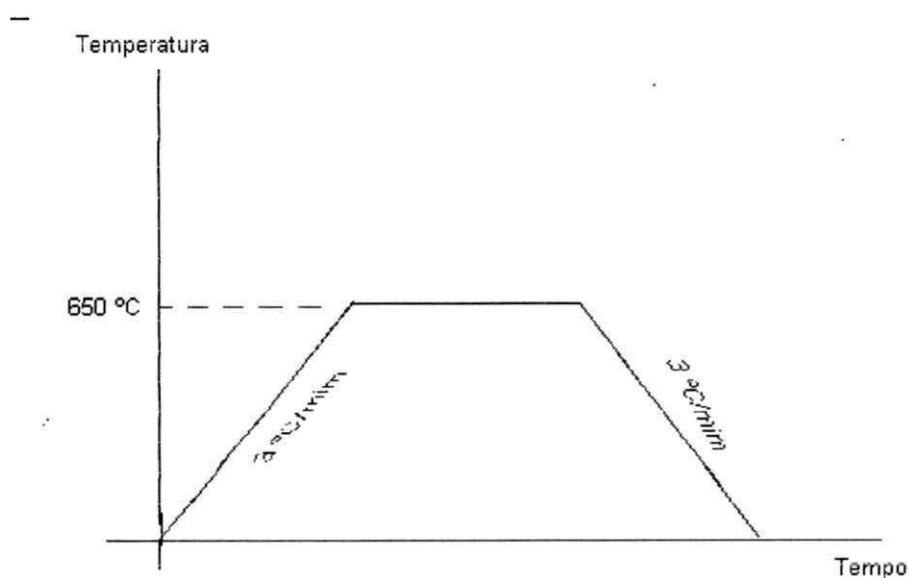


Figura 3.2 - Esquema ilustrativo do tratamento térmico para alívio de tensões a uma temperatura de 923K(650⁰C).

3.2.3 Ensaio de Impacto Charpy

Os testes de impacto Charpy foram realizados de acordo com a Norma ASTM E23-96 (1996).

Depois de cortado pelo processo oxi-corte, as partes do tubo foram posteriormente cortadas através de serra mecânica como uma preparação para a usinagem definitiva dos corpos de prova de Charpy. Finalmente os mesmos foram então tratados termicamente e depois usinados utilizando uma plaina para deixa-los nas dimensões finais e uma frezadora para confeccionar o entalhe em V. As Figuras 3.3(a), (b) e (c) representam as posições de retirada dos corpos de prova Charpy com dimensões, obedecendo os critérios da norma ASTM E23-96 (1996) mostradas na Figura 2.13.

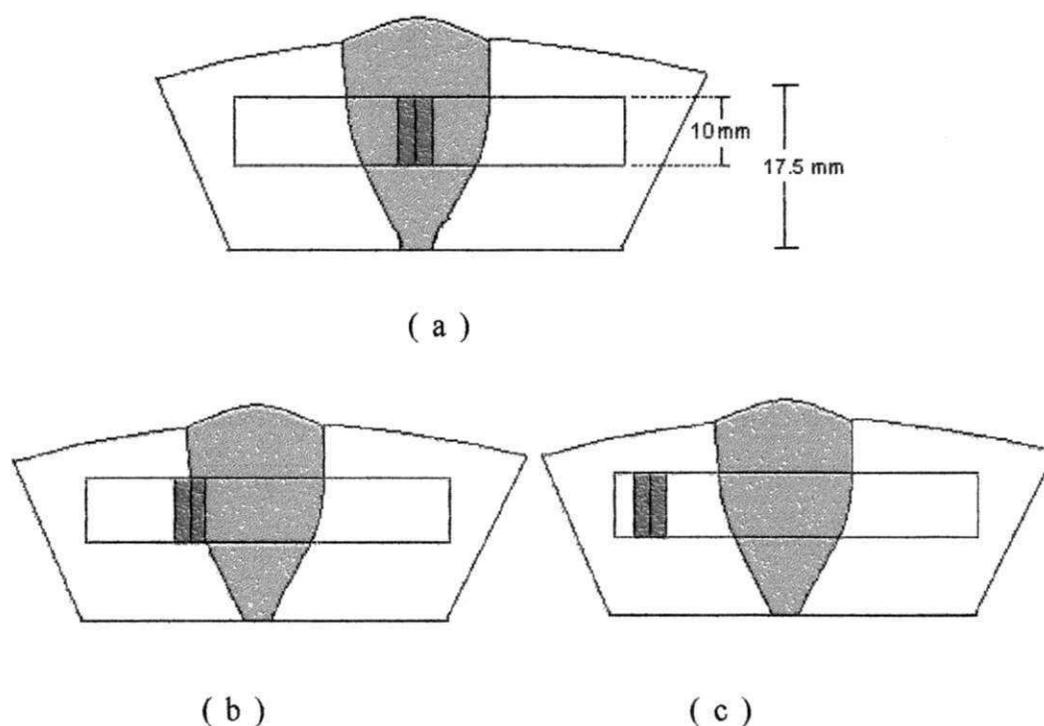


Figura 3.3 - Representação do local do entalhe para os corpos de prova de charpy (a) posição no metal de solda; (b) ZTA; (c) metal de base.

A localização dos entalhes conforme apresentado pelas Figuras 3.3(a), (b) e (c) tiveram suas posições assim definidas porque o objetivo foi de analisar as regiões do metal de solda, metal de base e zona afetada termicamente. Quanto ao metal de base o entalhe foi confeccionado a uma distância de 200 mm como condição de não sofrer influência da temperatura da ZTA. Para cada posição do entalhe foram confeccionados três corpos de prova, os quais foram ensaiados nas condições dos tratamentos térmicos de alívio de tensões já apresentados.

Os testes de impacto Charpy foram todos efetuados a temperatura de 253K (-20 C). Para a obtenção desta temperatura os corpos de provas foram colocados em nitrogênio líquido por um determinado tempo, quando estes eram retirados do cilindro de nitrogênio colocava-se o termopar digital para o controle da temperatura e estando o termopar marcando uma temperatura de 4^o abaixo da exigida, então se soltava o martelo para a execução do ensaio. Este gradiente de temperatura foi tomado com base no tempo que o martelo consumia para se deslocar da posição inicial até a posição de choque com o corpo de prova.

O equipamento utilizado para a realização dos ensaios foi uma máquina universal para ensaios de materiais, modelo PW 30/15K, nº 27 ano de fabricação 1982. Os equipamentos utilizados para o controle da temperatura e realização do teste podem ser vistos nas Figuras 3.6 e 3.7.



Figura 3.5 – Representação da leitura do controle da temperatura de teste.



Figura 3.6 - Martelo de ensaio de Impacto Charpy utilizado nos ensaios

3.2.4 Ensaio de dureza

Para a realização dos ensaios de dureza foi utilizado um durômetro Gnehm Horgen, mostrado na Figura 3.7. O método de dureza escolhido foi o VICKERS com carga de 98,1N (10 Kgf).



Figura 3.7 –Foto ilustrativa do durômetro usado nos ensaios de dureza Vickers.

Os corpos de prova para o ensaio de dureza foram os mesmos do ensaio Charpy antes da abertura do entalhe. Foram realizadas medidas nas três regiões do corpo de prova, ou seja, metal de base, ZTA e metal de solda, sendo que para evitar-se problema de aquecimento da região do metal de base a ser analisada, tomou-se a distância de 200 mm com relação ao fim da ZTA para iniciar-se a tomada de dureza do metal de base.

Para cada condição do ensaio três linhas imaginárias eram tomadas como orientação da posição para a indentação do teste de dureza. Procurou-se tomar três linhas na tentativa de obter-se o valor mais real para a propriedade de dureza, pois como a junta é de solda multipasse buscava-se ter uma idéia da dureza no primeiro passe, segundo e terceiro passe respectivamente. À distância entre cada indentação era em torno de 2 mm para

a região do metal de base e metal de solda ,e em torno de 1mm para a ZTA, uma vez que esta região é de pequena dimensão. A Figura 3.8 apresenta o modo como foi realizado o ensaio de dureza na ZTA e metal de base.

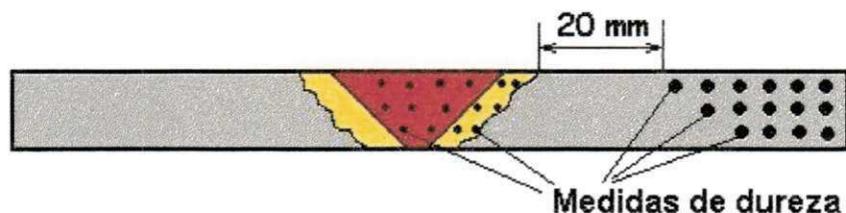


Figura 3.8 – Ilustração do local de execução do ensaio de dureza para as regiões da ZTA e metal de solda.

3.2.5 Análise Microestrutural.

Para avaliação das modificações na microestrutura oriundas dos Tratamentos Térmicos pra Alívio de Tensões (TTAT) foram utilizadas análises da superfície de fratura, via Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Análises estas realizadas no laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG).

CAPITULO 4.

4.0 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Influência da temperatura de tratamento

4.1.1 Análise do metal de base / Resistência ao Impacto (1 hora de tratamento)

A Figura 4.1 e a Tabela 4.1 apresentam os resultados da resistência ao impacto Charpy para o metal de base em função da temperatura de tratamento para uma hora de permanência nas temperaturas de 823K (550 C) e 923K (650 C). Nesta Figura pode-se observar que houve um ganho da resistência ao impacto para a temperatura de 823K (550 C), em torno de 22%, se comparado ao material sem tratamento. Este aumento poderia ser atribuído ao alívio de tensões natural proporcionado pelo tratamento. Contudo as superfícies de fratura para os corpos de prova ensaiados à temperatura ambiente e a 823K (550 C) apresentaram “separações” como pode ser observado na Figura 4.2 (a) e (b). Conforme alguns pesquisadores (Feldmann, U.; Freier, K.; Vlad, C. M.; Kugler, J.(1983); Hero, H.; Evensen, J.; Embury, J. D.(1975); Lino, M.(1978)). O fenômeno das separações pode ser atribuído a presença de inclusões não metálicas (sulfetos de manganês) alinhadas ao longo da direção de laminação da chapa, ou a uma textura fortemente alinhada, (100) e <110>, ou então, devido a presença de finos precipitados de carbonetos nos contornos de grão da ferrita nas interfaces da estrutura bandeada de perlita e ferrita. Em nosso caso, nota-se que o material apresenta textura alinhada com bandas de ferrita e perlita conforme apresentado na Figura 4.3 (a) e (b), o que

nos leva a supor que a variável textura da estrutura seja o motivo principal para a formação das separações, entretanto, não podemos descartar a hipótese do efeito de precipitados de carbonetos como causadores deste efeito, embora em menor proporção.

As separações diminuem a energia Charpy de fratura no patamar ascendente/dúctil (rising shelf) e desloca a curva de transição dúctil – frágil para valores mais baixos de temperatura, (Feldmann, U; Freier, K; Vlad, C.M; Kugler, J (1983); Hero, H.; Evensen, J; Embury, J.D.(1975); Iino, M (1978)). Portanto, dentro da zona de transição dúctil – frágil, o corpo de prova que apresentar separações, fratura com maior absorção de energia do que aquele em que este fenômeno não se verifique, este fato se deve ao comportamento que o corpo de prova assume em função da redução indireta de sua espessura. A Figura 4.4 mostra este comportamento de forma bastante clara, (Miyoshi, E; Fukuda, M.; Iwanaga, H.; Okazam, T. (1974)).

Ao compararmos o material tratado a 923K (650 C) observa-se uma acentuada queda da resistência ao impacto tanto em relação ao material sem tratamento térmico de alívio de tensões como para o material tratado a 823K (550 C). Pela Figura 4.3 (c) observa-se que o tratamento térmico para alívio das tensões por 1 hora a esta temperatura praticamente eliminou a textura alinhada da amostra não tratada e não se observa o coalescimento de carbonetos em contornos de grãos da ferrita. A presença de finos carbonetos nos contornos de grãos da ferrita na estrutura bandeada não tratada e o coalescimento destes após o tratamento térmico de alívio de tensões poderia ser a explicação para o desaparecimento das “separações”. (Feldmann, U; Freier, K; Vlad, C.M; Kugler, J.(1983); Hero, H; Evensen, J .; Embury, J.D.(1975); Iino, M.(1978)), portanto, fato que neste caso não explica o desaparecimento das separações. Na Figura 4.2 (c) observa-se que as superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados não apresentam separações, o que reforça o argumento da

eliminação da textura alinhada pelo tratamento térmico de alívio de tensões a 923K (650 C) por 1 hora, motivo principal considerado pela presença de separações nos corpos de prova não tratados e tratados a 823K (550 C). Portanto, o comportamento apresentado pela energia Charpy de fratura e pela curva de transição dúctil-frágil, quando corpos de prova ensaiados apresentaram separações, Figura 4.4, leva-nos a afirmar que a queda de energia Charpy verificada pelos corpos de prova tratados a 923K (650 C) foi provocada pela eliminação das “separações” devido ao efeito do tratamento térmico de alívio de tensões, Figura 4.3 (c).

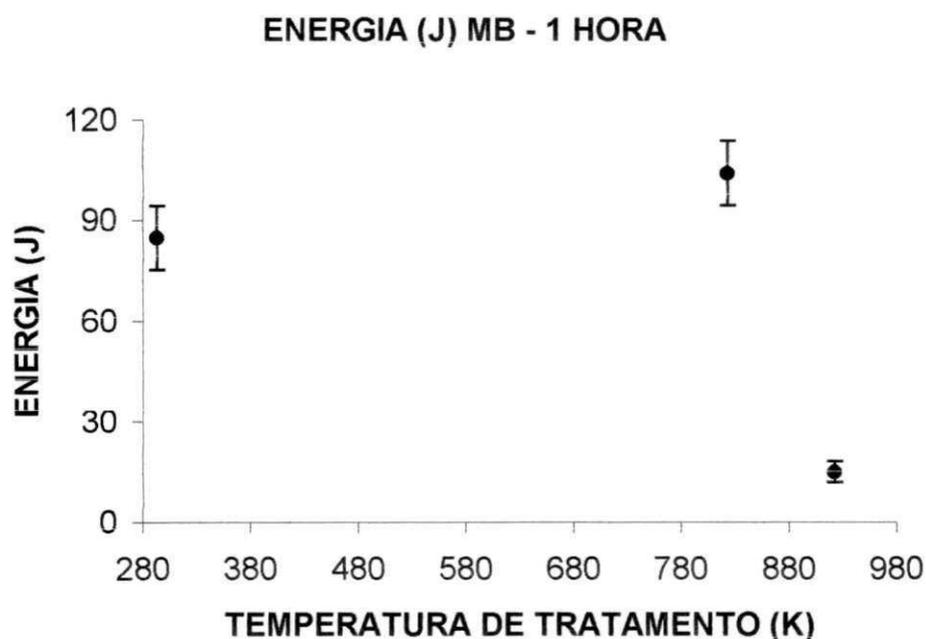
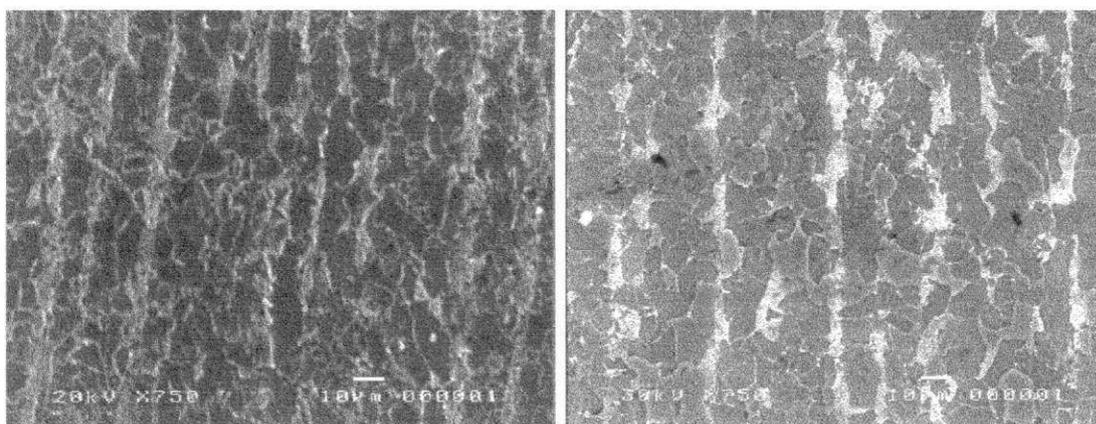


Figura 4.1 – Variação da resistência ao impacto no metal de base em função da temperatura de tratamento para uma hora de permanência na temperatura.

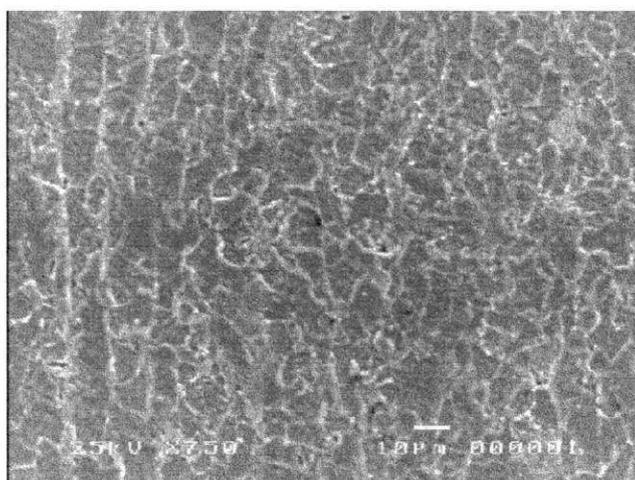
Tabela 4.1 – Valores da resistência ao impacto do metal de base (MB) em função da temperatura de tratamento.

Energia Charpy (J) Metal de Base – MB					
Temperatura	Cp01	Cp02	Cp03	Media	Desvio
ST	86,32	74,55	93,19	84,69	9,42
823K	114,78	96,14	101,04	103,98	9,66
923K	18,64	13,53	12,75	14,97	3,19



(a)

(b)



(c)

Figura 4.3 Metalografias por MEV do Metal de Base: (a) sem tratamento; (b) tratado a 823K (550 C) e (c) tratado a 923K (650 C), por tempo de 1 hora.

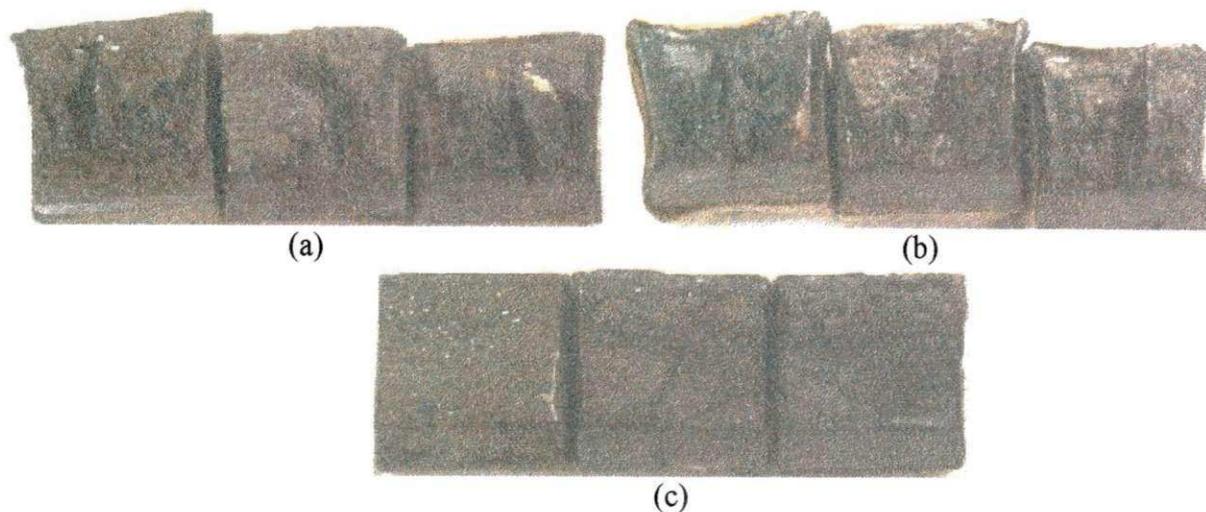


Figura 4.2 Superfícies de fratura dos corpos de prova: (a) sem tratamento; (b) tratado a 823 K (550 C) por 1 hora e (c) tratado a 923K (650 C) por 1 hora.

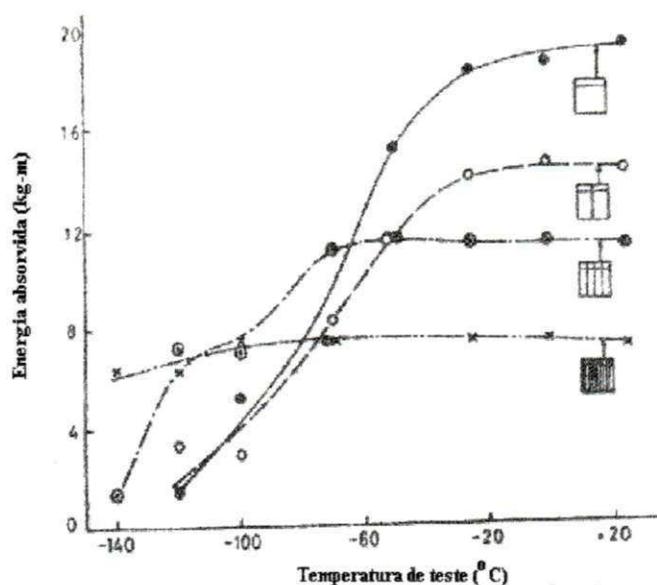


Figura 4.4 – representação do efeito das separações na energia de Charpy ((Miyoshi, E; Fukuda, M.; Iwanaga, H.; Okazam, T. (1974)).

4.1.2 – Análise do Metal de Base / Medidas de Dureza.(1 hora de tratamento)

Os valores de dureza do metal de base em função da temperatura de tratamento estão representados na Figura 4.5 e Tabela 4.2. Observa-se por esta Figura uma diminuição no

valor desta propriedade para a temperatura de 923K (650 C). Atribuímos a queda de dureza ao fato do tratamento térmico de alívio de tensões ter diminuído o encruamento do material, resultante do processo de laminação da chapa e da conformação da tubulação, o que pode ser verificado através do desaparecimento do alinhamento da textura bandeada com o aumento da temperatura de tratamento como apresentado na Figura 4.3.

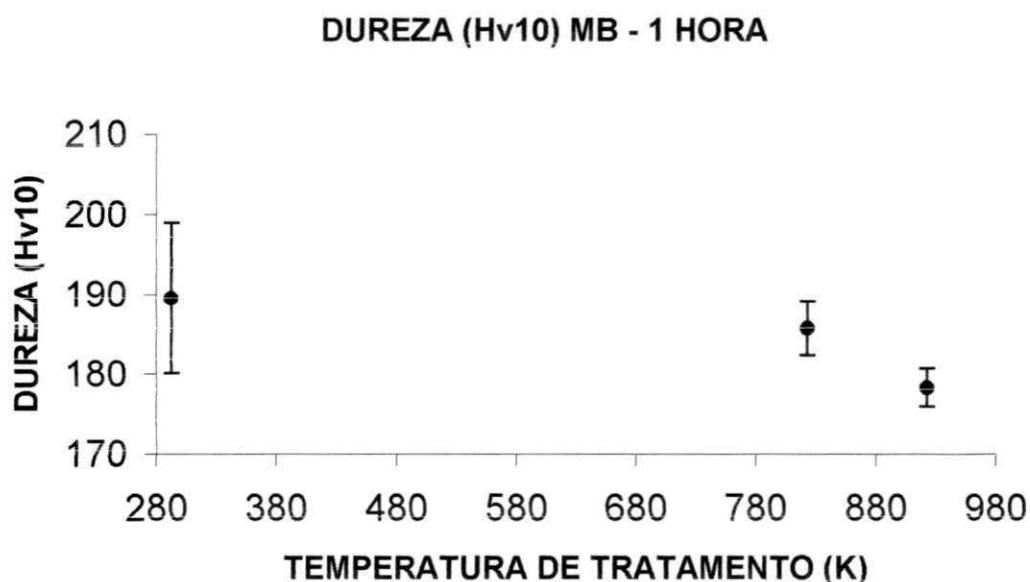


Figura 4.5 –Variação da dureza do metal de base em função da temperatura de tratamento para 1 hora de permanência na temperatura.

Tabela 4.2 – Valores da dureza do metal de base em função da temperatura de tratamento para 1 hora de permanência na temperatura.

Dureza (Hv10) Metal de Base – MB					
Temperatura	Cp01	Cp02	Cp03	Media	Desvio
ST	188,7	180,5	199,3	189,5	9,42
823K	183,1	184,6	189,6	185,7	3,40
923K	180,3	177,3	175,7	178,3	2,33

4.1.3 Análise do Metal de Solda / Resistência ao Impacto (1 hora de tratamento)

A Figura 4.6 e a Tabela 4.3 apresentam a variação da resistência ao impacto do metal de solda com a temperatura de tratamento térmico de alívio de tensões para 1 hora de permanência na temperatura. Observa-se que ocorreu um aumento na resistência ao impacto para ambas temperaturas de tratamento. Isto pode ser atribuído ao efeito natural do tratamento térmico de alívio de tensões, em relação à temperatura de 823K(550 C). No que se refere a recuperação da microestrutura através de deformação plástica e realinhamento de textura. Por outro lado, observa-se que houve uma pequena redução da resistência ao impacto para a temperatura de 923K(650 C) quando comparado com a temperatura de 823K(550 C). Esta redução no valor da resistência ao impacto, conforme se observa pela Figura 4.7 (a) e (b), aparentemente está principalmente relacionada com a segregação de impurezas no contorno de grão. Na Figura 4.8 observa-se as superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados, apresentando aspecto plano, sem deformações laterais (shear lips), característica de fratura frágil com baixa energia Charpy. A Figura 4.9 mostra o aspecto da superfície de fratura observada por microscopia eletrônica de varredura (MEV).

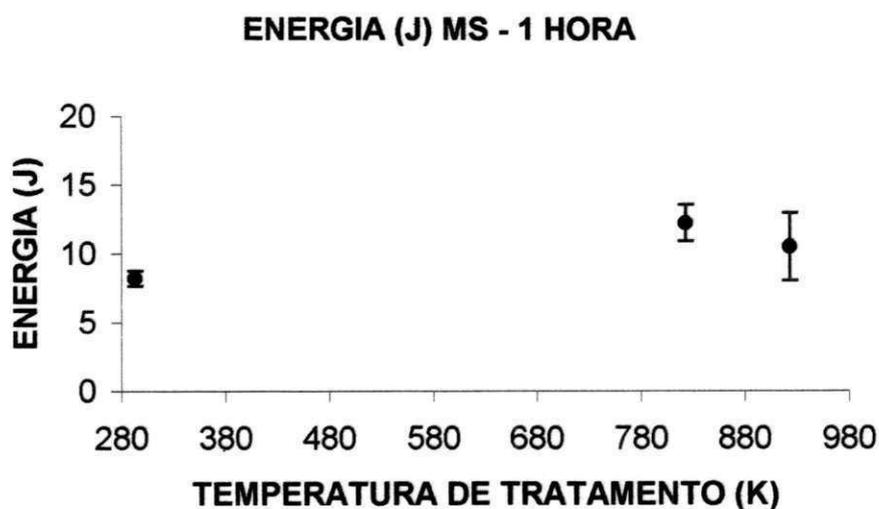


Figura 4.6 – Variação da resistência ao impacto no metal de solda em função da temperatura de tratamento para 1 hora de permanência na temperatura.

Tabela 4.3– Valores da resistência ao impacto no metal de solda (MS) em função da temperatura de tratamento 1 hora de permanência na temperatura

Energia Charpy (J) Metal de Solda – MS					
Temperatura	Cp01	Cp02	Cp03	Media	Desvio
ST	8,83	7,84	7,84	8,17	0,57
823K	11,57	11,28	13,73	12,19	1,33
923K	10,79	12,75	7,84	10,46	2,47

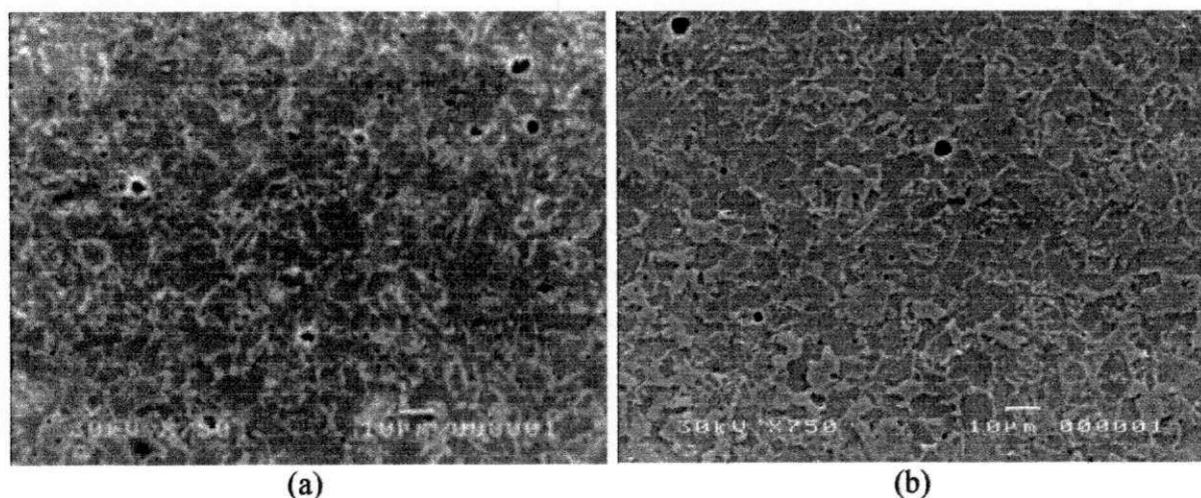


Figura 4.7 Metalografias por MEV do metal de solda: (a) sem tratamento e (b) tratado a 923K(650 C), para 1 hora de tratamento.

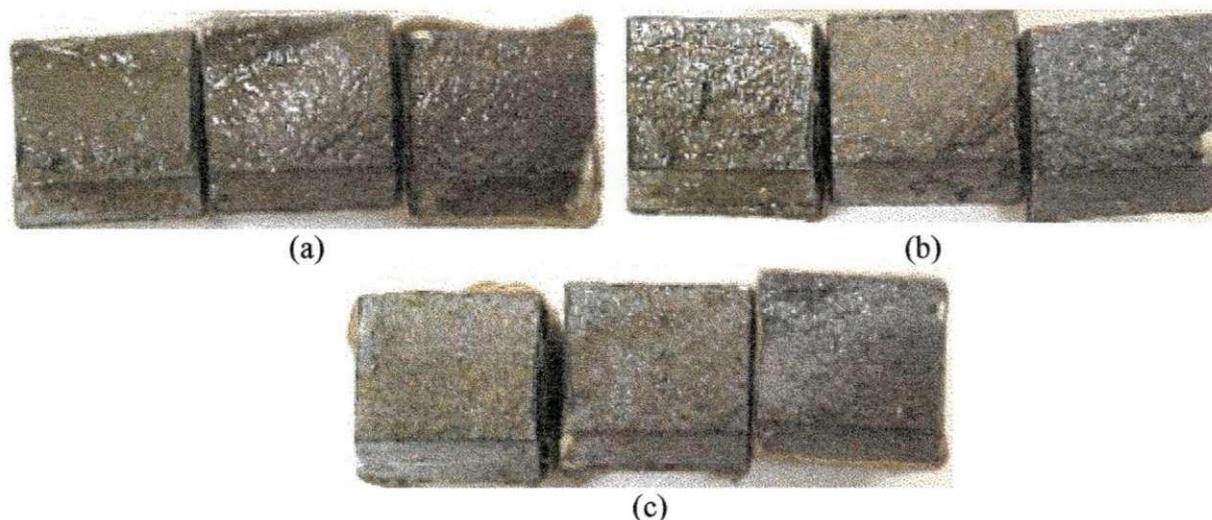


Figura 4.8 Representação das superfícies de fratura para o material sem tratamento (a) e tratado a: (b) 823K(550 C) e (c) 923K(650 C).

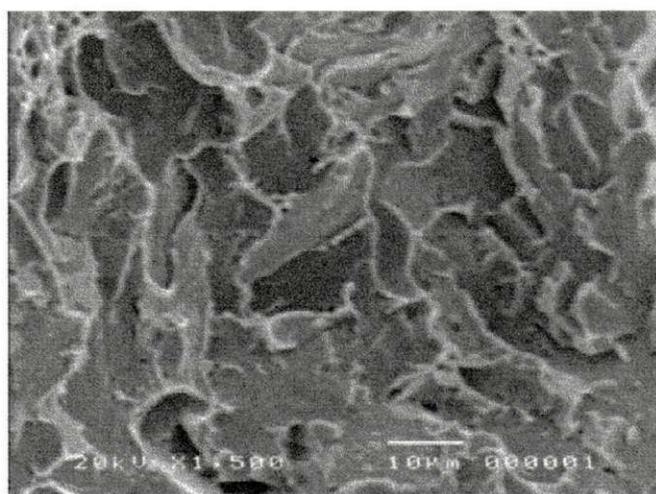


Figura 4.9 Aspecto da superfície de fratura por clivagem para o metal de solda

4.1.4 Análise do Metal de Solda / Medidas de dureza (1 hora de tratamento)

A Figura 4.10 e a Tabela 4.4 apresentam a relação entre os valores de dureza no metal de solda e as temperaturas de tratamentos térmicos de alívio de tensões para 1 hora. A redução da dureza para a temperatura de tratamento a 823K (550 C) pode estar relacionada ao fato da recuperação da estrutura da solda. A redução de dureza para a temperatura de 923K (650 C) atribui-se ao fato do crescimento de grão a esta temperatura de tratamento.

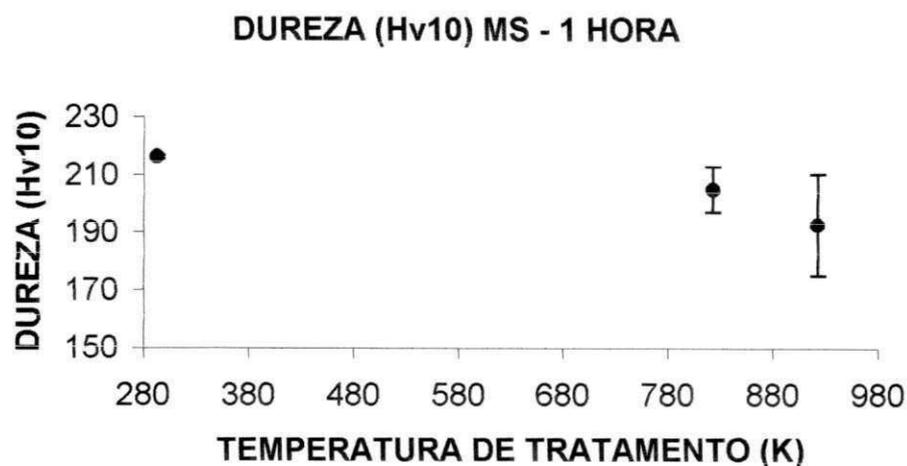


Figura 4.10 – Variação da dureza no metal de solda em função da temperatura de tratamento para tempo de 1 hora.

Tabela 4.4 – Valores da dureza no metal de solda (MS) em função da temperatura de tratamento para tempo de 1 hora.

Dureza (Hv10) Metal de Solda – MS					
Temperatura	Cp01	Cp02	Cp03	Media	Desvio
ST	217	216,1	216	216,3	0,55
823K	200,4	199,6	215	205	7,93
923K	184,4	180,7	213	192,7	17,67

4.1.5 Análise da ZTA / Resistência ao Impacto (1 hora de tratamento)

A Figura 4.11 e Tabela 4.5 apresentam os valores da resistência ao impacto da ZTA com a temperatura de tratamento térmico de alívio de tensões para 1 hora de permanência nas temperaturas de 823K (550 C) e 923K (650 C). Observa-se um pequeno aumento na energia para ambas temperaturas apesar da recuperação da textura deformada promovida pelo tratamento térmico de alívio de tensões. Na Figura 4.12 (a) e (b) podemos observar que para 823K(550^oC) já ocorre uma recuperação da estrutura com a tendência de desalinhamento da estrutura bandeada, original do processo de laminação da chapa. O aumento considerável da energia Charpy de fratura ocorrido a 823K(550 C) é atribuído a

ocorrência de separações no corpo de prova nº 03, Figura 4.13 (b), fenômeno que não ocorreu nos demais corpos de prova ensaiados e explicado no sub-item 4.1.1. O efeito do comportamento do corpo de prova 03 na média dos valores de energia Charpy é fortemente evidenciado pelo desvio padrão encontrado.

Se considerarmos o acréscimo na energia Charpy de fratura apenas para o tratamento térmico de alívio de tensões realizado a 923K (650 C), ainda assim teremos um aumento de energia de 33% quando comparado ao valor médio encontrado para os corpos de prova não tratados, o que assegura neste caso o benefício do tratamento realizado.

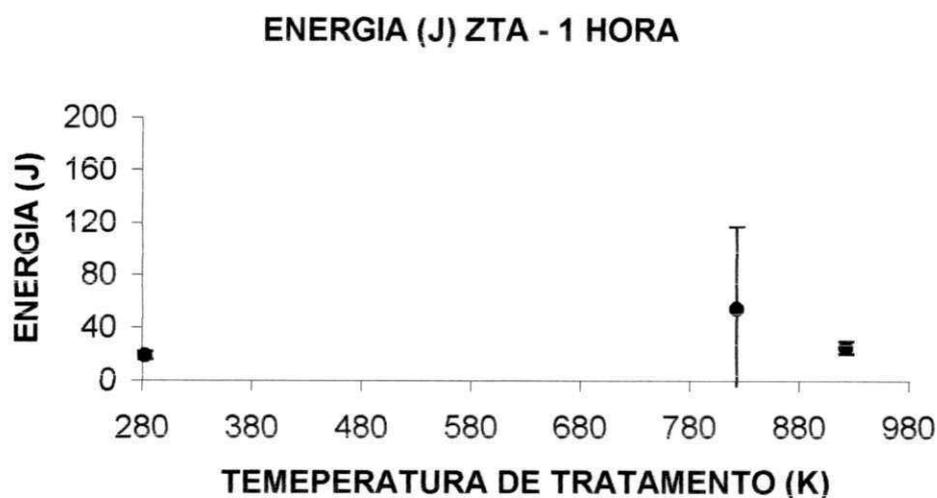


Figura 4.11 –Variação da resistência ao impacto na ZTA em função da temperatura de tratamento para 1 hora de permanência na temperatura.

Tabela 4.5 – Valores de Energia para a ZTA nas temperaturas de 823K(550C) e 923K(650C).

Energia Charpy (J) ZTA					
Temperatura	Cp01	Cp02	Cp03	Media	Desvio
ST	21,58	16,68	16,68	18,31	2,82
823K	24,52	11,77	125,57	53,95	62,34
923K	29,43	19,62	25,50	24,85	4,93

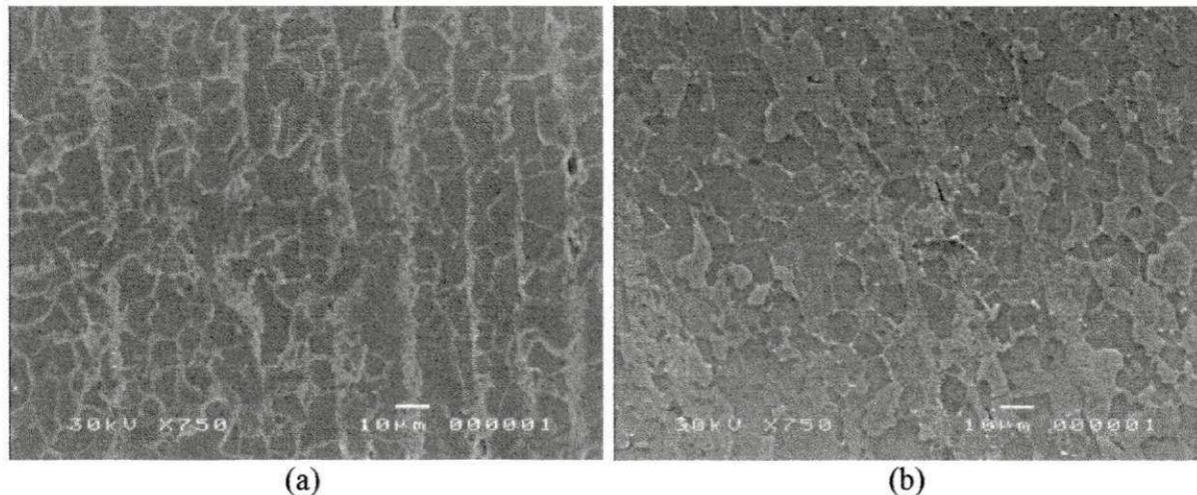


Figura 4.12 Microestruturas observadas por MEV da ZTA: (a) sem tratamento; (b) tratada a 823K(550 C) durante uma hora.

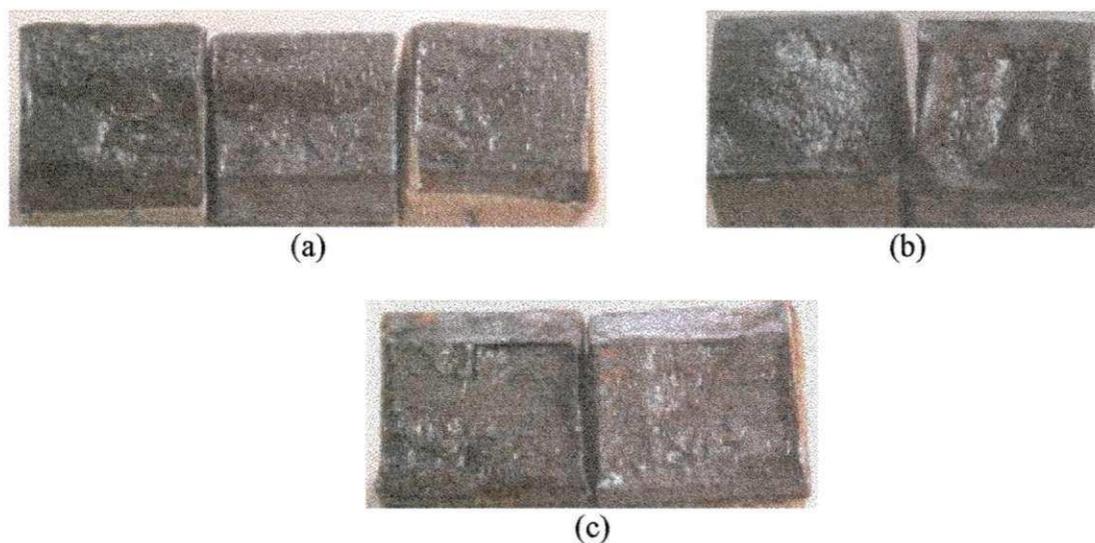


Figura 4.13 Superfícies de fratura da ZTA sem tratamento (a); tratada a 823K(550 C) (b); tratada a 923K(650 C) (c) durante 1 hora.

4.1.6 Análise da ZTA / Medidas de Dureza (1 hora de tratamento)

A Figura 4.14 e a Tabela 4.6 apresentam a relação entre os valores de dureza na ZTA em função das temperaturas de tratamento térmico de alívio de tensões para 1 hora de permanência nas temperaturas de 823K (550 C) e 923K (650 C). Verifica-se que para os materiais tratados termicamente nas temperaturas de 823K (550 C) e 923K (650 C) houve

uma redução nos valores de dureza quando comparados com os valores obtidos para o material sem tratamento. Esta pequena variação foi atribuída ao processo de recuperação da estrutura inicial dos corpos de prova tratados termicamente

DUREZA (Hv10) ZTA - 1 HORA

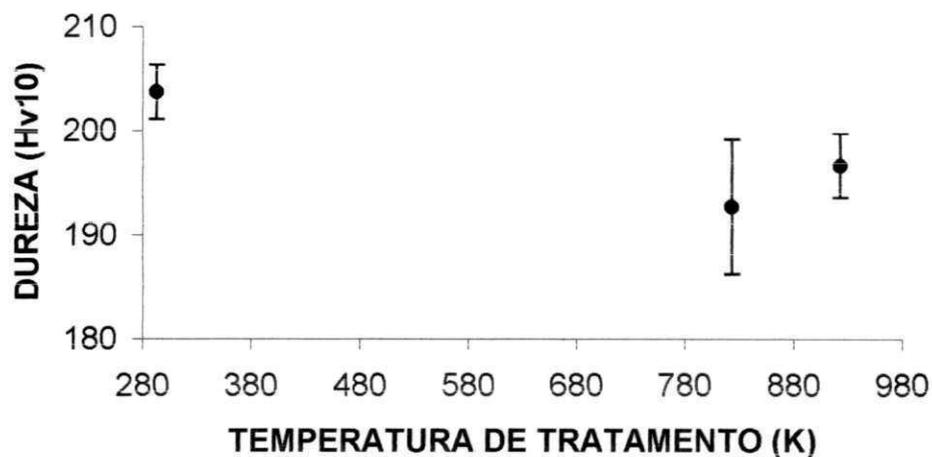


Figura 4.14 Variação da dureza na ZTA em função da temperatura de tratamento para 1 hora de permanência na temperatura.

Tabela 4.6 – Valores da dureza na ZTA em função da temperatura de tratamento para uma hora de permanência na temperatura.

Dureza (Hv10) ZTA					
Temperatura	Cp01	Cp02	Cp03	Media	Desvio
ST	202,3	206,8	202,2	203,7	2,62
823K	200,2	189,6	188,4	192,7	6,49
923K	197	193,5	199,7	196,7	3,10

4.2 Influência do Tempo de Tratamento

4.2.1 Análise do Metal de Base/ Resistência ao Impacto (923K (650 C)).

A Figura 4.15 apresentam os valores de energia Charpy para os corpos de prova tratados a temperatura de 923K (650 C) variando-se o tempo de 1, 5 e 11 horas.

Comparando-se todos os corpos de prova nas diversas condições de tempo de tratamento com o material sem tratamento térmico nota-se que houve uma queda expressiva

no valor da energia Charpy. A ausência das separações explica a queda na energia Charpy dos corpos de prova tratados termicamente a 923K (650 C). As separações deslocam a curva de transição dúctil – frágil para valores mais baixo de temperaturas (Feldmann, U.; Freier, K.; Vlad, C.M.; Kugler, J. (1983); Hero, H.; Evensen, J; Embury, J.D.(1975); Iino, M. (1978)).

A recuperação da textura do material para estes tempos de tratamento o que pode ser visto através da Figura 4.16 (b), (d) e (e), evitou a formação de separação o que para a temperatura de ensaio Charpy (253 K) determinou a queda da energia de fratura. Carbonetos precipitados e o leve aumento de grão como observado na Figura 4.16 (c) são condições também favoráveis para que ocorra uma diminuição no valor da energia Charpy

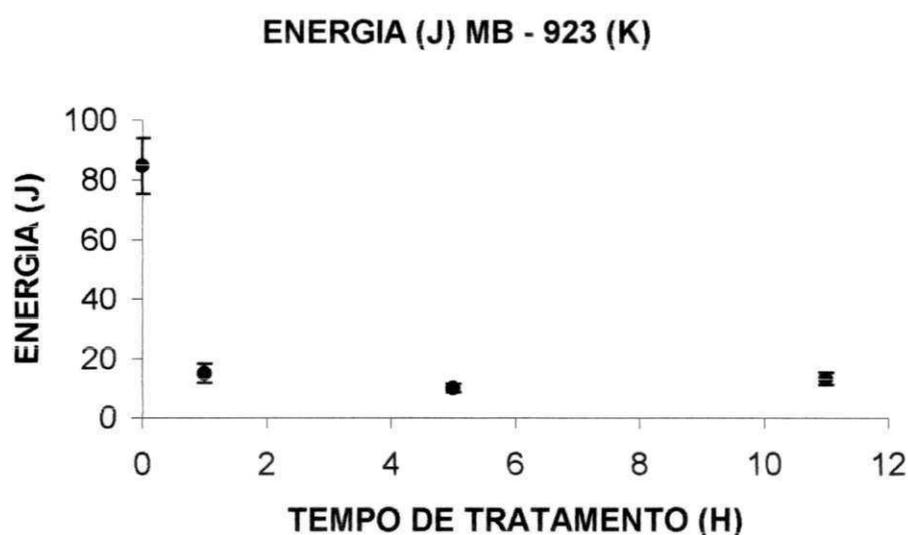


Figura 4.15 Variação da resistência ao impacto no metal de base em função do tempo de tratamento a uma temperatura de 923K (650 C).

Tabela 4.7 – Valores de resistência ao impacto no metal de base em função do tempo de tratamento a uma temperatura de 923K (650 C).

Energia Charpy (J) a 923K MB					
Tempo (Hs)	Cp01	Cp02	Cp03	Media	Desvio
ST	86,32	74,55	93,19	84,69	9,42
01	18,64	13,53	12,75	14,97	3,19
05	9,81	8,83	11,77	10,13	1,49
11	15,69	11,57	12,75	13,33	2,12

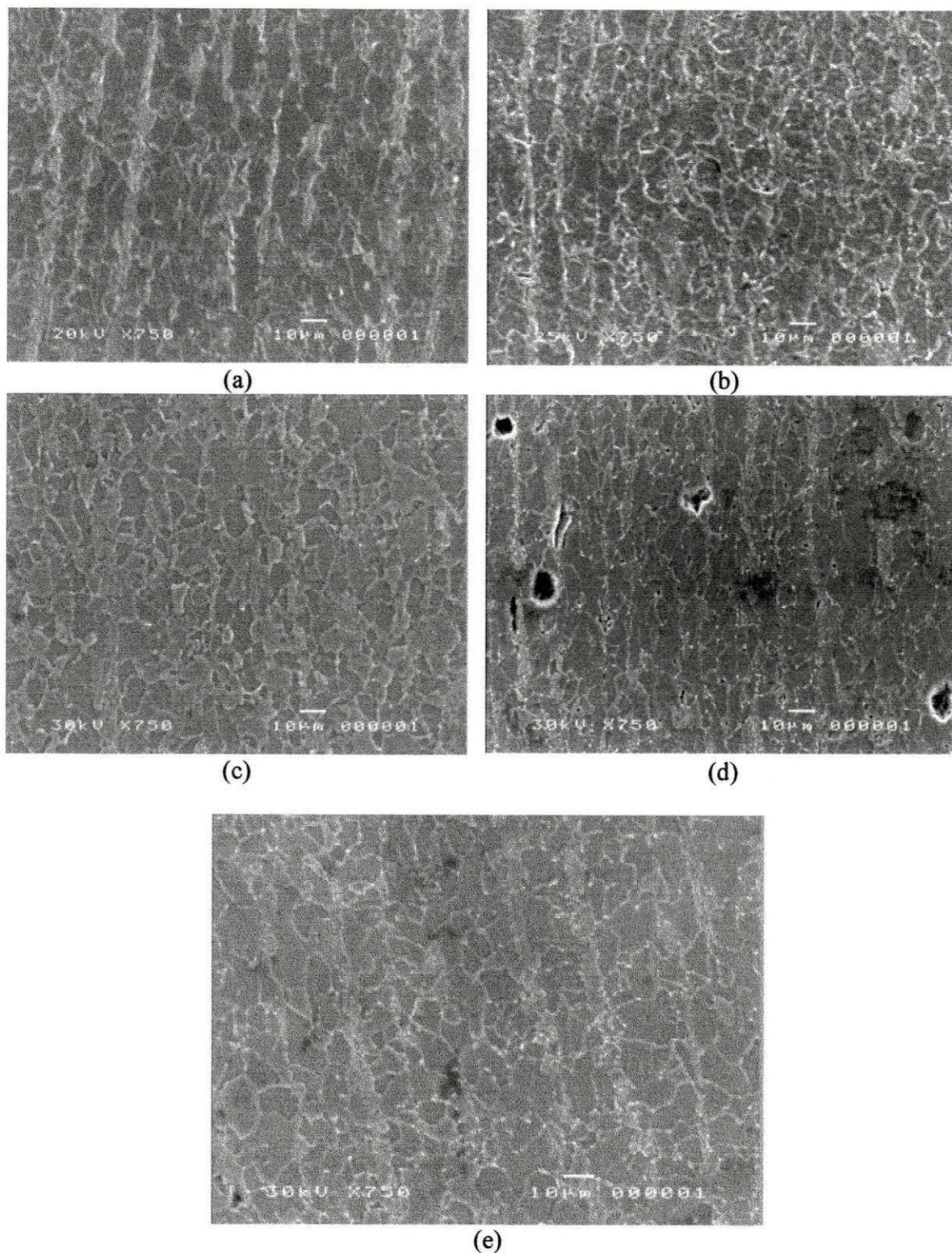


Figura 4.16–Metalografias por MEV do Metal de Base: (a) sem tratamento e tratada a 923K (650 C) por tempo de (b) 1 hora; (c) 5 horas; (d) 8 horas ; (e) 11 horas

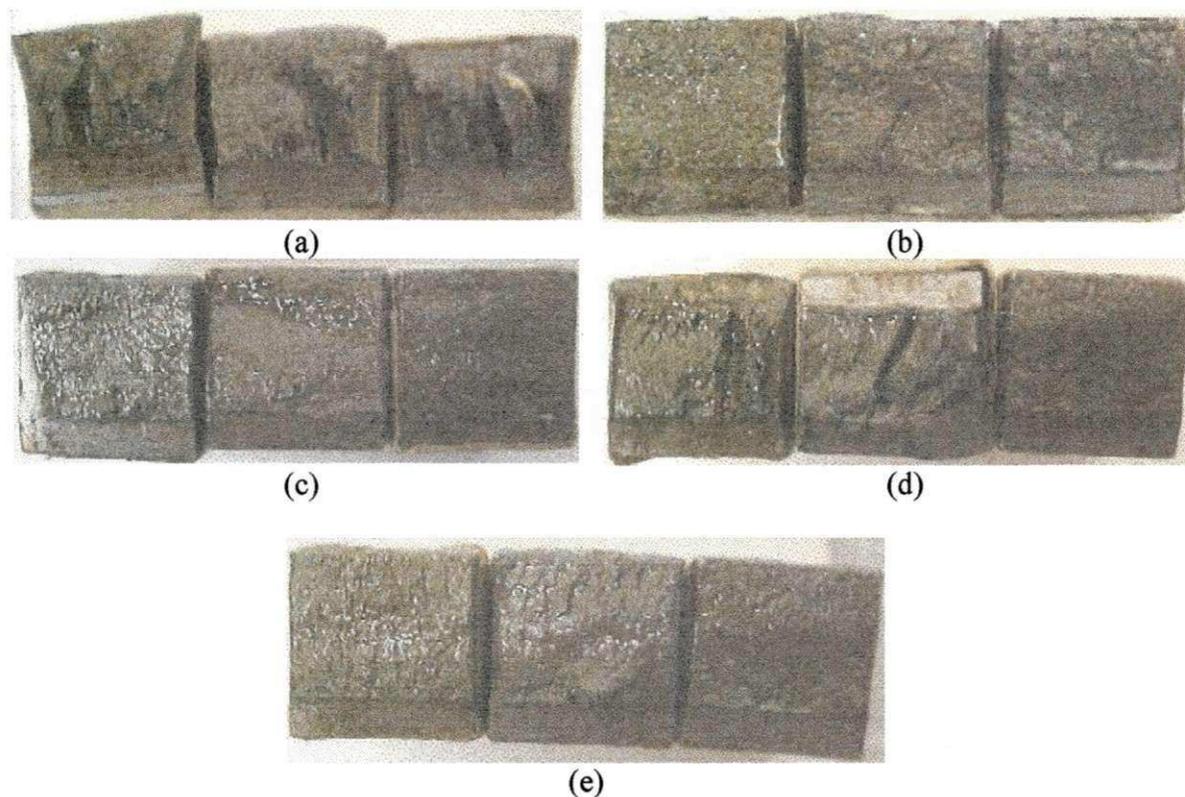


Figura 4.17 Aspectos das superfícies de fratura para corpos de prova sem tratamento térmico e tratados a 923K(650 C): (a) sem tratamento; (b) tratado a 1 hora; (c) tratado a 5 horas; (d) tratado a 8 horas; (e) tratado a 11 horas.

4.2.2 Análise do Metal de base / Medidas de Dureza/ Influência do Tempo de Permanência na Temperatura de (923K(650 C)).

Os valores de dureza apresentados na Figura 4.18 comprovam o comportamento desta região já verificado anteriormente. Observa-se uma pequena queda na dureza para os tempos de tratamento térmico de alívio de tensões realizados a 923K. Nota-se que há uma tendência a estabilização desta propriedade a partir de uma hora de tratamento o que pode estar relacionado diretamente com o efeito do tratamento térmico de alívio de tensões na textura e na microestrutura original do material.

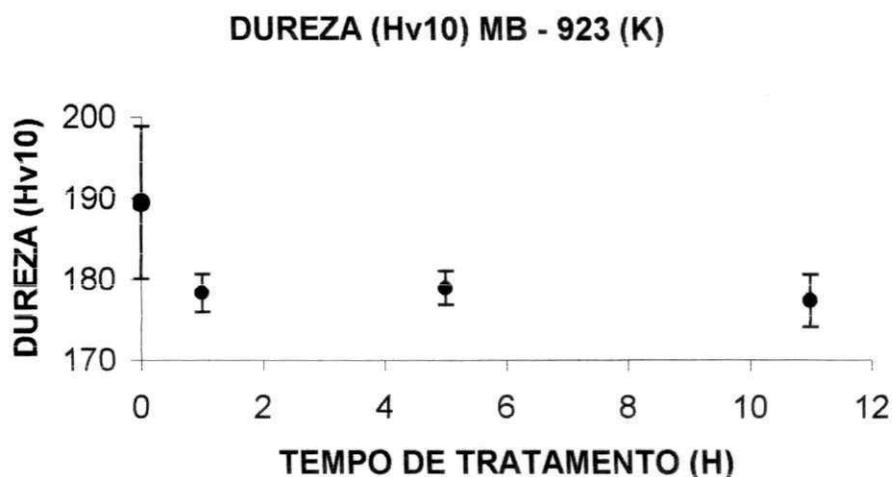


Figura 4.18– Gráfico de dureza Vickers para o metal de base com a variação do tempo de tratamento para a temperatura 923K (650 C).

Tabela 4.8 – Valores de dureza Vickers para o metal de base na temperatura de 923K (650 C) com a variação do tempo de tratamento.

Dureza (Hv10) a 923K MB					
Tempo (Hs)	Cp01	Cp02	Cp03	Media	Desvio
ST	188,7	180,5	199,3	189,5	9,42
01	180,3	177,3	175,7	178,3	2,33
05	177,3	178,1	181,3	178,9	2,11
11	172,4	171	177,1	177,4	3,19

4.2.3 Análise do Metal de Solda / Resistência ao Impacto/ Influência do Tempo de Permanência na Temperatura de 923K (650 C).

Observando-se a Figura 4.19 nota-se que não houve uma variação no valor da energia de Charpy após o tratamento térmico para alívio das tensões se compararmos ao metal de solda sem tratamento. Contudo o leve crescimento no valor da energia após 1 hora de tratamento pode ser atribuído a uma recuperação da microestrutura conferindo-lhe uma melhor tenacidade, conforme já discutido no sub-item 4.1.3. Para os tempos acima de 1 hora de tratamento térmico observa-se uma leve redução da energia absorvida podendo-se atribuir esta ocorrência ao fato nocivo do aumento da granulometria o que pode ser observado nas

Figuras 4.20 (a) a (d). Os baixos valores de energia para o metal de solda estão relacionados à fratura frágil conforme se observa na Figura 4.21 (a) a (e).

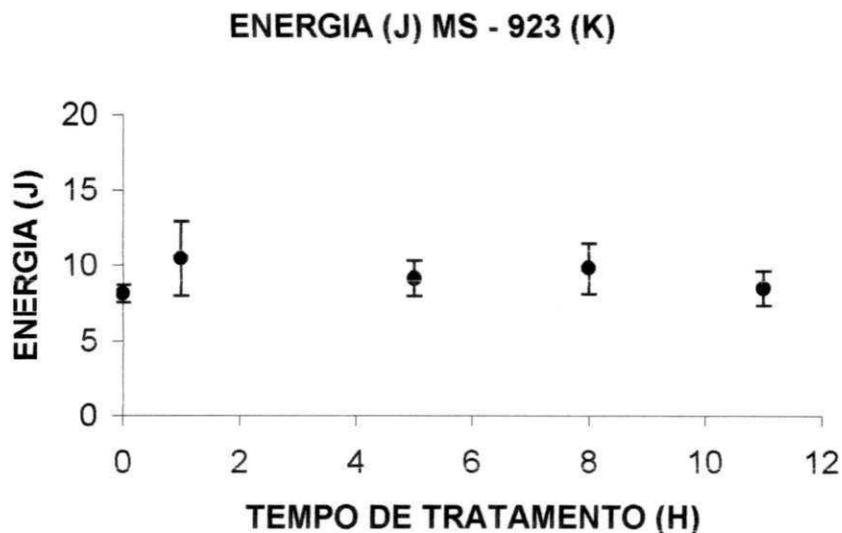


Figura 4.19– Gráfico de energia Charpy para o metal de solda com a variação do tempo de tratamento para a temperatura 923K (650 C).

Tabela 4.9 Valores de energia para o metal de solda com tratamento a 923K (650 C) variando-se o tempo de tratamento.

Energia Charpy (J) a 923K MS					
Tempo (Hs)	Cp01	Cp02	Cp03	Media	Desvio
ST	8,83	7,84	7,84	8,17	0,57
01	10,79	12,75	7,84	10,46	2,47
05	9,81	9,81	7,84	9,15	1,13
08	8,83	11,77	8,83	9,81	1,69
11	7,85	9,81	7,85	8,50	1,13

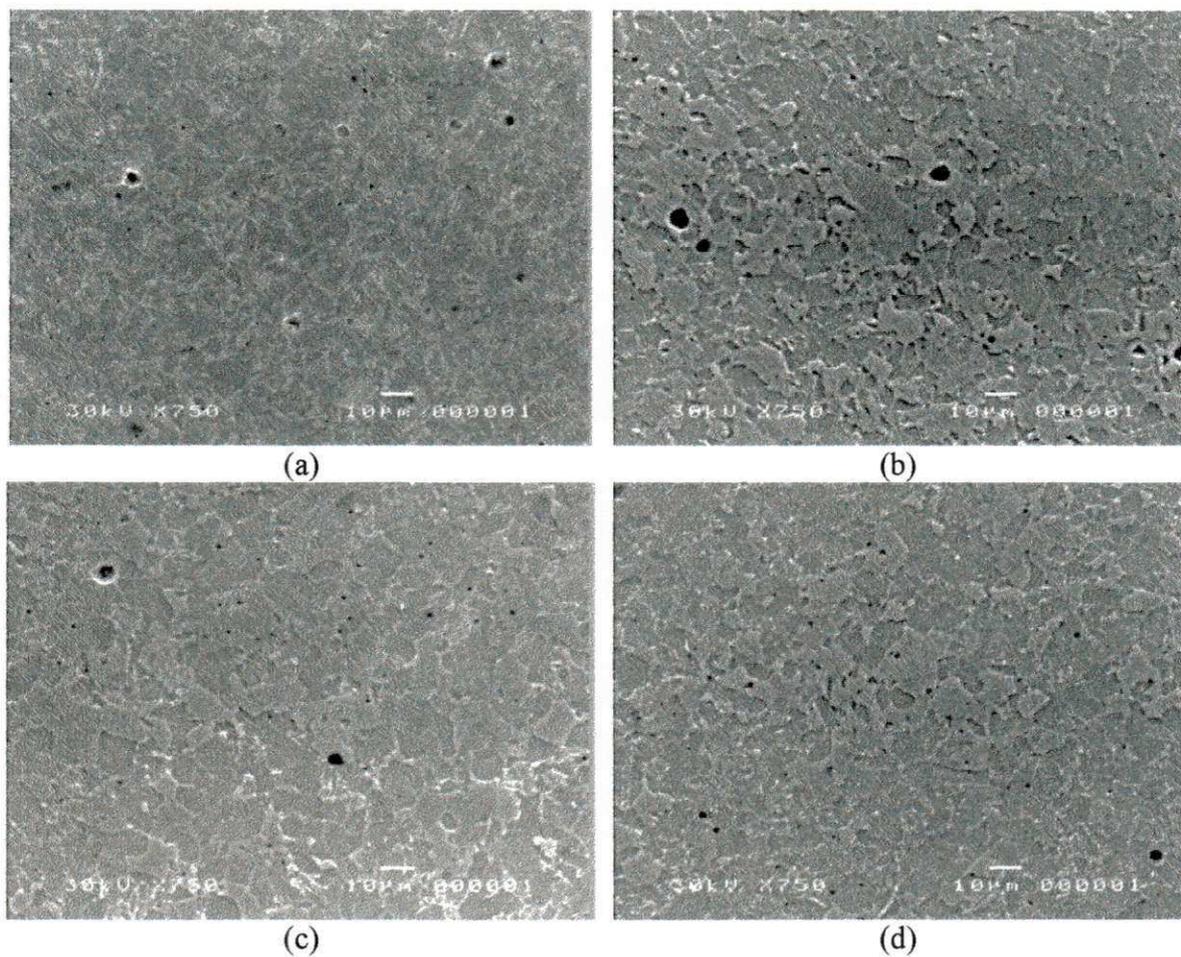
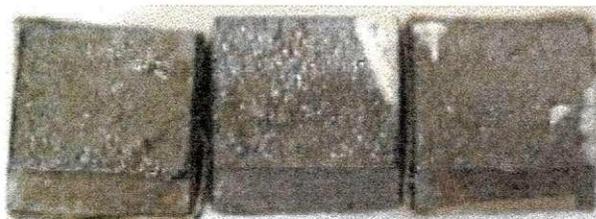


Figura 4.20- Metalografias por MEV do Metal de Solda: (a) sem tratamento e tratado a 923K (650 C) com o tempo variando de (b) 1hora; (c) 5horas; (d) 8 horas.





(e)

Figura 4.21 Superfícies de fratura para o material sem tratamento (a) e tratado a 923K (650C). por: (b) 1 hora; (c) 5 horas; (d) 8 horas; (e) 11 horas.

4.2.3 Análise do Metal de Solda / Medidas de Dureza/ Influência do Tempo de Permanência na Temperatura de (923K(650 C)).

Pela Figura 4.22 nota-se que a dureza do metal de solda apresentou uma leve queda para todos os tempos de tratamento quando comparada com a do material sem tratamento. A dispersão dos resultados pode estar relacionada com o fato de que o metal de solda para soldas multipasse apresenta microestrutura heterogênea. A pequena queda nos valores de dureza provavelmente está relacionada com o efeito do tratamento térmico de alívio de tensões nos microconstituintes de maior dureza possíveis de estarem presentes na solda (martensita, bainita, agregados ferrita-carbetos, etc). O tamanho de grão aparentemente não está tendo um efeito maior sobre os valores de dureza encontrados.

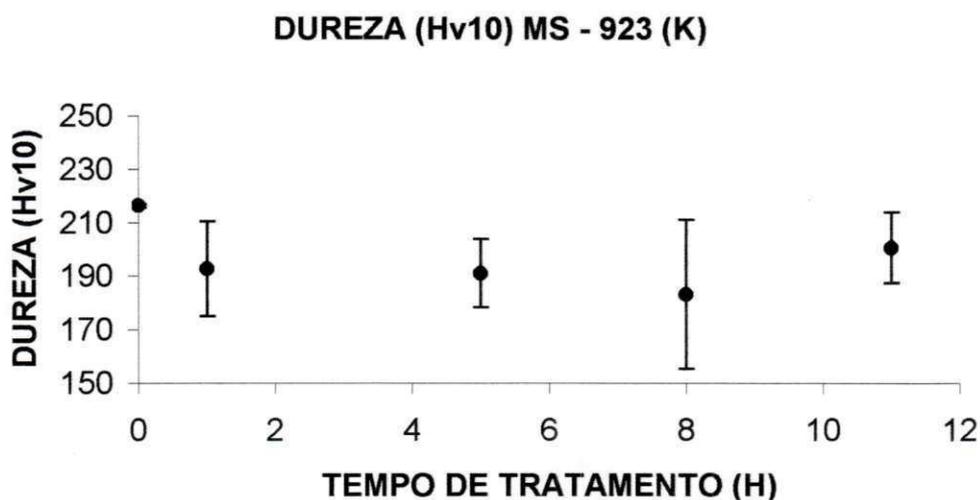


Figura 4.22 – Gráfico de dureza Vickers para o metal de solda com a variação do tempo de tratamento para a temperatura de 923K (650 C).

Tabela 4.10 – Valores de dureza Vickers para o metal de solda na temperatura de 8923K(650 C) com a variação do tempo de tratamento.

Dureza (Hv10) a 923K - MS					
Tempo (Hs)	Cp01	Cp02	Cp03	Media	Desvio
ST	217	216,1	216	216,3	0,55
01	184,4	180,7	213	192,7	17,67
05	193,9	177,3	202,3	191,1	12,72
08	152,3	191,4	206,1	183,2	27,86
11	186,1	204	212	200,7	13,26

4.2.4 Análise da ZTA / Resistência ao Impacto/ Influência do Tempo de Permanência na temperatura de 923K (650 C).

A Figura 4.23 apresenta a variação da resistência ao impacto da ZTA com o tempo de tratamento à temperatura de 923K(650 C). Observa-se um aumento nos valores de resistência ao impacto até o tempo de 5 horas, podendo-se atribuir este fato aos efeitos do tratamento térmico de alívio de tensões na textura e microestrutura dos corpos de prova tratados, Figura 4.24 (a) e (b). A presença de separações no corpo de prova 03, Figura 4.25 (c), provocou o aumento do valor médio de energia Charpy dos corpos de prova tratados termicamente a 923K (650 C) por 5 horas e, portanto responsável pela dispersão dos resultados nesta temperatura de tratamento. Para tempos superiores a 5 horas observa-se uma queda nos valores de energia apesar da recuperação da textura do material, principalmente para o tratamento térmico realizado com tempo de permanência na temperatura de 11 horas, onde observa-se pela Figura 4.24 (d) que a textura alinhada foi substituída por uma granulação equiaxial fina.

A queda nos valores de energia de impacto para corpos de prova tratados a tempos superiores a 8 horas pode ser atribuída aos precipitados finos de carboneto associados a microestrutura resultado do tratamento térmico de alívio de tensões para estes tempos de permanência na temperatura de 923K(650 C).

Na Figura 4.25 observa-se a superfície de fratura dos corpos de prova Charpy ensaiados, em geral com aspecto plano, característico de fratura frágil.

Na Figura 4.26 observa-se a metalografia por microscopia eletrônica de varredura (MEV) da superfície de fratura do corpo de prova tratado por 8 horas. Percebe-se que o micromecanismo principal de fratura foi de clivagem.

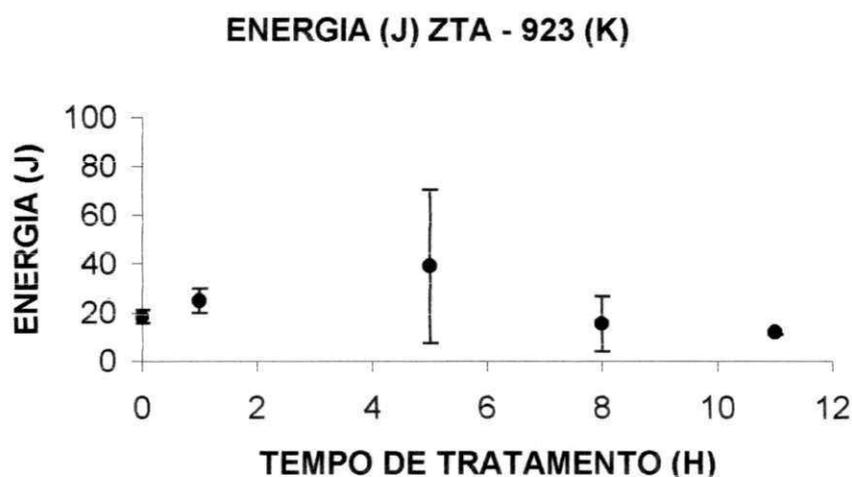


Figura 4.23 – Variação da resistência ao impacto na ZTA com o tempo de tratamento à temperatura de 923K (650 C).

Tabela 4.11 – Valores da resistência ao impacto na ZTA com o tempo de tratamento à temperatura de 923K (650 C).

Energia Charpy (J) a 923K (923K) ZTA					
Tempo (Hs)	Cp01	Cp02	Cp03	Media	Desvio
ST	21,58	16,68	16,68	18,31	2,82
01	29,43	19,62	25,50	24,85	4,93
05	8,83	36,29	71,61	38,91	31,47
08	28,45	7,85	9,81	15,37	11,36
11	10,79	11,77	12,75	11,77	0,98

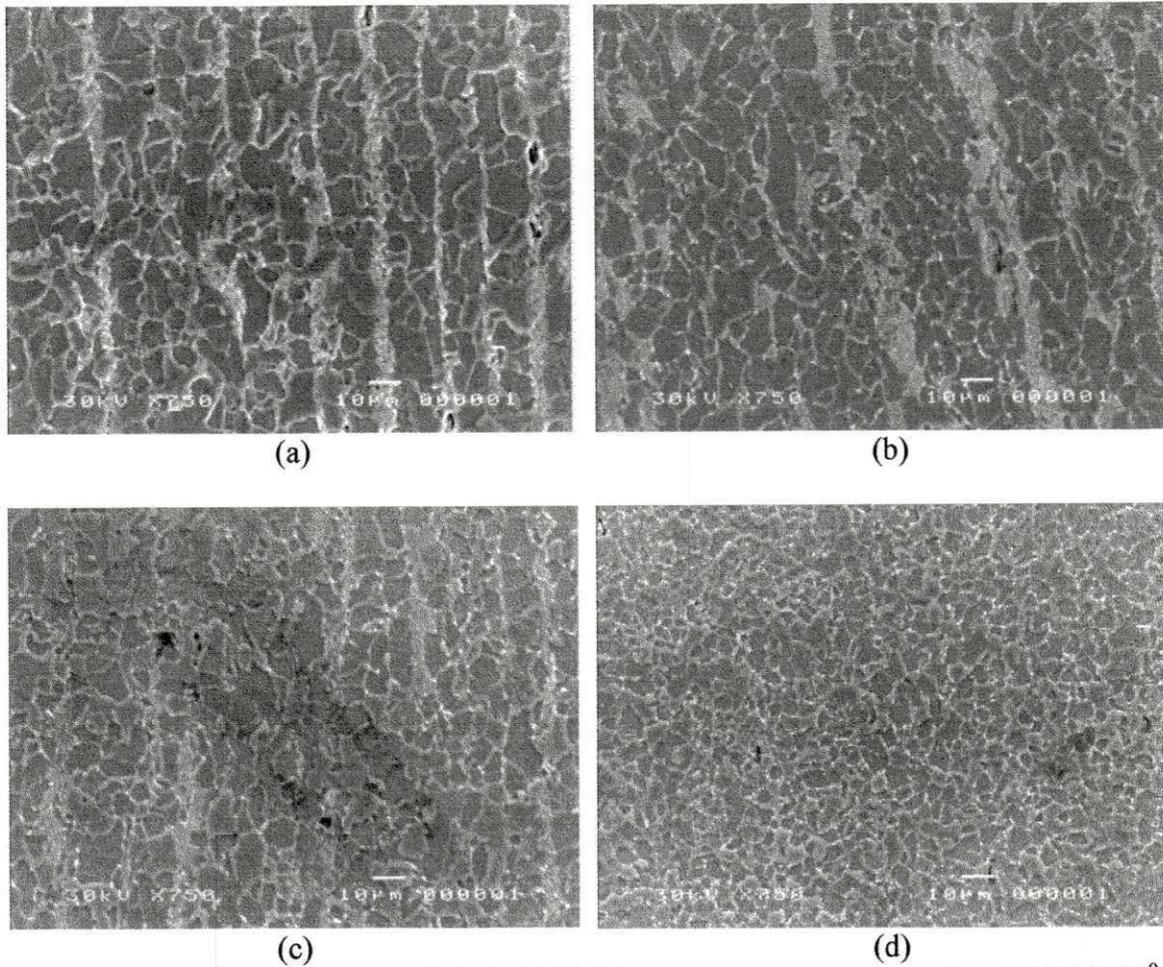
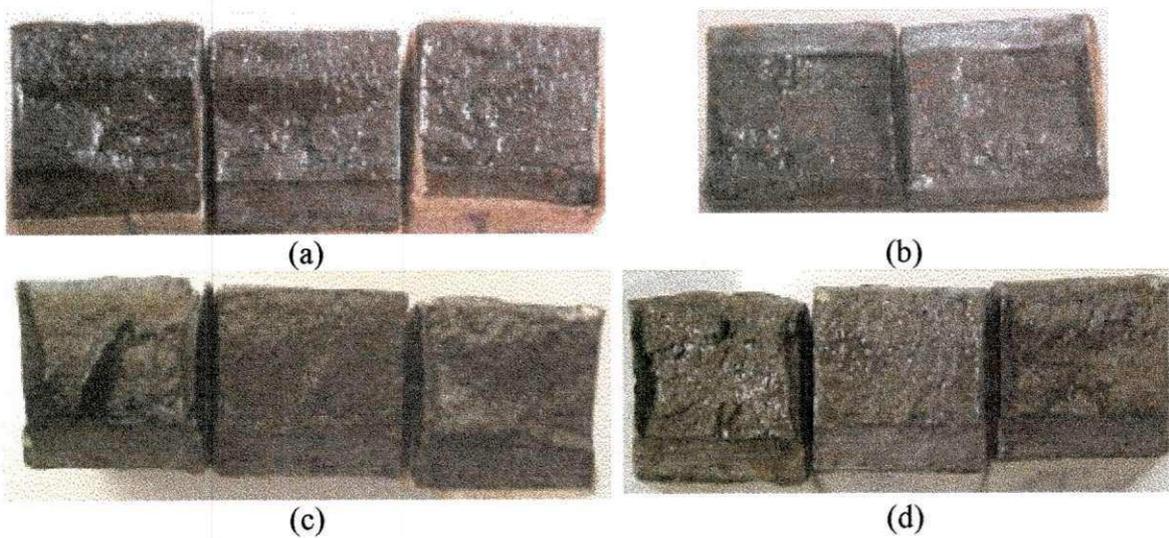


Figura 4.24- Metalografias por MEV da ZTA (a) sem tratamento e tratada a 923K (650⁰C) por: (b) 5 horas; (c) 8 horas; (d) 11 horas.



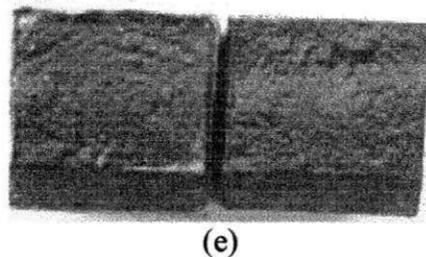


Figura 4.25 Aspecto das superfícies de fratura para o material sem tratamento e tratado a 923K(650 C) variando-se o tempo de tratamento: (a) sem tratamento; (b) 1 hora; (c) 5 horas; (d) 8 horas; (e) 11 horas.

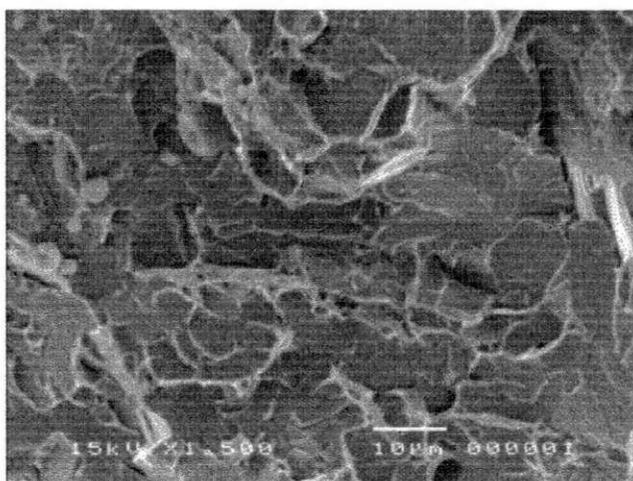


Figura 4.26 Aspecto de fratura por clivagem para o corpo de prova a 8 horas de tratamento térmico.

4.2.5 Análise da ZTA / Medidas de Dureza/ Influência do Tempo de Permanência na Temperatura de 923K (650 C).

A Figura 4.27 apresenta a variação dos valores de dureza da ZTA com o tempo de tratamento à temperatura de 923K(650 C). Pode-se observar que há uma tendência de queda de dureza até o tempo de 5 horas, atribuído aos efeitos do tratamento térmico de alívio de tensões seja na textura como na microestrutura dos corpos de prova tratados.

O pequeno acréscimo de dureza pra tempos maiores de permanência na temperatura de 923K (650 C) está relacionado com a microestrutura mais fina e com os precipitados de carbonetos, conforme pode ser observado pela Figura 4.24 (c) e (d).

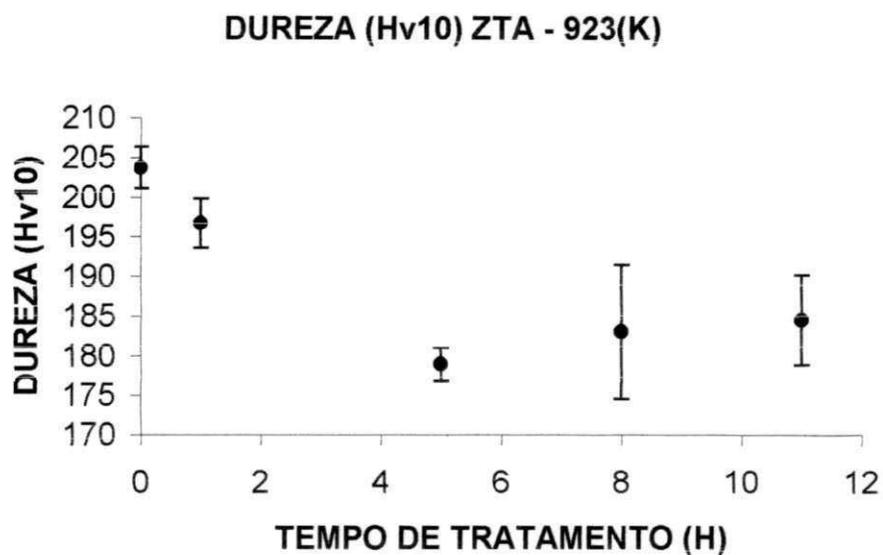


Figura 4.26 – Variação da dureza na ZTA com o tempo de tratamento a uma temperatura 923K (650 C).

Tabela 4.12 – Valores de dureza na ZTA com o tempo de tratamento a uma temperatura de 923K (650 C).

Dureza (Hv10) a 923K (923K) ZTA					
Tempo (Hs)	Cp01	Cp02	Cp03	Media	Desvio
ST	202,3	206,8	202,3	203,7	2,62
01	197	193,5	199,7	196,7	3,10
05	177,3	178,1	181,3	178,9	2,11
08	188,2	173,2	187,5	183	8,46
11	178,8	184,5	190,2	184,5	5,7

CAPITULO 5

5.0 Conclusões

5.1 Para uma hora de tratamento

1. Para o metal de base, os corpos de prova tratados a 823 K apresentaram um aumento na energia Charpy de fratura que pode ser atribuído ao efeito do tratamento térmico de alívio de tensões na textura original como também pela presença de separações. A queda da energia Charpy de fratura para os corpos de prova tratados a 923K foi provocada principalmente pela ausência das separações, devido à eliminação da textura alinhada original pelo efeito do tratamento térmico realizado.
2. A dureza para o metal de base diminuiu para ambas as temperaturas de tratamento devido ao efeito do TTAT sobre a estrutura original do material.
3. Para o metal de solda a melhora na resistência ao impacto foi atribuída ao efeito do tratamento térmico de alívio de tensões na recuperação da microestrutura original da solda.
4. A diminuição de dureza do metal de solda foi atribuída a recuperação da estrutura original da solda.

5. A melhora na resistência ao impacto para a região da ZTA aparentemente esta principalmente relacionada com a recuperação da textura do material, originalmente deformado pelo processo de laminação da chapa e pela conformação da tubulação.
6. A dureza da ZTA tem uma pequena queda devido ao processo de recuperação da estrutura inicial dos corpos de prova tratados termicamente.

5.2 – Para 923K a diversos tempos.

1 – Para o metal de base, verificou-se uma queda da energia Charpy de fratura devido a recuperação da textura e conseqüentemente o não aparecimento de separações.

2 – O metal de base tratado a 923K, sob diferentes tempos de permanência na temperatura, apresentou uma pequena queda de dureza relacionada a mudança da textura e da microestrutura do material pelo tratamento térmico de alívio de tensões.

3 – Para o metal de solda ensaiado a 923K o aumento da resistência ao impacto para uma hora de tratamento foi relacionado à recuperação da microestrutura promovida pelo TTAT. Já para tempos acima de uma hora, houve uma estabilização desta propriedade.

4 – A pequena queda de dureza para o metal de solda foi relacionada ao efeito do TTAT na microestrutura original da solda. A dispersão de resultados foi atribuída a heterogeneidade da microestrutura resultante desta região.

5 – Para a região da ZTA tratada a 923K notou-se uma melhora na resistência ao impacto para tempos de até 5 horas de tratamento. Para tempos acima de 5 horas foi observada uma pequena queda nos valores desta propriedade, fato atribuído a mudanças na textura e microestrutura da ZTA. Devido a precipitados de carbonetos associados à mesma, apesar do refino da microestrutura.

CAPITULO 6.

6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar o efeito da variação do TTAT na resistência ao impacto e na tenacidade à fratura à temperatura ambiente.

- Avaliar o efeito da variação do TTAT sobre a resistência à fadiga de juntas soldadas de aços ARBL.

- Analisar com maior profundidade o efeito das separações sobre as propriedades mecânicas das juntas soldadas, principalmente com relação a energia de fratura Charpy e a tenacidade à fratura determinada pelos ensaios já conhecidos, CTOD e/ou Integral J.

- Analisar com maior profundidade o comportamento dos finos precipitados de carbonetos nas propriedades mecânicas de juntas soldadas submetidas a TTAT:

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AKRITOV, A. S.; KOLENCHKO, A.A.; SHORSHOROV, M. K.; et all. “**Effect of the welding Thermal Cycle and Heat Treatment on the Structure and Properties of the Heat Affectd Zone Metal of Welded Joints in 09G2SBF Quenched and Tempered Ferritic-Perlitic Steel**”. *Welding International*, vol. 5, nº 4, págs 304–306. (1991).

ALÉ, R. M; REBELLO, J. M. A. “**Zona Afetada pelo Calor de Aços C–Mn.**” COPPE/UFRJ – Rio de Janeiro, págs 72–81. (1989).

ALMEIDA, A. A; SUZUKI, R. N; TREVISAN, O. V; TREVISAN, R.E. “**Análise do Ciclo Térmico e da Microestrutura na Soldagem Multipasse de um Aço de Alta Resistência e Baixa Liga**”. 13º CBECIMAT – São Paulo (1998).

AWS 3.0-89. “**Standard welding and Definitions**”. Miami: AWS, 1989, 109p.

AKSELSEN, O. M.; RORVIK, G.;ONSOIEN, M .I. et al. “**Assessment and Prediction of HAZ Tensile Proprieties of High Strrength Steels**”.*Welding Journal* ,vol.68,nº9,págs.352-356,1989.

ALÉ, R. M; JORGE, J. C. F.; REBELLO; J. M. A. “**Constituintes Microestruturais de Soldas de Aço C-Mn Baixa Liga**”.**Parte II: Metal de Solda**” . *Soldagem e Materiais*,vol. 1 ,nº 2, Fevereiro 1994.

ALBUQUERQUE, M. C. S; LIMA, I. E; MACIEL, T. M. **“Avaliação das propriedades mecânicas de um metal de solda de uma junta soldada de uma tubulação de aço ARBL”**.

ANDRADE, S. L; OLIVEIRA, J. I.; HAMAN, I. **“Desenvolvimento Recente de Chapas Grossas na Usiminas”**. In: Seminário de Laminação de Planos e não Planos. - Ipatinga 1982.
API – 5L ; **Specification for Line Pipe**; April ,1995.

ALBUQUERQUE, M. C. S. **“Avaliação das Propriedades Mecânicas de uma Junta Soldada de uma Tubulação de Aço API 5L-X60 Utilizada em Exploração de Petróleo”**.Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica-Campina Grande, 1999.

ANTUNES, A E. B. **“ Tensões Residuais na Soldagem,Aspectos Básicos ”** Journal of The Brazilian Society Mechanical Sciences,vol. XVII,nº4 1995,pp. 394 – 403.

AWS-American Welding Society, Carrer Enhancement Series Module 12 Mechanical Testing of Welds, Welding Institute of Canada, 1994.

ANSI/AWS -American National Standards Institute/AWS D1.1-98- Structural Welding Code-Steel, Annex III, 16ºed., Miami, 1998.

ASTM-American Standards Test Methods, E 23-96, 1996.

ASTM E 1290 - 93 **“Standard Test Method for Crack – Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement”**. 1993.

BOTT, I.S; OURO, C. R; INFRAN, A. C. C. **“Estudo do Efeito de Múltiplos Tratamentos Térmicos para Alívio de Tensões em Chapa de Aços Estruturais Temperados e Revenidos”**. 10º CBECIMAT – Águas de Lindóia –Dezembro (1992),págs.904-907.

BOTT, L. S.; TEIXEIRA, J. C. G. “ **Toughness Evaluation of a Shielded Metal Arc C-Mn Steel Welded Joint Subjected to Multiple Post Weld Heat Treatment**”. ASM International (1999), págs.683-692.

BORDIGNON, P. J. P; OLIVEIRA, E. Q; MACHADO, S. A; SCHIARESSI, J. R. P. “**O desenvolvimento dos aços microligados e baixa liga no Brasil - Histórico e Perspectiva**” . In: II Encontro de Tecnologia e Utilização dos Aços Nacionais 1987 - RJ.

BRACARENSE, A Q. e LIU, S. “**Desenvolvimento da Soldagem de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga**”. Soldagem e Materiais, vol. 6,nº 2,Abril 1994,págs. 18-31.

BRANDI, S. D., MELLO, F. D. H. e WAINER, E. “**Soldagem Processos e Metalurgia**”, Edgard Blücher Ltda., São Paulo, 1992.

BRITO, V. L. “**O Estudo da tenacidade da ZAC no aço ASTM A537 C1 e em tubos API 5L X70 soldados com arco submerso**”. Dissertação de mestrado – Universidade Estadual Paulista “Julio de Mesquita Filho” Guaratinguetá 1999.

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, nov. 1983

COSTA, H. R. M.;BOTT ,I. S.;OURO, C. R. “**Avaliação do Efeito de múltiplos TTAT sobre um Metal de Solda C-Mn**”. XIX Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem (1993).

COTTRELL, A. H. “**Introdução à Metalurgia**”, 2ª Ed., Fundação Caloustre Gulbenkian, Lisboa, 1975

DAVEY; T. G. **“The effect of welding Parameter changes on the Heat Affectd Zone Microstructure on Toughness of Single Pass welds in 25mm tick C-Mn .**

DE SIMONE, E. G. T; JOELE, R; PERDIGÃO, S. C; ANDRADE, U.R. **“Soldabilidade de aço de alta resistência”** In : XIV Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem Rio de Janeiro 1989.

DICKERSON, P. B. **“Weld Discontinuities-Causes and Cures”**. Welding Journal, June 1998 – págs. 37-42.

DHOOGHE, A; VINCKIER, A. **“Study of the phenomenon of cracking during stress relief heat treatments in welded joints of quenched and tempered high strength steels.”**

DOLBY, R. E. **“Influence of Defect Orientation on HAZ Fracture Toughness Measurements”** Metal Construction, V.6, nº 7, pp. 228-236, 1974.

EIJI, M.; FUKUDA, M.; IWANAGA.I; OKAZAWA, T. **“The effect of separation on the Propagating Shear Fracture”** (1974).

EASTERLING, K. **“Introduction to the Physical Metallurgy of Welding”**. Better Worths & Co.,First Pulished,1983,223p.

FELDMANN, U.; KUGLER, J.; FREIER, K.; VLAD, C. M. **“Mechanical and Toughness Properties of Separation-Free HSLA Line Pipe Stees for Artic Condictions”**. Conference Proceedings ASM – HSLA Steels Technology e Aplications,. Pp 733-741,1983.

FERRANTE, M. **“Influência da Composição Química Sobre a Microestrutura e Tenacidade do Metal de Solda Ferrítico. Parte I: Manganês, Silício, Oxigênio e Nióbio”**.Soldagem e Materiais, vol. 1, nº 3, págs. 36-43, Jul/Set. 1989.

FERRANTE, M; SILVESTRE, M. A. **“Microestrutura, Energia de Impacto e Precipitação na Zona Termicamente Afetada de um Aço API com Baixo Carbono, Titânio e Alto Nióbio”**. In XIV Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem Rio de Janeiro 1987.

FERRARESI, V.A. e TREVISAN, R. E., **“Influência do Alívio de Tensões de uma Junta Soldada no Trincamento”**, 1997.

FONSECA, M. P. C; MELLO, J. S; TEODÓSIO, J. R; REBELLO, J. M. A. **“Evolução do Estado de Tensões residuais Durante a Produção de Tubo API 5L-X70”**. 13º CBECIMAT - São Paulo, Outubro (1998), págs.871-878.

GRONG, O **“ Metallurgical Modelling of Welding ”** Published in 1994 by The Institute of Materials.

HERO, H.; EVENSEN, J. AND EMBURY, J. D. **“” The occurrence f delaminatios in a control rolled HSLA steel”**. Canadian Metallurgical Quarterly, volume 14,number 2,1975.

HOLLOMAN, J. H. and JAFFE, L. D. **“Time temoerature relations in tempering steel”**.Transactions of American Inst. Min. Met. Eng. 162, pp. 223, 1945.

HOWDEN, D. G. **“Defeitos de Soldagem como Causa de Fraturas em Tubulações”**. In: XXIX Congresso Anual da ABM Julho de 1974 –Porto Alegre.

IINO, M. **“ The Estimation of the Delamination Efecct on Impact Toughness of Steel”**. Transactions ISII, vol. 18, pp 339-343, 1978.

IRVING, B., **“Why Heat Treating is Crucial in Welded Fabrication”**, Welding Journal, Volume fev, p.41-45. 1999

INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING – **“Guidelines for the Classification of Ferritic Steel Weld Metal Microstructural Constituents Using the Light Microscope”**. IIW/Iis doc. 835-85, 6p, 1985.

JONES, B. L. **“Pipeline Steels for Sour-Gas Transport”**. Steel India, Vol. 8, 1985.

KIKUTA, Y.; ARAK, T.; YONEDA, M. **“Relation Between Microstructure and Toughness in Weld Metal and Its Reheated Zone High Strength Steel”**. Technology Reports of Osaka University, vol.37, nº 1874, págs. 75-83, August 1996.

KOU, S., **“Welding Metallurgy,”** Cap.V, John Wiley & Sons, Inc., ISBN, , 1987

LEE, S.; KIM, B. C.; LEE, D. Y. **“Fracture Mechanism in Coarse Grained HAZ of HSLA Steel Welds”**. Metallurgica, vol.23, nº6, págs. 995-1000, 1989.

LEE, S.; KIM, B. C.; and KWON, D. **“Fracture Toughness Analysis of Heat-Affected Zones in High-Strength Low-Alloy Steel Welds”**. Metallurgical Transaction, vol. 24A, May 1993, págs. 1133-3341.

MACIEL, T. M.; FECHINE, G. J. M. **“Efeito da variação da temperatura de pré - aquecimento sobre a microestrutura e a dureza de juntas soldadas de aços ARBL”**. IV CEM-NE/1996, Págs.91-96.

MARQUES, P. V. **“Tecnologia da Soldagem”**; Belo Horizonte, ESAB, 1991, pág. 352 .

MUNDRA, K.; DEBROY, T.; BABU, S. S. e DAVID, S. A. **“Weld Metal Microstructure Calculations from Fundamentals of Transport Phenomena in the Arc Welding of Low-Alloy Steel”**. Welding Journal, April 1997, págs. 163-165.

MILLER, D. K. **“Controlling Weld Variables from Design to Deposition”** Welding Journal, August 1997 – págs. 39-43.

NIÑO, C. E., BUSCHINELLI, A. J. A. **“Análises de Alternativas de Reparo por Soldagem de Aços Cr-Mo”**.XXI Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, Caxias do Sul, Junho de 1995, pp. 241-257.

SILVIERI, O. S; TALHIAN, R. S; SILVA, C. N. P; SILVA, P. S. C. P. **“Relação entre a tenacidade na direção da espessura e a ocorrência de separações em aços de alta resistência e baixa liga”**.Metalurgia - ABM,Vol. 41, N^o 330, Maio 1985.

OLABI, A. G.; HASMI, M. S. J. **“The effect of PWHT on the mechanical properties and residual stresses mapping in welded structural steel”**. 9th Conf. Irish Manufacturing Committee, Dublin, 2-4 September 1992, págs.522-553.

PARK, T. W; KANG, C. Y. **“The Effects of PWHT on the Toughness of weld HAZ in Cu-Containing HSLA-100 Steel”**. ISIJ – International, Vol. 40, Supplement, págs. 949-953. (2000).

PETROBRAS, N-1859c, Setembro, 1992.

PISTORIUS, P .G. H.; SMITH, C.; WANNENBURG, J. **“ The effect of a Long Post Weld Heat Treatment on the Integrity oof a Welded Joint in a Pressure Vessel Steel”**. Elsevier Science Limited (1997), págs.183-187.

PUCHAICELA, J. **“Cotrol of Distortion of Welded Steel Structures”** Welding Journal, August 1998 - pásg.49-54..

POPE, A. M., et alli, **“Resistência á fratura de aço API 5L X60 e avaliação preliminar de trincas no oleoduto PCE-1/Ponto A”**, Comunicação Técnica n^o 111, CENPES/SUEP/SEMEC 1995

RENADE, R. S.; BÁRBARO, F. J.; WILLIAMS, J. G. et al. **“Relation between Martensite Islands and HAZ Fracture Toughness in Welded Ni-Cu Structural Steels”**. Journal de Physique IV, vol.5, págs. 311-316, December 1995.

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

ROSS, B., **“Investigating Mechanical Failures-The Metallurgist’s Approach”**, Mechanical Testing, Chapman & Hall, Glasgow, 1992

RIBEIRO, H. E. **“Soldagem do aço ASTM A516 Grau 60 para vasos de pressão sujeito a corrosão sob tensão”**. Dissertação de Mestrado UFSC – Florianópolis, Abril 2001.

ROGANA, W. G., **“Monitoramento da Distorção Angular em Soldas sobre Chapa Engastada de Aço Carbono”**, Dissertação de Mestrado, PPGDEMEC, Universidade Federal de Minas Gerais, maio de 1999.

RUUD, C. O., JOSEF, J. A. e SNOHA, D. J., **“Residual Stress Characterization of Thick-Plate Weldments Using X-Ray Diffraction”**, Welding Journal, , págs. 87-91, março. 1993.

SUZUKI, R. N; ALMEIDA, A. A.; TREVISAN, O. V.; TREVISAN, R. E. **“Ciclos Térmicos na Soldagem Multipasse de um Aço de Alta Resistencia e Baixa Liga”**. 5º Congresso Ibero – Americano de Soldagem – Setembro de 1998 – Fortaleza – CE

SPINELLI, D; GOMES, S. I. N; AGNESINE, M. W; FAESARELLA, I. S. **“Efeito do Tratamento Térmico de Envelhecimento e Relação de Tensão em Soldas de Aço ARBL”**. 10º CBECIMAT – Águas de Lindóia –Dezembro (1992), págs.613-616.

SMITH, C.; PISTORIUS, P. G. H.; WANNENBURG, J. **“The effect of a long post weld heat treatment on the integrity of a welded joint in a pressure**

vessel steel". International Journal of Pres. Ves. & Piping 70 (1997) págs. 183-195.

SILVEIRA, J. P; BARROS, S. M. "**Tensões Residuais e Deformação em Soldagem**", Petrobrás 1990.

SOUZA, S. A. "**Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos**" 5ª Edição 1987.

SHACKELFORD, J. F. "**Introduction to Materials Science for Engineers**" Third Edition 1992.

SEFÉRIAN, D. "**Metalurgia de La Soldadura.**" 3ª Edição , Barcelona, 1987.

TERASAKI, F.; HASHIMOTO, T.; KOMIZOMO, Y. "**Research and Development on Large Diameter Line Pipe for Artic Usage**" The Sumitomo Search, Vol. 33,1986.

THE WELDING INSTITUTE "**Residual Stressses in Welded Construction and their Effects**" Unternational Conference – London, 1977.

WELDING HANDBOOK. "**Welding Process-Arc and Gás Welding and Cutting,Brazing and Soldering**".7ª Edição , Miami: AWS, 1978, vol.2, 592p.

WOLFSTIEG, U. "**Zur Definition von Eigenspannungrn** ", Haertereit - Techn. Mitt, nº 31, Heft ½, pp 2-3 , 1976.

WELDING HANDBOOK, Vol 1,7th Ed. American Welding Society, Miami, Fl., 1976

ZEEMANN, A. "**Soldagem dos Aços Martensíticos**".Soldagem & Inspeção,vol.8,Agosto de 1998,págs. 14-17.