UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE QUÍMICA DE SÃO CARLOS

**Aplicação de ensaio de impacto Charpy instrumentado no
estudo da tenacidade à fratura dinâmica nas soldas a arco
submerso em aços para caldeiras**

Kléber Mendes de Figueiredo

Tese apresentada à Área de Interunidades em
Ciências e Engenharia de Materiais, da Universidade
de São Paulo, como parte dos requisitos para a
obtenção do Título de Doutor em Ciência e
Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Assoc. Dr. Samuel Irati Novaes Gomes

São Carlos
2004

À memória de meu pai, que juntamente com minha mãe nos ensinou que o conhecimento é o maior tesouro e herança que podemos adquirir e receber.

Ao meu neto Vinícius e aos demais que virão, que possam sempre buscar este bem maior.

AGRADECIMENTOS

- Ao Professor e Orientador Samuel Irati Novaes Gomes, pela incansável e valiosa orientação e ensinamentos, e principalmente pela amizade, apoio e confiança depositados na minha pessoa, sem os quais esse trabalho não teria sido realizado.
- Aos Professores Dirceu Spinelli e Waldek Wladimir Bose Filho, pelo apoio, ensinamentos e confiança na realização deste trabalho.
- Ao Prof. José Ricardo Tarpani, pelo apoio e ensinamentos que nos foi confiado para a realização deste trabalho, durante o “desbravamento do Charpy instrumentado” no SMM.
- Ao Prof. Antonio Carlos Hernandez, pelo apoio, ensinamentos e confiança depositados, principalmente quando do meu estágio de docência.
- Ao amigo Alessandro Roger Rodrigues (Guaraná), pelas trocas de conhecimentos e principalmente pela confecção do programa para a realização dos cálculos da variação da taxa da flexibilidade elástica.
- Aos professores da pós-graduação, pelos conhecimentos e amizade que nos foi confiado.
- À amiga Maria Heloisa Pereira Braz, pela amizade e pelo muito que me foi ensinado durante a nossa caminhada pelo “desbravamento do Charpy instrumentado” no SMM.
- Ao amigo Francisco de Assis Toti, mais um dos desbravadores do Charpy instrumentado do SMM, pela troca de conhecimentos.
- Aos amigos do SMM, André Pascoal, Carlos Kleber, Cassius, Maia, Marcão, Marcelo, Maurício, Omar, Paulão, Rosana, Rosamel, e aqueles que, por falta de nossa memória, esquecemos de nomear, pelo apoio e auxílio na realização deste trabalho.
- Aos amigos da oficina, em especial ao Sr. Penazzi (Chefe da Oficina) e ao Flávio e ao Neri, pelo apoio na confecção dos corpos de prova.
- Ao NUMA, na pessoa do Prof. Reginaldo, pelo apoio e cessão de equipamentos para auxílio na confecção dos corpos de prova.
- Aos técnicos do SMM (Eliezer, George, João, Pedro) que nos incentivaram e apoiaram e pelo conhecimento que nos foi transmitido.
- Às meninas da secretaria do SMM e, em especial, a Dona Elza, pelo incentivo e apoio.

- À minha esposa Zélia, que sempre esteve ao nosso lado nos incentivando e apoiando, pela paciência.
- À minha filha Carolina e ao meu genro Márlon, que sempre nos incentivaram e nos apoiaram.
- Ao meu filho Augusto César, pelo apoio e incentivo e pelo prazer de ter sido meu colega de classe na disciplina de práticas pedagógicas.
- À minha mãe, Lígia, que sempre nos incentivou.
- A toda a minha família, que não é pequena, que sempre me apoiou e incentivou.
- À turma da ginástica e alongamento, em especial à Prof^a. Gizele, pelos momentos de descontração.
- Aos amigos do DMM-CEFET-MA que nos apoiaram na reta final de nosso trabalho.
- Aos demais amigos, que graças a Deus são muitos, pelo incentivo e apoio.
- À CALDEMA, em especial ao Eng. Montefeltro, pelo fornecimento de materiais e pela confecção das soldas.
- À ESAB, pelo fornecimento de materiais.
- À CAPES, pelo suporte financeiro através da concessão de bolsa.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	i
LISTA DE TABELAS	iv
LÍSTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	vi
LÍSTA DE SÍMBOLOS	viii
RESUMO	x
ABSTRACT	xi
1 - Introdução	1
2 – Objetivos	4
3 – Soldagem	5
3.1 – Soldagem a arco submerso	5
3.2 – Soldagem com eletrodo tubular	9
3.3 – Comparação entre os processos AS e FCAW	13
4 – Microestrutura	16
4.1 – Classificação dos microconstituintes	16
4.2 – Controle da formação da microestrutura	20
4.2.1 –Microestrutura de solidificação	21
4.2.2 –Ciclo de resfriamento da solda	21
4.2.3 –Composição química do metal de solda	23
4.2.3.1 – Influência do manganês na microestrutura	24
4.2.3.2 – Influência do carbono na microestrutura	25
4.2.3.3 - Influência do silício na microestrutura	26
4.2.3.4 – Influência do fósforo e do enxofre na microestrutura	26
4.2.3.5 – Influência do cromo na microestrutura	27
4.2.3.6 – Influência do níquel na microestrutura	28
4.2.3.7 – Influência do molibdênio na microestrutura	28
4.2.3.8 – Influência do nióbio e do vanádio na microestrutura	29
4.2.3.9 – Influência do titânio e do alumínio na microestrutura	30
4.2.3.10 – Influência do cobre na microestrutura	30
4.2.3.11 – Influência do nitrogênio na microestrutura	31
4.2.3.12 – Influência do oxigênio na microestrutura	31
4.2.4 –Tamanho do grão da austenita anterior	33
5 – Propriedades mecânicas	35
5.1 – Tração	36
5.2 – Dureza	39
5.3 – Impacto	41
5.4 – Influência da microestrutura nas propriedades mecânicas	55
6 – Tensões Residuais e Tratamento de Alívio de Tensões	57
7 - Materiais e Métodos	61

7.1 – Chapa Soldada.....	61
7.2 - Macrografias	63
7.3 - Micrografias	64
7.4 – Análise Química	65
7.5 - Ensaio Charpy.....	65
7.6 - Ensaio de Dureza	69
7.7 - Ensaio de Tração.....	70
7.8 - Fratografias	71
8 – Resultados.....	73
8.1 – Parâmetros de soldagem.....	73
8.2 – Macrografias.....	75
8.3 – Micrografias	76
8.4 – Análise química	80
8.5 – Ensaio de dureza	81
8.6 – Ensaio de tração	82
8.7 – Ensaio Charpy	84
8.7.1 - Energia total absorvida	84
8.7.2 - Charpy instrumentado - corpo de prova pré-trincado.....	86
8.7.3 - Charpy instrumentado - corpo de prova entalhado	92
8.7.4 - Fratografias	99
9 – Discussões.....	104
9.1 – Parâmetros de soldagem e macrografias	104
9.2 – Microestrutura	104
9.3 – Dureza	107
9.4 – Tração	108
9.5 – Ensaio Charpy	110
9.5.1 – Energia total absorvida.....	110
9.5.2 – Charpy instrumentado – corpo de prova pré-trincado.....	113
9.5.3 – Charpy instrumentado – corpo de prova entalhado	119
10 – Conclusões.....	122
11 – Referências Bibliográficas.....	124
12 – Sugestão para trabalhos futuros.....	129
APÊNDICE	1

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Geometrias usuais dos eletrodos tubulares (Machado, 1996).	11
Figura 2 — Comparação da taxa de deposição do eletrodo tubular	14
Figura 3 — Comparação da taxa de deposição de dois eletrodos.	15
Figura 4 - Representação esquemática dos constituintes microestruturaisl.	18
Figura 5 - Microestruturas de metal de solda como depositado mostrando..	19
Figura 6 – Curva tensão-deformação de engenharia (Dieter, 1981	37
Figura 7 - Carga de escoamento plástico (P_y), carga máxima (P_m).	44
Figura 8 - Curva Carga-Deflexão mostrando a variação da flexibilidade.	47
Figura 9 – Correção da energia antes da carga máxima, E_i utilizando.....	50
Figura 10 - Relação entre a energia de inicio de propagação da trinca.	51
Figura 11 - Diagrama carga-deslocamento de ensaio Charpy.....	54
Figura 12 - Detalhe da chapa soldada (medidas em mm).	61
Figura 13 - Detalhe do chanfro da chapa soldada (medidas em mm).	62
Figura 14 – Detalhe da região de retirada dos corpos de prova para.....	63
Figura 15 – Detalhe do corte das regiões soldadas para realização.....	64
Figura 16 – Equipamento utilizado para o ensaio Charpy instrumentado.	66
Figura 17 — Detalhes dos corpos de prova conforme norma E23.....	67
Figura 18 – Detalhe do corpo de prova para ensaio Charpy da região.	67
Figura 19 –Detalhe da trinca por fadiga no corpo de prova Charpy.....	68
Figura 20 – Equipamento utilizado para confecção da trinca por fadiga.	69
Figura 21 – Distribuição das impressões das medidas de dureza no.....	70
Figura 22 – Detalhes do corpo de prova para o ensaio de tração.....	71

Figura 23 – Macrografia da solda confeccionada com eletrodo sólido.	75
Figura 24 – Macrografia da solda confeccionada com eletrodo tubular.	75
Figura 25 – Macrografia da solda confeccionada com eletrodo tubular.	76
Figura 26 – Micrografia do cordão de solda utilizando eletrodo sólido.	77
Figura 27 – Micrografia do cordão de solda utilizando eletrodo sólido.	77
Figura 28 – Micrografia do cordão de solda utilizando eletrodo tubular.	78
Figura 29 – Micrografia do cordão de solda utilizando eletrodo tubular.	78
Figura 30 – Micrografia do cordão de solda utilizando eletrodo tubular.	79
Figura 31 – Micrografia do cordão de solda utilizando eletrodo tubular.	79
Figura 32 - Fratografias dos metais de solda impactados na temperatura .	100
Figura 33 - Fratografias dos metais de solda impactados a 200°C:	101
Figura 34 - Fratografias dos metais de solda impactados a 400°C:	102
Figura 35 - Fratografias dos metais de solda impactados a 600°C:	103
Figura 36 - Relação Dureza - Ferrita Acicular	107
Figura 37 - Gráfico módulo de elasticidade - ferrita acicular.....	108
Figura 38 – Gráfico limite de resistência – ferrita acicular.....	109
Figura 39 - Gráfico limite de escoamento – ferrita acicular	109
Figura 40 - Gráfico alongamento – ferrita acicular.....	110
Figura 41 – Gráfico da energia total absorvida no ensaio Charpy em.	111
Figura 42 – Gráfico da energia total absorvida no ensaio Charpy em	112
Figura 43 – Gráfico tenacidade para o início de propagação da trinca.....	114
Figura 44 – Gráfico tenacidade para o início de propagação da trinca.....	114
Figura 45 – Gráfico tenacidade para o início de propagação da trinca.....	116
Figura 46 – Gráfico tenacidade para o início de propagação da trinca.....	117
Figura 47 – Gráfico tenacidade para o início de propagação da trinca.....	118

Figura 48 – Gráfico tenacidade para o início de propagação da trinca..... 118

Figura 49 – Gráfico tenacidade para o início de propagação da trinca..... 119

Figura 50 – Gráfico tenacidade para o início de propagação da trinca..... 121

Figura 51 – Gráfico tenacidade para o início de propagação da trinca..... 121

APÊNDICE

Figura 52 - Gráficos força-deslocamento e energia-deslocamento 2

Figura 53 - Gráficos força-deslocamento e flexibilidade elástica-..... 3

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Valores médios utilizados na soldagem lado do chanfro.....	74
Tabela 2 – Valores médios utilizados na soldagem lado do chanfro.....	74
Tabela 3 – Quantificação dos microconstituintes dos metais de solda.....	80
Tabela 4 – Análise química do metal de base e dos metais de solda.....	81
Tabela 5 – Resultados dos ensaios de dureza dos metais de solda.....	82
Tabela 6 – Módulos de elasticidade calculados a partir do ensaio.....	82
Tabela 7 - Módulos de elasticidade, em GPa, calculados nas	84
Tabela 8 – Energia média total absorvida nos ensaios Charpy	85
Tabela 9 – Energia média total absorvida nos ensaios Charpy	85
Tabela 10 - Valores da tenacidade para o início de propagação	86
Tabela 11 - Valores da tenacidade para o início de propagação	87
Tabela 12 - Validação de J_{Id} e de K_{Jd} calculados pelo método	88
Tabela 13 - Valores da tenacidade para o início de propagação	89
Tabela 14 - Valores da tenacidade para o início de propagação	89
Tabela 15 - Valores calculados para a validação de J_{Id} e K_{Jd}	90
Tabela 16 - Valores da tenacidade para o início de propagação	91
Tabela 17 - Valores da tenacidade para o início de propagação	91
Tabela 18 - Valores calculados para a validação de J_{Id} e K_{Jd}	92
Tabela 19 - Valores da tenacidade para o início de propagação	93
Tabela 20 - Valores da tenacidade para o início de propagação da	94
Tabela 21 - Validação de J_{Id} e K_{Jd} calculados pelo método da variação.....	95
Tabela 22 – Valores da tenacidade para o início de propagação da	96

Tabela 23 - Valores da tenacidade para o início de propagação da	96
Tabela 24 - Valores calculados para a validação de J_{Id} e K_{Jd}	97
Tabela 25 - Valores da tenacidade para o início de propagação da	97
Tabela 26 - Valores da tenacidade para o início de propagação da	98
Tabela 27 - Valores calculados para a validação de J_{Id} e K_{Jd}	99

LÍSTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AF – ferrita acicular

AS – arco submerso

DPH – número da dureza de pirâmide de diamante

FC – agregado de ferrita/carboneto

FC(P) – perlita

FCAW – processo de soldagem com eletrodo tubular

FS – ferrita com segunda fase

FS(A) – ferrita com segunda fase alinhada

FS(B) – bainita

FS(LB) – bainita inferior

FS(NA) – ferrita com segunda fase não alinhada

FS(SP) – placas laterais

FS(UB) – bainita superior

G/R – razão entre o gradiente de temperatura e a taxa de crescimento

GR – produto do gradiente de temperatura pela taxa de crescimento

M – martensita

M. Base – metal de base

MFEP – mecânica (ou mecanismo) da fratura elasto-plástica

MFLE – mecânica (ou mecanismo) da fratura linear elástica

MIG/MAG – Metal Inert Gas/Metal Active Gas

PF – ferrita primária

PF(G) – ferrita de contorno de grão

PF(I) – ferrita poligonal intragranular

ppm – partes por milhão

Sol-F6A4 – metal de solda confeccionado com eletrodo sólido e fluxo SFA/AWS
A5.17F6A4-EL12 sem alívio de tensão

Sol-F6A4-A – metal de solda confeccionado com eletrodo sólido e fluxo SFA/AWS
A5.17F6A4-EL12 com alívio de tensão

Tub-F6A4 – metal de solda confeccionado com eletrodo tubular e fluxo SFA/AWS
A5.17F6A4-EL12 sem alívio de tensão

Tub-F6A4-A – metal de solda confeccionado com eletrodo tubular e fluxo SFA/AWS
A5.17F6A4-EL12 com alívio de tensão

Tub-F7A8 – metal de solda confeccionado com eletrodo tubular e fluxo SFA/AWS
A5.17F7A8-EM12K sem alívio de tensão

Tub-F7A8-A – metal de solda confeccionado com eletrodo tubular e fluxo SFA/AWS
A5. 17F7A8-EM12K com alívio de tensão

VHN – número de dureza Vickers

VPH – número de dureza Vickers

ZAC – zona afetada pelo calor

LÍSTA DE SÍMBOLOS

ν – coeficiente de Poisson

$\Delta C/C$ – variação da taxa da flexibilidade elástica

$\Delta t_{8/5}$ – tempo de resfriamento de 800 para 500°C

σ_R – limite de resistência

σ_{yd} – limite de escoamento

a – comprimento inicial do entalhe mais a trinca por fadiga

B – espessura do corpo de prova

b – largura do ligamento inicial

C – secante da flexibilidade elástica

C_{el} – flexibilidade elástica da região elástica

C_s – flexibilidade elástica do corpo de prova

C_t – flexibilidade elástica total

E – módulo de Young (ou de elasticidade)

$E_{\Delta a}$ – energia de iniciação da trinca

E_0 – energia total do martelo na velocidade de impacto

E_i – energia (absorvida) antes da carga máxima

E_i' – energia absorvida até o ponto de início de propagação da trinca

$(E_i)_r$ – energia de carga máxima revisada

E_f – energia consumida pela deformação à flexão do corpo de prova

E_p – energia após a carga máxima

E_t – módulo de elasticidade na temperatura desejada

E_{tamb} – módulo de elasticidade na temperatura ambiente

E_V – tensão

$g(a/W)$ – função variável dependente do corpo de prova

H – aporte de calor

I – corrente

J_{Id} – tenacidade à fratura dinâmica

K_{Id} – tenacidade à fratura dinâmica

K_{Jd} – tenacidade à fratura dinâmica elasto-plástica derivada de J_{Id}

M – momento de flexão

n – expoente de encruamento

P_m – carga máxima

P_y – carga (ou carregamento) de escoamento plástico

S – comprimento do vão livre entre os apoios do corpo de prova no ensaio Charpy

SZW_c – largura crítica da região estirada

T – temperatura

t_y – tempo para a carga de impacto alcançar o escoamento

v – velocidade de soldagem

V_0 – velocidade inicial de impacto

W – largura do corpo de prova

x_n – valor amostrado

y_n – valor do ponto calculado pela média móvel

Aplicação de ensaio de impacto Charpy instrumentado no estudo da tenacidade à fratura dinâmica nas soldas a arco submerso em aços para caldeiras.

RESUMO

A utilização do eletrodo tubular no processo de soldagem a arco submerso leva a um aumento na produtividade com um custo relativamente baixo, pois não requer investimentos complementares em equipamentos. A mudança do eletrodo sólido para o tubular acarreta variações microestruturais no metal de solda que influenciam as propriedades mecânicas, tais como dureza, tração e tenacidade ao impacto. Este trabalho tem como objetivo principal estudar a tenacidade à fratura dinâmica do metal de solda, mostrando que o uso do eletrodo tubular diminui a propagação de trincas ao impacto, além de melhorar as propriedades de dureza e tração. Para a confecção da junta soldada foi utilizado o aço ASTM-A516 com espessura de 37,5 mm; para o metal de solda, o eletrodo sólido AWS EM12K, com diâmetro de 4,0 mm, e fluxo AWS F6A4 e o eletrodo tubular AWS E71T-5, com diâmetro de 4,0 mm, fabricado em caráter experimental, juntamente com os fluxos AWS F6A4 e AWS F7A8 (Fluxo Neutro). Os ensaios de impacto, dureza e tração foram realizados em corpos de prova com e sem alívio de tensão, e o ensaio Charpy instrumentado em corpos de prova entalhados e em corpos de prova entalhados e com trinca por fadiga, nas temperaturas de 25, 200, 400 e 600°C. O metal de solda utilizando eletrodo sólido foi o que mostrou menor percentual de ferrita acicular (54%), enquanto que o utilizando eletrodo tubular e fluxo AWS F6A4 foi o que mostrou maior percentual de ferrita acicular (89%). Os ensaios de dureza mostraram uma influência do microconstituente ferrita acicular: maior dureza para o maior percentual de ferrita acicular. Os limites de resistência e de escoamento também sofreram o efeito deste microconstituente, apresentando maiores valores quando os percentuais de ferrita acicular foram maiores. Para a análise da tenacidade para o início de propagação da trinca foram utilizados os métodos da variação da taxa da flexibilidade elástica, o método da energia da carga máxima revisada e o método da energia da carga máxima. Foram calculados os valores de J_{Id} e de K_{Jd} (K derivado de J). Os únicos valores validados, de acordo com a norma, foram os de J_{Id} calculados pelo método da variação da taxa da flexibilidade elástica. Os resultados encontrados, utilizando este método, mostraram, à 600°C, a influência da ferrita acicular, sendo que o metal de solda com maior percentual deste microconstituente forneceu maior valor de tenacidade. Os valores de J_{Id} utilizando o método da variação da taxa da flexibilidade elástica para os corpos de prova com trinca por fadiga ficaram próximos aos resultados encontrados quando o ensaio foi realizado em corpos de prova somente entalhados. Os resultados mostraram que a substituição do eletrodo sólido pelo tubular levou à maior tenacidade e a propriedades mecânicas superiores.

Palavras Chave: soldagem arco submerso, tenacidade à fratura dinâmica, eletrodo tubular, microestrutura, ferrita acicular.

Instrumented Charpy impact test application in the dynamic fracture toughness study by submerged arc welds at steel for boilers

ABSTRACT

The cored wire application in the submerged arc welding process leads to a increase productivity with relative low cost, because it doesn't require complementary investments in equipments. Changing from solid to cored wire promotes microstructural modification in the weld metal that enhances mechanical properties, such as hardness, stretching and impact toughness. The principal aim of this work is to study the dynamic fracture toughness of the weld metal. The use of cored wire reduces the impact crack propagation, as well as hardness and strength properties. The welded plate was composed of ASTM-A516 steel with 37.5 mm thickness and for making the weld metal was utilized AWS EM12K wire, with 4.0 mm diameter, and AWS F6A4 flux, and AWS E71T-5 cored wire, with 4.0 mm diameter, making in experimental mode, with AWS F6A4 and AWS F7A8 (Neutral Flux) fluxes. Impact, hardness and tensile tests were carried out in specimens with and without stress relief. The instrumented Charpy tests were carried out at notch and notch plus fatigue crack specimens, at 25, 200, 400 and 600°C temperatures. The solid wire weld metal produced 53.9% of acicular ferrite, while the cored wire weld metal and AWS F6A4 flux produced 88.8% of acicular ferrite. The hardness values were influenced by acicular ferrite and showed higher hardness for acicular ferrite higher values. Tensile strength and yield stress data suffered the same effect of this micro constituent also, they had bigger amount when the acicular ferrite percentiles were bigger. For toughness analysis to crack propagation start were utilized the compliance changing rate method, the energy revised method, and the maximum load energy method. J_{Id} and K_{Jd} (K derived of J) values were calculated according to the standards. The results met for this method had acicular ferrite influence at 600°C, where the weld metal with the biggest micro constituent had bigger toughness value. The J_{Id} values utilized the compliance changing rate method for the precracked specimen got values near to the notched specimen. The change solid wire by the cored wire had better toughness, and it gets better the other mechanical properties.

Keywords: submerged arc welding, dynamic fracture toughness, cored wire, microstructure, acicular ferrite

1 - Introdução

O processo de soldagem a arco submerso (AS) convencional é conhecido como um processo de alta produtividade. Esta produtividade pode ser aumentada utilizando-se eletrodos geminados conectados à mesma fonte ("twin arc"), eletrodos paralelos conectados a fontes individuais ("tandem") ou pela adição de pó de ferro. No entanto, o emprego destes sistemas exige altos investimentos em equipamentos (Gehring and Studholme, 1999).

Uma outra forma de aumentar a produtividade, sem geração de custos adicionais, é substituindo o eletrodo sólido pelo tubular (Gehring and Studholme, 1999). Com o emprego do eletrodo tubular no processo AS pode-se utilizar maiores correntes de soldagem (Gehring and Studholme, 1999) e, como a corrente passa somente através da chapa de revestimento, a densidade de corrente é maior do que no sólido, conseguindo-se, assim, maiores taxas de deposição.

Dentre os processos de soldagem, o que utiliza eletrodo tubular tem crescido muito, principalmente nos Estados Unidos (Cary, 1994), pois é facilmente automatizado e fornece altas densidades de corrente, gerando alta produtividade.

Quando se altera o eletrodo, muda-se a composição do metal de solda, que é influenciada pela escolha dos consumíveis de soldagem, pela composição química do metal de base e pelas condições operacionais aplicadas (Grong and Matlock, 1986).

Além do eletrodo, outro consumível que se pode alterar na soldagem AS é

o fluxo, que tem entre suas funções, proteger a poça de solda e adicionar elementos de liga no metal de solda (Machado, 1996).

As mudanças na composição química do metal de solda trazem como consequência alterações microestruturais (Blake, 1979), que influem nas propriedades mecânicas.

Dentre as propriedades mecânicas, a tenacidade à fratura é muito importante para aços resistentes ao calor empregados em caldeiras, pois quando da ocorrência de um acidente, a possibilidade de fratura frágil aumenta devido ao aumento repentino de pressão no vaso. Portanto, deve ser considerado se o aço resistente ao calor também apresenta alta tenacidade à fratura para resistir ao modo frágil de fratura em temperaturas elevadas de serviço.

Como os aços empregados na fabricação de caldeiras são, normalmente, de resistência mais alta que os aços estruturais, pois trabalham sob maiores esforços e em temperaturas mais altas, além de estarem sujeitos a carregamentos cíclicos, é necessário garantir que a região soldada não vai apresentar resistência menor que a do metal de base.

Aços ferríticos são normalmente usados para aplicações em altas temperaturas, na confecção de caldeiras e vasos de pressão industriais, químicas e petrolíferas, onde existem componentes que operam em temperaturas que variam entre 300 e 700°C. Componentes fabricados com aços ferríticos podem requerer soldagem tanto no estágio de instalação quanto no de fabricação, podendo a manutenção ser realizada com o equipamento em operação (Nawrocki et. al., 2003).

A bibliografia mostra, em geral, estudos voltados quase que exclusivamente para aços estruturais que são submetidos a esforços à temperatura ambiente ou menores.

Pretende-se, com este trabalho, colaborar no desenvolvimento da

tecnologia da soldagem a arco submerso extensivamente utilizada na fabricação de caldeiras, determinando através das análises a viabilidade de se empregar o eletrodo tubular no lugar do eletrodo sólido. Visa-se com isto, aprimorar esta tecnologia em busca de melhor desempenho e qualidade de soldagem de caldeiras, contribuindo para o avanço da tecnologia da soldagem a arco submerso com eletrodo tubular, pois a mesma é relativamente recente e vem sofrendo grande impulso nos últimos tempos. Utilizou-se o mesmo procedimento empregado na indústria para a confecção das juntas soldadas, que já faz uso do eletrodo sólido AWS EM12K de diâmetro 4 mm e fluxo AWS F6A4.

Gehring e Studholme (1999), mostraram um estudo sobre produtividade com o eletrodo tubular AWS E71T-5 e diâmetro de 4 mm. Optou-se, também, por este eletrodo, tendo em vista que o procedimento de soldagem na indústria já utiliza este diâmetro para o eletrodo sólido.

Foi fabricado um eletrodo tubular especialmente para atender a este experimento, tendo o fabricante sugerido a utilização do fluxo AWS F7A8, pois poderia se conseguir melhores resultados de tenacidade.

Desta forma, optou-se por fazer um estudo com o eletrodo sólido e com o tubular utilizando o fluxo AWS F6A4 e outro utilizando eletrodo tubular e o fluxo sugerido pelo fabricante.

2 – Objetivos

O objetivo principal é o de propor que a tenacidade à fratura dinâmica no metal de solda aumenta, quando se utiliza eletrodo tubular no processo de soldagem a arco submerso, melhorando as condições com relação à propagação de trincas sob carga de impacto em altas temperaturas, relacionadas com a operação de caldeiras, utilizando, para este fim, o ensaio de impacto Charpy instrumentado.

Este trabalho, também, objetiva verificar se quando substitui o eletrodo sólido pelo tubular ocorrem variações na composição química que possam influenciar a microestrutura do metal de solda igual o efeito observado quando se muda o fluxo no tubular.

Propõe-se que as propriedades de tração (limites de resistência e de escoamento) e dureza dos metais de solda aumentam com a utilização do eletrodo tubular no processo de soldagem a arco submerso.

3 – Soldagem

O critério para a escolha de um procedimento de soldagem deve incluir a necessidade de estabelecer o balanço ótimo entre o custo de operação, a qualidade do depósito e a segurança dos operadores (Wainer et al, 1992).

Dentre os vários processos de soldagem, tem-se a soldagem a arco submerso onde se utiliza um eletrodo sólido e protegido por fluxo, e a soldagem com eletrodo tubular. Os dois processos utilizam eletrodo alimentado por bobina, sendo, portanto, muito semelhantes.

O eletrodo tubular fornece maior densidade de corrente (para o mesmo valor de corrente), pois a corrente passa apenas pela chapa metálica, sendo, portanto, a área metálica no eletrodo tubular menor do que no sólido, gerando, assim, maior calor por efeito joule e, conseqüentemente, maior taxa de deposição.

As investigações sobre a utilização de eletrodos tubulares na soldagem a arco submerso têm aumentado devido ao ganho de produtividade.

3.1 – Soldagem a arco submerso

O processo de soldagem a arco submerso (AS) é empregado em grande escala na indústria devido à sua facilidade de operação e produtividade. Sua

participação corresponde à cerca de 10% do volume de material de solda a arco elétrico (Paranhos e Souza, 1999).

No Brasil, este processo é utilizado na fabricação de tubos metálicos, partes de navios, perfis, vasos de pressão, trocadores de calor, caldeiras e todo tipo de equipamento pesado (Paranhos e Souza, 1999).

O processo de soldagem AS, em princípio, é muito similar ao MIG/MAG (Metal Inert Gas/Metal Active Gas), isto é, o eletrodo em forma de bobina é alimentado através de uma unidade de alimentação de eletrodo em direção à peça de trabalho. A corrente é transferida através de um bico de contato. Este processo permite o uso de eletrodos contínuos e de altas correntes.

A diferença está no fato de que no processo MIG/MAG a proteção do eletrodo e da poça de solda é feita através de gás e, no caso do processo AS, a proteção é feita por um fluxo, que é alimentado separadamente. O fluxo produz uma completa cobertura do arco e da poça de fusão. Deste modo, o arco não é visível e a soldagem desenvolve-se sem respingos, luminosidade e radiação, dispensando ao operador o uso de máscara ou capacete de proteção (Paranhos e Souza, 1999).

O fluxo fundido cobre a solda metálica e a protege do meio ambiente durante a solidificação e, devido ao modo de alimentação do fluxo, permite soldagens apenas na posição plana ou horizontal.

O fluxo deve mostrar características físico-químicas que permitam controle do acabamento e da geometria do cordão de solda. De acordo com Machado (1996), tem, também, a função de adicionar elementos de liga no metal de solda, além de desoxidar e retirar impurezas do metal fundido através de reações químicas.

Na soldagem a arco submerso o grau de automação é grande, sendo que a alimentação do eletrodo ocorre de forma contínua, conferindo rapidez, economia

e repetibilidade de resultados.

No processo AS, tanto o fluxo quanto o eletrodo podem ser alterados a qualquer momento. De acordo com Paranhos e Souza (1999), outra característica é a eficiência de deposição que se aproxima de 100%, pois não há perdas de metal por respingos. A perda de calor através do arco é baixa, devido ao efeito de isolamento térmico proporcionado pela camada de fluxo.

Os fluxos e arames são classificados pela AWS A5.17, cuja simbolização resumida é a seguinte (Machado, 1996): AWS FUXY-EZZZ, onde o primeiro bloco (FUXY) é relativo à classificação do fluxo, enquanto o segundo (EZZZ) ao eletrodo (arame).

Para o fluxo: (a) F, designa fluxo; (b) U, a mínima resistência à tração, em incrementos de 10.000 psi (69 MPa), do metal de solda que esse fluxo deposita com certos arames; (c) X, as condições de tratamento térmico após a soldagem, que o metal de solda sofreu antes dos ensaios mecânicos, sendo “A” para “como soldado” (sem tratamento térmico) e “P” quando ocorreu algum tipo (detalhado na especificação); (d) Y, a menor temperatura que o metal de solda resiste ao impacto e alcança, ou excede 20 ft.lb (27 J).

Com relação ao arame: (a) E, para eletrodo maciço e EC para compósito; (b) ZZZ, podendo conter mais de três dígitos, especifica a composição química do arame, sendo típicos as combinações EL12, EM12K, EH14.

O AS é amplamente reconhecido como um processo de soldagem altamente produtivo, oferecendo as seguintes vantagens: altas taxas de deposição devido à aplicação de altas correntes de soldagem que geram uma elevada densidade de corrente, altas velocidades de soldagem, reduzidas incidências de falta de fusão e inclusões de escória, superfícies de solda regulares, sem produção de respingos e fumos (Gehring and Studholme, 1999).

De acordo com Svensson (1994), a produtividade do processo AS pode ser

aumentada de vários modos:

- Utilizando dois eletrodos paralelos alimentados através do mesmo bico de contato e conectados à mesma fonte de soldagem (“twin arc”). Os eletrodos são de diâmetro pequeno, mas devido às maiores densidades de corrente em cada eletrodo, a taxa total de fusão é maior do que se um eletrodo simples fosse utilizado;
- Pelo sistema “tandem” (eletrodos paralelos), onde dois ou até quatro eletrodos são colocados um após o outro e cada eletrodo é conectado a uma fonte de soldagem;
- Pela adição de pó de ferro, que é alimentado através de uma unidade separada.

Svensson (1994) cita, também, as vantagens e desvantagens de cada uma dessas técnicas. O eletrodo paralelo é relativamente simples de operar, porque somente uma fonte de tensão é utilizada. Entretanto, o ganho em produtividade é limitado, porque somente eletrodos de diâmetros menores podem ser utilizados. Com a técnica de multieletrodos, os eletrodos deverão fundir na mesma poça de solda. A distância entre eles pode ter um efeito pronunciado sobre a penetração e a altura do reforço. É também importante escolher corretamente a polaridade da tensão, a fim de evitar a interferência de um arco voltaico sobre o outro.

A soldagem a arco submerso convencional utiliza entre 10-20% da energia do arco disponível na fusão do metal de adição. O restante da energia é utilizado na fusão do metal base e do fluxo. Valores típicos da diluição na soldagem AS convencional estão na faixa de 50-70%, indicando disponibilidade de excesso de calor que poderia ser usado na fusão do metal de solda adicional. Portanto, a principal característica da adição de pó metálico é melhorar a eficiência de deposição, utilizando o excesso de calor disponível na poça de solda (Paranhos e Souza, 1999).

Com a adição de pó de ferro, um material frio não fundido é adicionado à poça de solda. Alguma energia é necessária para aquecer e fundir o pó de ferro e, portanto, o ciclo térmico do processo é alterado. Isto afeta a microestrutura e as propriedades tanto da solda metálica quanto da zona termicamente afetada (Svensson, 1994).

De acordo com Wainer et. al. (1992), soldas por arco submerso utilizando apenas um eletrodo mostram boa ductilidade e tenacidade ao impacto, além de boa uniformidade e acabamento na aparência dos cordões de solda. As propriedades mecânicas da solda são sempre compatíveis às do metal de base utilizado.

A quantidade de hidrogênio contido nas soldas metálicas realizadas com o processo a arco submerso é, em geral, em um nível muito baixo (Svensson, 1994).

3.2 – Soldagem com eletrodo tubular

O processo de soldagem com eletrodo tubular (FCAW) é muito semelhante ao MIG/MAG, sendo que o que diferencia estes dois processos é que no MIG/MAG o eletrodo é sólido e o arco é aberto através de uma atmosfera gasosa, onde o arco e a região da solda são protegidos contra contaminações da atmosfera por um gás ou mistura de gases que podem ser inertes ou ativos.

Para soldar com eletrodo tubular existem duas opções básicas. No modo denominado autoprotetido, somente a escória e os gases produzidos pela decomposição de alguns dos seus elementos protegem o metal de solda da atmosfera (principalmente de O_2 e N_2). Outro método utiliza um gás de proteção adicional, geralmente CO_2 puro, ou misturas desse gás com argônio e, algumas vezes, também com oxigênio (Machado, 1996).

Em eletrodo tubular com gás de proteção é possível obter modos de transferência do metal para a peça do tipo curto-circuito, globular e aerossol (“spray”), dependendo da ajustagem dos parâmetros de soldagem (Machado, 1996).

Com eletrodo tubular autoprotégido a penetração é normalmente reduzida, quando comparado com aquele que utiliza CO₂ como gás auxiliar. Como a proteção é realizada somente pela escória, não é recomendável que esse tipo opere em aerossol, pois a área externa total das gotas aumenta muito e pode não ocorrer proteção das mesmas. Portanto, curto-circuito e globular são os modos de transferência usuais (Machado, 1996).

Além de operar com fontes de potência convencionais, o eletrodo tubular também pode soldar com corrente pulsada. Quando a mesma é aplicada ao eletrodo tubular, os seguintes benefícios são notáveis: (a) arco mais estável; (b) possibilidade de soldar em todas as posições; (c) maior taxa de deposição para mesma energia equivalente à convencional; (d) melhor controle da geometria do cordão (Machado, 1996).

Os eletrodos tubulares são feitos de um tubo metálico preenchido com uma mistura de pó. O enchimento do núcleo pode ser principalmente pó de ferro, com elementos de liga e alguns desoxidantes gerando um eletrodo tubular metálico, ou minerais similares àqueles usados para o revestimento de eletrodos revestidos, gerando um eletrodo tubular com fluxo. Existem dois tipos principais de eletrodo tubular com fluxo: rutilico e básico (Svensson, 1994).

Conforme classificação do IIW, os eletrodos tubulares podem ser confeccionados nas geometrias mostradas na Figura 1 (Machado, 1996).

No processo FCAW, o fluxo tem funções similares à que possui nos eletrodos revestidos, ou seja (Machado, 1996),

- Desoxidar o metal de solda;

- Transferir elementos de liga;
- Aumentar a taxa de deposição, através do pó de ferro;
- Formar escória e gás de proteção produzido pela decomposição de alguns dos seus compostos;
- Estabilizar o arco;
- Estabelecer uma conveniente geometria para o cordão.

Tipo :	Seção:	Símbolo:
1
2
3
4
5
6

Elementos de liga

Envelope metálico

Elementos para estabilização do arco e formação de escória

Figura 1 – Geometrias usuais dos eletrodos tubulares (Machado, 1996).

Apesar do custo específico adicional, o método com gás auxiliar de proteção é utilizado com frequência, pois aumenta muito a tolerância do processo e, em geral, as propriedades mecânicas do metal de solda, reduzindo o custo total final (Machado, 1996).

Resumidamente, a classificação para os eletrodos tubulares para aços ao carbono é composta na AWS A5.20 pelos seguintes dígitos (Machado, 1996): AWS EXYT-Z, onde E, designa eletrodo; X, a mínima resistência à tração do metal de solda em 10.000 psi (69 MPa); Y, a posição de soldagem, sendo 0 para plana-

horizontal e 1 para todas; T, indicando eletrodo tubular; Z, demais características de uso e operacionais.

Em função do eletrodo tubular produzir alta penetração, na soldagem com proteção adicional de gás, o nariz da junta pode ser aumentado. Outrossim, uma junta em “V”, que para soldagem por eletrodo revestido geralmente teria um ângulo de 60° , no eletrodo tubular é de somente 45° , como consequência da mais longa extensão do eletrodo após o bico de contato (Machado, 1996).

Como a tensão é proporcional ao comprimento do arco, sendo esse excessivamente longo, a atmosfera pode contaminar a poça de fusão. Nos aços ao carbono e baixa liga, isso provoca oxidação da poça; formação de nitretos e conseqüente redução de tenacidade da junta; além de porosidade (Machado, 1996).

Um aumento de tensão resulta num cordão mais largo. Com a tensão excessivamente alta, pode ocorrer aumento de salpico e cordão irregular. A redução deste parâmetro altera a geometria do cordão, tornando-o convexo (Machado, 1996).

A corrente de soldagem é a principal responsável pela penetração e, também, preponderantemente, determina o modo de transferência e a taxa de deposição. Além disso, esse é o parâmetro que determina a velocidade de alimentação do arame (Machado, 1996).

Outrossim, excessiva intensidade de corrente produz um cordão convexo, enquanto que muito baixa resulta em grandes gotas sendo transferidas; alto nível de salpico e contaminação do metal de solda por nitrogênio do ar ambiente, quando são utilizados eletrodos autoprotetidos. Conforme esse parâmetro é alterado, a tensão deve ser simultaneamente ajustada, de modo a manter ótima a estabilidade do arco (Machado, 1996).

A velocidade de soldagem influencia de forma geral a geometria do cordão.

Quando excessivamente alta, torna o cordão convexo com bordas irregulares e diminui a penetração e, se muito baixa, resultará em inclusão de escória e cordão irregular (Machado, 1996).

No processo FCAW, a soldagem pode ser automática ou semi-automática como no AS e no MIG/MAG, e requer uma fonte de energia com maior capacidade de corrente, como no AS.

No FCAW o metal de solda resfria lentamente fornecendo à solda boas ductilidade e propriedades mecânicas. Este processo de soldagem produz soldas com qualidade de “raio-X” (Stinchcomb, 1989).

3.3 – Comparação entre os processos AS e FCAW

Conforme Gehring e Studholme (1999), o aumento de produtividade utilizando arcos geminados (“twin arc”) ou paralelos (“tandem”) e pó de ferro normalmente requer altos investimentos em equipamentos. Eles dissertam que essa produtividade pode ser aumentada significativamente pela substituição do eletrodo sólido por tubular, pois na maioria das aplicações isto não acarreta despesas adicionais, porque o equipamento existente é adequado. Trabalharam com eletrodos projetados para uso a baixa temperatura na fabricação “offshore”.

Em suas pesquisas, Gehring e Studholme (1999) encontraram que a taxa de deposição do eletrodo tubular excede à do eletrodo sólido, de mesmo diâmetro, na ordem de 20%, quando utilizada a mesma corrente (Figura 2).

O uso de eletrodo tubular na soldagem a arco submerso é relativamente recente. Já há no mercado grande variedade destes eletrodos, principalmente para aços baixa liga e inoxidáveis. A principal vantagem do emprego de eletrodo tubular

está no aumento da taxa de deposição e facilidade de fabricação de pequenos lotes (Paranhos e Souza, 1999).

Figura 2 — Comparação da taxa de deposição do eletrodo tubular com o eletrodo sólido no processo a arco submerso (Gehring and Studholme, 1999 - adaptado)

O aumento na taxa de deposição está relacionado ao fato do aquecimento por efeito Joule ser maior no eletrodo tubular, porque a corrente que passa através da seção transversal é concentrada na chapa de revestimento. Quando se utiliza eletrodo tubular com arco submerso as correntes de soldagem podem ser maiores do que quando se utiliza o eletrodo tubular com proteção gasosa, tornando o efeito Joule mais forte no processo a arco submerso (Gehring and Studholme, 1999).

A Figura 3 mostra um trabalho de Svensson (1994), onde é comparada a

taxa de deposição de dois eletrodos tubulares com dois eletrodos sólidos e dois eletrodos revestidos.

Figura 3 — Comparação da taxa de deposição de dois eletrodos tubulares com dois eletrodos sólidos e dois eletrodos revestidos (Svensson, 1994 - adaptado).

Com eletrodo tubular é conseguida melhor penetração do que com eletrodo sólido devido às altas correntes utilizadas (Svensson, 1994). Em função do aumento na taxa de deposição, melhora a economia na soldagem, pois se pode utilizar maiores velocidades de soldagem (Gehring and Studholme, 1999), ou manter a mesma velocidade de soldagem, reduzindo-se a quantidade de passes necessários para completar o enchimento da junta.

A utilização do eletrodo tubular apresenta ainda algumas vantagens adicionais, tais como redução no volume de solda, menos cordões de solda, a ausência de biselagem da chapa, e uma larga faixa de correntes de soldagem que podem ser usadas com o mesmo diâmetro (Gehring and Studholme, 1999).

4 – Microestrutura

A quantificação de microestruturas do metal de solda é mais comumente realizada através de microscopia ótica. Vários sistemas têm sido introduzidos através dos anos para a classificação dos constituintes, cada um refletindo os pontos de vista e critérios de diferentes pesquisadores (Grong and Matlock, 1986).

A sub-comissão IXJ do International Institute of Welding (IIW, 1988) desenvolveu um método para a identificação dos constituintes microestruturais de solda metálica ferrítica. Este método visa à obtenção de uma convenção internacional sobre a terminologia para a descrição dos constituintes, e uma abordagem consistente para os pesquisadores na aplicação do método.

4.1 – Classificação dos microconstituintes

De acordo com o IIW (1988), os microconstituintes do metal de solda, quando visualizados por microscopia ótica, podem ser classificados da seguinte forma (Figuras 4 e 5): Ferrita Primária (PF), Ferrita Acicular (AF), Ferrita com Segunda Fase (FS), Agregado de Ferrita/Carboneto (FC) e Martensita (M).

A Ferrita Primária pode ocorrer em duas formas que podem ser contadas separadamente como constituintes se a sua definição for clara (Figuras 4 e 5):

- a) Ferrita de Contorno de Grão [PF(G)]: ferrita (veios ou grãos poligonais)

associada aos contornos de grão da austenita anterior.

- b) Ferrita Poligonal Intragranular [PF(I)]: grão de ferrita, geralmente poligonal, encontrado no interior do grão da austenita anterior e que é maior que o triplo da largura média das ripas da Ferrita Acicular ou da Ferrita com Segunda Fase que o circunda.

A Ferrita Acicular (AF) é constituída por pequenos grãos não alinhados localizados no interior do grão da austenita anterior (Figuras 4 e 5). A região de AF muitas vezes contém ripas isoladas com alta razão entre comprimento e largura.

A Ferrita com Segunda Fase (FS) pode ocorrer de duas formas (Figuras 4 e 5):

- a) Ferrita com Segunda Fase Alinhada [FS(A)]: quando duas ou mais ripas de ferrita são paralelas e a sua relação comprimento/largura é maior que 4:1 serão classificadas como FS(A). Caso contrário serão classificadas como AF ou PF. Este constituinte ainda poderá ser identificado como placas laterais [FS(SP)], bainita [FS(B)], bainita superior [FS(UB)] ou bainita inferior [FS(LB)]. Entretanto, essas distinções normalmente não são possíveis utilizando apenas o microscópio ótico.
- b) Ferrita com Segunda Fase não Alinhada [FS(NA)]: circunda ripas isoladas de AF ou de microfases que são aproximadamente eqüiaxiais e distribuídas aleatoriamente.

O Agregado de Ferrita/Carboneto (FC) (Figuras 4 e 5): são estruturas finas de ferrita/carbonetos, compreendendo ferrita com interfase de carbonetos e perlita. Se o agregado pode ser identificado como perlita, ele será identificado como FC(P). Se a colônia é menor que as ripas adjacentes dentro dos grãos da austenita anterior, ela será tratada como uma microfase.

Figura 4 - Representação esquemática dos constituintes microestruturais (IIW, 1988): (a) Fronteira imaginária entre a ferrita poligonal de contorno de grão e a ferrita com segunda fase; (bi) Ferrita sob o retículo $< 3x$ a largura média das ripas; (bii) Ferrita sob o retículo $> 3x$ a largura média das ripas; (ci) Duas ou mais ripas paralelas com relação comprimento:largura $> 4:1$; (cii) Duas ripas paralelas com relação comprimento:largura $< 4:1$, ou ripas não alinhadas, ou ripas isoladas de alta relação comprimento:largura; (di) Área de colônia FC sob o retículo $<$ que a área da ripa de ferrita individual; (dii) Área de colônia FC sob o retículo $>$ que a área da ripa de ferrita individual.

Figura 5 - Microestruturas de metal de solda como depositado mostrando vários constituintes microestruturais (IIW, 1988), onde: PF = ferrita primária; PF(G) = ferrita de contorno de grão; PF(I) = ferrita poligonal intragranular; AF = ferrita acicular; FS(A) = ferrita com segunda fase alinhada; FS(NA) = ferrita com segunda fase não alinhada; FC = ferrita com agregados de carbeto; M = martensita.

A Martensita (M) pode se identificada ou como Martensita com Ripas

(Figura 5) ou como Martensita Maclada. Entretanto, esta distinção normalmente não é possível de ser feita utilizando apenas a microscopia ótica.

A ferrita acicular é tida como sendo responsável pela alta tenacidade. A natureza de travamento da ferrita acicular, juntamente com seu grão de tamanho fino, produz a resistência máxima à propagação de trinca por clivagem (Liu and Olson, 1986).

4.2 – Controle da formação da microestrutura

A solidificação da poça de solda incorpora aspectos tanto de uma solidificação extrema, isto é, de uma fundição tradicional, bem como uma tecnologia de rápida solidificação (David and Vitek, 1989).

É bem estabelecido que o comportamento da solidificação controla o tamanho e a forma do grão, a extensão da segregação e a distribuição de inclusões e defeitos tais como porosidade e trincas a quente. Portanto, as propriedades e integridade do metal de solda dependem do comportamento da solidificação e das características microestruturais resultantes (David and Vitek, 1989).

A microestrutura final do metal de solda depende de interações complexas entre muitas variáveis importantes, tais como (Grong and Matlock, 1986):

- microestrutura de solidificação;
- ciclo de resfriamento da solda;
- composição química do metal de solda;
- tamanho de grão da austenita anterior.

4.2.1 –Microestrutura de solidificação

O processo de solidificação influencia tanto o tamanho quanto a forma do grão do material fundido. Além disso, o volume de segregação, tanto em macro quanto em micro escala, é determinado pela solidificação. As inclusões que se formam no material fundido serão incorporadas no material sólido durante a solidificação (Svensson, 1994).

A microestrutura do metal de solda é determinada parcialmente pela temperabilidade da liga (determinado principalmente pelas quantidades de carbono, manganês, molibdênio e boro) e parcialmente pelo tamanho e tipo de inclusões (Svensson, 1994).

A temperabilidade das ligas deve ser ajustada a fim de que altas quantidades de ferrita acicular sejam formadas. Entretanto, quantidade de carbono acima de 0,10% geralmente é evitada (Svensson, 1994).

Para que a quantidade de ferrita acicular seja maximizada, é importante que a quantidade de elementos microligantes, tanto na chapa quanto no consumível, sejam ajustados de modo que partículas deste tipo possam ser formadas, e que a razão entre os elementos químicos seja mantida próxima do valor ótimo (Svensson, 1994).

4.2.2 –Ciclo de resfriamento da solda

Um ciclo térmico de soldagem consiste, basicamente, em três fases: a etapa de aquecimento vigoroso do material no início do processo; a fase em que a

temperatura máxima do ciclo é atingida; e a etapa de resfriamento gradual, até que a temperatura retorne ao valor inicial (Wainer et. al., 1992).

A razão entre o gradiente de temperatura e a taxa de crescimento, G/R , governa o modo de solidificação. O produto do gradiente de temperatura pela taxa de crescimento, GR , por sua vez, governa a escala da estrutura da solidificação. Tem sido observado que o maior produto GR refina mais a célula solidificada ou a estrutura dendrítica. O produto GR é equivalente à taxa de resfriamento, visto que ambos têm a mesma unidade de graus centígrados por segundo (Kou, 1987).

Durante a soldagem, cada ponto de material processado passa por um ciclo térmico cuja intensidade será função de sua localização em relação à fonte de energia, o eletrodo. Esse ciclo térmico, portanto, representa as temperaturas que o ponto em estudo atinge em cada instante do processo (Wainer et. al., 1992).

Em qualquer ponto do corpo, o conjunto de temperaturas é função das seguintes variáveis: intensidade da fonte de calor, propriedades termodinâmicas do material, temperatura inicial do sólido, velocidade de deslocamento da fonte móvel de energia e das coordenadas do ponto onde se deseja conhecer o valor da temperatura (Wainer et. al., 1992).

A velocidade de resfriamento depende primordialmente do aporte de energia e portanto, indiretamente, da velocidade do eletrodo e da temperatura inicial (preaquecimento) da junta. O controle após a soldagem (pós-aquecimento), embora não constitua realmente uma variável de processo, é muito importante para aliviar as tensões internas e, muitas vezes, recuperar os produtos decorrentes do resfriamento na zona de solda (Wainer et. al., 1992).

Durante um ciclo térmico, o tempo de resfriamento em uma determinada faixa de temperatura influi muito no desempenho da junta soldada, principalmente no que se refere às fraturas. Inúmeras expressões empíricas e normográficas foram preparadas para estimar as velocidades de resfriamento em determinadas faixas de

temperatura para vários processos de soldagem, e elas têm-se mostrado muito úteis na previsão das propriedades das juntas soldadas (Okumura e Taniguchi, 1982).

Para soldagens de aço, o tempo de resfriamento de 800 para 500°C, $\Delta t_{8/5}$, é amplamente aceito como um índice adequado para as condições térmicas sob as quais a austenita se transforma em ferrita. No caso de fluxo de calor tridimensional (soldagem de placas grossas), $\Delta t_{8/5}$ será aproximadamente proporcional ao aporte de calor líquido (Grong and Matlock, 1986).

A microestrutura formada após a transformação da austenita em ferrita está diretamente relacionada com o período de resfriamento de 800 para 500°C. Dependendo da composição química do metal de solda, a microestrutura muda tipicamente para martensita e/ou bainita em baixos $\Delta t_{8/5}$ (abaixo de aproximadamente 5s), para ferrita acicular ou ferrita acicular com ferrita de placas laterais e/ou ferrita de contorno de grão, em médias taxas de resfriamento e para ferrita poligonal e ou perlita, em altos $\Delta t_{8/5}$ (maiores do que ≈ 100 s) (Grong and Matlock, 1986).

A microestrutura e as propriedades mecânicas, como resistência à propagação de trincas da zona termicamente afetada, dependem fundamentalmente do tempo de resfriamento em uma faixa de temperatura entre 800 e 500°C. As trincas a frio, nas quais o hidrogênio desempenha papel preponderante, são governadas pelo tempo de resfriamento na faixa de 800 a 300°C ou até mesmo 100°C (Okumura e Taniguchi, 1982).

4.2.3 –Composição química do metal de solda

A composição do metal de solda é controlada pelas reações químicas que

ocorrem na poça de solda em elevadas temperaturas e é, portanto, influenciada pela escolha dos consumíveis de soldagem (isto é, combinação do arame metálico, fluxo e/ou gás de proteção), pela composição química do metal de base e pelas condições operacionais aplicadas (Grong and Matlock, 1986).

Os produtos das reações dos elementos de liga e suas porções residuais afetam profundamente a microestrutura da solda metálica (Blake, 1979). Elementos microligantes derivados de consumíveis ou da diluição com o metal base tem um efeito complexo sobre a microestrutura e propriedades de soldas metálicas ferríticas (Evans, 1992).

De acordo com Farrar e Harrison (1987), o papel da composição química na formação da ferrita acicular parece depender da influência direta que o elemento tem sobre a temperabilidade básica do metal de solda, e que os elementos mais efetivos devem ser o manganês e o carbono e, possivelmente, o silício.

Entretanto, o nível de temperabilidade requerido para desenvolver estruturas de ferrita acicular é bem crítico e é, portanto, também influenciado por outros elementos tais como alumínio, nióbio, molibdênio e níquel, que dependendo do nível inicial da temperabilidade, pode promover ou restringir o desenvolvimento da ferrita acicular (Farrar and Harrison, 1987).

4.2.3.1 – Influência do manganês na microestrutura

O aumento na quantidade de manganês, na faixa de 0,6 a 1,8%, aumenta a quantidade de ferrita acicular no metal de solda e diminui a quantidade de ferrita pró-eutetóide e componentes intermediários, gerando, também, um aumento no refinamento da mesma (Evans, 1980).

Evans (1980) disserta que o manganês aumenta os limites de escoamento e de resistência à tração de ligas ferro-manganês. Ele encontrou que para cada 0,1% de aumento no percentual de manganês, os limites de elasticidade e de resistência à tração aumentaram aproximadamente em 10 N/mm².

As propriedades de tração diminuem após o alívio de tensão, a queda torna-se maior no caso de limite de escoamento e altos níveis de manganês (Evans, 1980).

As condições mais favoráveis para as propriedades de impacto do depósito de solda, tanto como soldado quanto com alívio de tensão, são obtidos com 1,5% de Mn, devido à influência competitiva do limite de escoamento e da microestrutura (Evans, 1980).

4.2.3.2 – Influência do carbono na microestrutura

Sem dúvida, um dos elementos mais importante em termos de controle da microestrutura nos aços é o carbono. Em metais de solda, os níveis devem ser mantidos suficientemente baixos para prevenir a formação extensiva de ripas de martensita. Níveis de carbono na faixa de 0,05 a 0,15%, encontrados em metais de solda, têm como maior efeito controlar a quantidade de formação de carbeto (Farrar and Harrison, 1987).

A microestrutura do metal de solda como depositado é modificada pela adição de carbono. O carbono promove a formação de ferrita acicular à custa da ferrita poligonal de contorno de grão e produz o refinamento do grão das regiões reaquecidas (Evans, 1983).

Entretanto, o que se verifica é que a variação na quantidade de manganês

é mais efetiva do que a variação na quantidade de carbono para o aumento da quantidade de ferrita acicular. Para um incremento de 0,1% C, a mudança na microestrutura é muito menor do que quando se varia a quantidade de manganês na faixa de 0,6 a 1,8% (Evans, 1983).

Em uma quantidade intermediária de manganês (1,4%), inicialmente a tenacidade melhora e então ela diminui, sendo que os melhores valores ocorrem na faixa de 0,07 a 0,09% de C (Evans, 1983).

4.2.3.3 - Influência do silício na microestrutura

O potencial de desoxidação do silício é de 3,8 a 4,0 vezes maior do que o do manganês. Com o silício na faixa de 0,2 a 0,95%, quando se tem um aumento na quantidade de manganês, em conjunto com um aumento no percentual de silício, tem-se um aumento na fração volumétrica de ferrita acicular à custa da ferrita de contorno de grão e da ferrita com fase secundária (Evans, 1986a).

O aumento na quantidade de silício aumenta a relação comprimento/largura da ferrita acicular e ocorre um aumento de austenita retida e martensita-austenita entre as ripas de ferrita acicular (Evans, 1986a).

4.2.3.4 – Influência do fósforo e do enxofre na microestrutura

Variando o enxofre na faixa de 0,007 a 0,046% e, tendo uma composição nominal de 0,06% C e de 1,4% Mn, tem-se uma diminuição na ferrita acicular de

aproximadamente 90% para 45%. Enquanto que, uma variação no percentual do fósforo na faixa de 0,007 a 0,040%, com a mesma composição de C e Mn anteriores, tem-se uma diminuição na fração volumétrica de ferrita acicular de 70 para 65%, aproximadamente (Evans, 1986b).

O enxofre não tem efeito no tamanho do grão do metal de solda reaquecido, mas muda a morfologia da segunda fase, de Martensita/Austenita para estruturas do tipo perlita e filmes de cementita. Ele abaixa a dureza, diminui as propriedades de tração e reduz drasticamente a tenacidade ao entalhe (Evans, 1986b).

Aparentemente, o fósforo não tem efeito sobre a microestrutura, tanto do metal de solda como depositado como das regiões reaquecidas. Ele aumenta a dureza e as propriedades de tração mas tem pequeno efeito sobre a tenacidade ao entalhe (Evans, 1986b).

O enxofre exerce influência direta nas inclusões não metálicas, e o fósforo no reforço da ferrita (Evans, 1986b).

4.2.3.5 – Influência do cromo na microestrutura

A porcentagem de ferrita acicular aumenta com a quantidade de cromo até um percentual que depende da presença de outros elementos ligantes (Jorge et. al., 2001). Inicialmente tem-se um aumento de ferrita acicular com uma diminuição de ferrita primária. Depois de certo ponto tem-se uma reversão com uma diminuição da ferrita acicular e um aumento de ferrita de segunda fase (Evans, 1989 e Jorge et. al., 2001).

Estas mudanças são dependentes da quantidade de manganês. Para 1% Mn, o maior percentual de ferrita acicular (aproximadamente 62%) ocorre com uma

quantidade de cromo da ordem de 1,1%. Para 1,8% Mn, o maior percentual de ferrita acicular (aproximadamente 90%) ocorre com uma quantidade próxima de 1,1% de cromo (Evans, 1989).

4.2.3.6 – Influência do níquel na microestrutura

Geralmente, a adição de níquel no metal de solda efetivamente promove a formação de ferrita acicular, enquanto reduz significativamente a quantidade de ferrita de contorno de grão, tanto em níveis alto quanto baixo de manganês, nas regiões do metal de solda como depositado (Zhang and Farrar, 1997).

No caso de estruturas de placas laterais, o efeito do níquel varia com sua concentração em combinação com o manganês. No percentual de 1,6% Mn, aumentando o níquel de 0 até 2,5%, o percentual de ferrita de placa lateral não sofre mudança significativa, enquanto ele progressivamente reduz a quantidade de ferrita de contorno de grão (Zhang e Farrar, 1997).

Com um percentual de manganês menor (0,7%), variando a quantidade de níquel dentro de uma faixa intermediária (de 2,5 a 3,5%), similarmente não influencia a formação de estruturas de placa lateral, mas reduz significativamente a ferrita de contorno de grão (Zhang e Farrar, 1997).

Entretanto, quando a quantidade de níquel é aumentada para níveis da ordem de 5,5%, a fração em volume tanto da ferrita de contorno de grão quanto a de placas laterais é substancialmente diminuída e uma considerável quantidade (30%) de martensita é formada (Zhang e Farrar, 1997).

4.2.3.7 – Influência do molibdênio na microestrutura

A adição de até 0,5% de molibdênio aumenta a fração de ferrita acicular

(Evans, 1988 e Raiter and Gonzalez, 1989). Após este limite, tem-se uma diminuição no percentual de ferrita acicular (Evans, 1988). O aumento do manganês, na faixa de 1 a 2%, em conjunto com até 0,5% de molibdênio, aumenta a quantidade de ferrita acicular (Raiter and Gonzalez, 1989).

No metal de solda como depositado, o tamanho da ripa de ferrita acicular diminui com o aumento na quantidade de molibdênio mas, a ferrita com segunda fase, ocorrendo em níveis maiores de molibdênio, tem um tamanho grosseiro de colônia (Evans, 1988).

4.2.3.8 – Influência do nióbio e do vanádio na microestrutura

Os efeitos do vanádio e do nióbio no comportamento da transformação são muito complexos e um tanto imprevisíveis. Geralmente, o vanádio (na ausência de nióbio) é considerado redutor no desenvolvimento de ferrita na forma de placas laterais no contorno de grão da austenita anterior, enquanto o nióbio restringe a formação de ferrita de contorno de grão (Grong and Matlock, 1986).

Entretanto, na presença de altos níveis de vanádio e nióbio, a precipitação de carbonitretos de V e Nb na ferrita podem causar uma deterioração na tenacidade, particularmente se a transformação da austenita ocorre em uma temperatura relativamente alta (Grong and Matlock, 1986).

De modo a minimizar o potencial de precipitação de vanádio e nióbio, é vantajoso dominar a transformação da austenita para ferrita pela ligação adequada com molibdênio ou manganês. Isto, por sua vez, pode também conduzir a um refinamento geral da microestrutura e aumentar a proporção de ferrita acicular no depósito (Grong and Matlock, 1986).

4.2.3.9 – Influência do titânio e do alumínio na microestrutura

A adição de uma pequena quantidade, da ordem de 30 ppm, de titânio para o metal de solda, modifica drasticamente a microestrutura e as propriedades do metal de solda (Evans, 1995).

O aumento na quantidade de Ti de 0 ppm até 30 ppm (0,003%) aumenta a fração de ferrita acicular da ordem de dez vezes. O efeito se supõe ser devido a formação de inclusões não metálicas de compostos de titânio, que servem como nucleantes (Evans, 1992).

Evans (1992), encontrou uma diminuição da ordem de 10% na fração de ferrita acicular quando aumentou o titânio de 30 para 75 ppm. A partir deste ponto ocorreu um aumento na fração da ferrita acicular combinado com o aumento na quantidade de titânio.

Na presença de alumínio, o titânio tem efeitos diferentes na composição microestrutural. Com aproximadamente 1,4% Mn e 100 ppm de Al, tem-se, para 5 ppm de Ti, uma fração de ferrita acicular da ordem de 11%, para 40 ppm, 67%, para 220 ppm, 58% e para 450 ppm, 77% (Evans, 1995).

4.2.3.10 – Influência do cobre na microestrutura

Es-Souni et. al. (1991), verificaram que a microestrutura do metal de solda é caracterizada por uma alta proporção de ferrita acicular na presença de 0,02 a 1,4% de cobre. Este percentual está acima de 80%, sendo que o maior percentual (89%) foi encontrado com 0,02% Cu. Com o aumento da concentração de cobre, ocorreu uma diminuição na quantidade de ferrita acicular com um conseqüente

aumento na fração de ferrita com segunda fase. O principal efeito do cobre é um pronunciado refinamento de grãos.

4.2.3.11 – Influência do nitrogênio na microestrutura

O ferro e o aço têm uma propensão para reagir com nitrogênio elementar e também para dissolvê-lo. Quando um arco é aplicado no ar, nitrogênio e oxigênio são levados a dissociar em constituintes elementares e óxido nitroso. Estas espécies reativas de nitrogênio são levadas a saturar a poça de solda (Fiore and Amata, 1997).

Solda metálica livre de bolhas somente pode ser obtida se o metal fundido contiver níveis toleráveis de nitrogênio ou se o excesso de nitrogênio reage para formar um produto tolerável (Fiore and Amata, 1997).

As propriedades mecânicas, que são uma função da microestrutura, são ditadas pela quantidade inicial de nitrogênio que entra na poça de solda e pelos elementos de liga selecionados para fixar o “excesso” de nitrogênio (Fiore and Amata, 1997).

De acordo com Blake (1979), em processos de soldagem a arco submerso e nos protegidos por gás, o percentual de nitrogênio varia entre 0,004 e 0,014%.

Para um percentual de alumínio de 0,01%, tem-se que a fração de ferrita acicular diminui com o aumento do percentual de nitrogênio (Evans, 1997).

4.2.3.12 – Influência do oxigênio na microestrutura

O oxigênio pode existir em um metal na forma de elemento de solução sólida ou em um combinado na forma de inclusões. A maior quantidade de oxigênio está presente como inclusões de óxido ou oxissulfeto resultante das reações do

oxigênio com elementos ligantes do ferro na poça de solda fundida (Liu and Olson, 1986).

O oxigênio, em teores específicos, é de particular interesse na composição microestrutural, visto que um alto número de inclusões de óxidos influencia fortemente a transformação da austenita em ferrita, tanto pela restrição do crescimento de grãos de austenita, como pelo fornecimento de locais favoráveis a nucleação de vários tipos de constituintes microestruturais, tais como ferrita acicular e de placas laterais (Grong and Matlock, 1986).

A faixa de percentagem de oxigênio no metal de solda varia principalmente entre 0,02 e 0,10% (200 a 1000 ppm) e estes níveis estão relacionados com a quantidade de carbono e o seu efeito como desoxidante (Blake, 1979).

Como o percentual de oxigênio e, portanto, o percentual de inclusão de óxidos é determinado pelas quantidades de óxidos de ferro, manganês e silício na escória e pela quantidade de desoxidantes e o relevante equilíbrio químico, afetados por fatores cinéticos, o oxigênio nunca deve ser visto isoladamente, mas como um dos componentes de um sistema complexo (Blake, 1979).

A presença em metais de solda de inclusões de óxidos tais como $(\text{Mn,Fe})\text{SiO}_3$, Al_2O_3 , TiO_2 , $(\text{FeMn})\text{O}$, são produtos desoxidantes que são retidos no resfriamento da poça de solda que reduzem a limpeza da solda e diminuem a ductilidade e a tenacidade (Blake, 1979).

De acordo com Blake (1979), existe uma forte relação entre a microestrutura do depósito de solda e o balanço entre a concentração de oxigênio e o tipo e quantidade de desoxidante e elementos de liga presentes na solda. Cita, como exemplo, que os níveis de oxigênio extremamente baixos (abaixo de 200 ppm) retardam a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$.

Um percentual de oxigênio na faixa de 200 a 500 ppm produz fortes estruturas de ferrita acicular e as quatro principais fontes de oxigênio no metal de

solda podem ser identificadas como o fluxo, o metal de base, o arame eletrodo e a atmosfera (Dallam et. al., 1985).

Utilizando eletrodo tubular, Kenny et. al. (1985) encontraram que o oxigênio no percentual de 300 ppm é significativo para o desenvolvimento de ferrita acicular intragranular e limita o desenvolvimento de placas laterais.

4.2.4 –Tamanho do grão da austenita anterior

O grão de austenita grosseiro se transforma em uma taxa muito menor, quando comparado com o grão de austenita fino, por causa da menor área de contorno de grão disponível para nucleação de ferrita. O tamanho de grão da austenita anterior está relacionado juntamente com a estrutura de grão colunar do metal de solda (Grong and Matlock, 1986).

Entretanto, depois da solidificação, o crescimento do grão de austenita pode ocorrer durante o resfriamento em altas temperaturas na faixa da temperatura de solidificação, de cerca de 1200°C, onde a mobilidade dos contornos de grão é alta (Grong and Matlock, 1986).

O volume de crescimento de grãos depende do aporte de calor, bem como do número da densidade e do tamanho da distribuição das partículas presentes nos contornos de grão da austenita (Grong and Matlock, 1986).

O tamanho do grão de austenita anterior é uma função da quantidade de oxigênio no metal de solda. Para um dado ciclo térmico o tamanho do grão de austenita aumenta com a diminuição da concentração de oxigênio. O tamanho do grão da austenita anterior está diretamente relacionado com a quantidade de oxigênio e diminui para cerca de 100 μm com 100 ppm de O e, para

aproximadamente 70 μm , com 500 ppm de O (Grong and Matlock, 1986).

Algumas mudanças na microestrutura estão associadas com mudanças no tamanho do grão da austenita. Com menor tamanho de grão da austenita é mais fácil para o metal de solda se transformar em estruturas dominadas por ferrita poligonal, enquanto que com grãos de tamanho maior, a ferrita acicular é dominante (Harrison and Farrar, 1987).

Esta diferença em comportamento pode ser explicada em termos de densidade de locais de nucleação e super-resfriamento usando a teoria clássica de nucleação (Harrison and Farrar, 1987).

A formação da ferrita de contorno de grão é mais favorecida em menores tamanhos de grão de austenita por causa da maior área de contorno de grão disponível para a nucleação de ferrita (Grong and Matlock, 1986).

Por causa da austenita de granulação fina contendo uma alta densidade de locais favoráveis à nucleação primária heterogênea, uma alta taxa de nucleação de contornos de grão ocorre em uma quantidade relativamente baixa de super resfriamento e a maior parte da austenita transforma-se em produtos de alta temperatura (Harrison and Farrar, 1987).

A austenita de granulação grosseira, por outro lado, contém muito menos locais primários e, portanto requer um considerável super resfriamento para obter a mesma taxa de nucleação. Isto significa que os centros dos grãos da austenita tornam-se favoráveis para nucleação heterogênea sobre locais secundários, que produzem produtos de transformação de menores temperaturas tal como a ferrita acicular (Harrison and Farrar, 1987).

5 – Propriedades mecânicas

O projeto e a fabricação de produtos têm como base principal as propriedades mecânicas dos materiais, que constituem uma das características mais importantes dos metais em suas várias aplicações na engenharia.

As propriedades mecânicas podem ser determinadas por meio de ensaios mecânicos utilizando corpos de prova padronizados ou sendo realizados no próprio produto.

Na seleção e especificação dos materiais metálicos, as suas propriedades mecânicas são consideradas como uma das questões básicas. As propriedades mecânicas a serem consideradas dependem do tipo de solicitação a que estará submetido o componente.

Dentre os ensaios mais utilizados para determinação das propriedades mecânicas estão os de tração e dureza, em função da facilidade e baixo custo.

Outras propriedades mecânicas são determinadas a partir de ensaios de fadiga quando a aplicação de carregamento é do tipo cíclico, e de impacto através do qual pretende-se obter propriedades dinâmicas.

Contudo os valores obtidos para as propriedades são muito dependentes das condições de realização dos ensaios, o que conduz a certo grau de incerteza quanto ao comportamento em serviço do material ensaiado (Bresciani F., 1986).

Em todo processo de soldagem a preocupação inicial é ajustar a composição do metal de solda com a da chapa base, sendo norma o cordão de

solda mostrar resistência mecânica igual ou superior ao da chapa base (Gomes, 2001).

Estruturas de engenharia fabricadas por processo de soldagem a fusão mostram diferenças microestruturais e de resistência devido a vários parâmetros, tais como a imposição de calor e o tipo do consumível selecionado (Angamuthu et. al., 1999).

A diferença de resistência em uma junta soldada e o metal base, pode ser maior ou menor, e depende de vários fatores, tais como o limite de escoamento (limite de escoamento da solda metálica maior ou menor do que o do metal de base) e a susceptibilidade a trincas a frio do metal base (Angamuthu et. al., 1999).

Como as propriedades mecânicas são relacionadas com a microestrutura, existe diferença entre as propriedades mecânicas do metal base e dos diferentes metais de solda, tendo em vista as suas diferenças microestruturais.

5.1 – Tração

O ensaio de tração é amplamente usado para a obtenção de informações básicas sobre a resistência de materiais, e como um ensaio de controle de qualidade. Num ensaio de tração, um corpo de prova é submetido a uma força trativa uniaxial continuamente crescente enquanto são feitas observações simultâneas do alongamento do corpo de prova. Uma curva de engenharia tensão-deformação é construída a partir de medidas da carga e do alongamento (Dieter, 1981) (Figura 6).

Uma vez que tanto a tensão como a deformação são obtidas pela divisão da carga e do alongamento por fatores constantes, a curva carga-alongamento terá

a mesma forma da curva tensão-deformação de engenharia. As duas curvas são, com frequência, usadas indistintamente (Dieter, 1981).

Figura 6 – Curva tensão-deformação de engenharia (Dieter, 1981 - adaptado).

A forma e a magnitude de uma curva tensão-deformação de um metal dependerá de sua composição, tratamento térmico, história anterior da deformação plástica e da taxa de deformação, temperatura e estado de tensões impostos durante o ensaio (Dieter, 1981).

Os parâmetros que são usados para descrever a curva tensão-deformação de um metal são: resistência à tração, limite de escoamento, alongamento percentual e redução de área. Os dois primeiros são parâmetros de resistência, e os dois últimos são uma indicação da ductilidade (Dieter, 1981), que é uma propriedade qualitativa de um material. As medidas convencionais de ductilidade que são obtidas do ensaio de tração são a deformação de engenharia na fratura (normalmente chamada de alongamento) e a redução de área na fratura. Ambas as

propriedades são obtidas depois da fratura, juntando-se as partes e tomando-se medidas de comprimento e área finais (Dieter, 1981).

A curva tensão-deformação e as propriedades de escoamento e fratura derivadas do ensaio de tração são fortemente dependentes da temperatura em que se realiza o ensaio. Em geral, a resistência diminui e a ductilidade aumenta com o aumento da temperatura do ensaio (Dieter, 1981).

Entretanto, mudanças estruturais tais como precipitação, envelhecimento por deformação, ou recristalização podem ocorrer em certas faixas de temperatura, alterando esse comportamento geral. Processos termicamente ativados favorecem a deformação e reduzem a resistência em temperaturas elevadas (Dieter, 1981).

Em geral, os materiais, dependendo do campo de tensões aplicadas, podem apresentar comportamento elástico e/ou plástico. De acordo com Meguid (1989), a plasticidade pode ser descrita como sendo o comportamento de corpos sólidos que se deformam permanentemente sob a ação de cargas externas. A elasticidade pode ser descrita como o comportamento reversível dos sólidos, que retorna à sua forma original imediatamente quando as cargas externas são removidas. Com isto, pode-se dizer que a tensão que separa o comportamento elástico do plástico do material é o seu limite de escoamento (Askeland, 1994).

A resistência à tração nos metais de solda normalmente é maior do que a correspondente no metal de base. A resistência no metal de solda é baseada nos mesmos componentes que no metal de base ou na ZAC. As características mais importantes para o metal de solda são (Svensson, 1994):

- a) Tamanho de grão fino (ferrita acicular);
- b) Elementos de solução sólida de endurecimento, tais como manganês e níquel;
- c) Endurecimento por interação de discordâncias.

5.2 – Dureza

A dureza de um material é um termo deficientemente definido que pode ter muitos significados, dependendo da experiência de quem o interpreta. Em geral, a dureza implica uma resistência à deformação, e para os metais é uma medida da sua resistência à deformação plástica ou permanente (Dieter, 1981).

Para quem está envolvido com ensaios mecânicos de materiais, a dureza significa a resistência à penetração de um material duro em outro, e para o engenheiro projetista representa uma quantidade específica facilmente medida que fornece algumas informações sobre a resistência de um metal ou de seu tratamento térmico (Dieter, 1981).

Existem três tipos gerais de dureza dependendo da maneira como o ensaio é realizado: (1) dureza ao risco, (2) dureza à penetração e (3) dureza dinâmica ou de rebote. Apenas a dureza à penetração é de grande interesse para os metais usados em engenharia (Dieter, 1981).

A dureza é usada pelo engenheiro de projeto, mais freqüentemente do que qualquer outra das propriedades mecânicas, para especificar as condições finais de uma peça estrutural. Isto é devido, em parte, ao fato que os ensaios de dureza são baratos e não consomem muito tempo e, também, porque podem ser realizados sobre a peça acabada sem a necessidade de usinagem de um corpo de prova especial (Datsko, 1997).

Existem diversas maneiras de se determinar a dureza de um material sendo a mais comum, para os materiais metálicos, aquela em que se estabelece, direta ou indiretamente, a resistência à penetração que o corpo de prova oferece a uma ponta esférica, cônica ou piramidal constituída de um material indeformável (Bresciani F., 1986).

Relaciona-se, então, a carga aplicada através da ponta com a forma e as dimensões da ponta e da impressão deixada no corpo-de-prova, obtendo-se um número que expressa, numa escala com unidades ou arbitrária relativa, a dureza do corpo ensaiado (Bresciani F., 1986).

Os métodos padronizados mais comumente adotados são: Brinell, Rockwell e Vickers. Pode-se estabelecer relações entre a dureza e as outras propriedades mecânicas. Contudo, deve-se notar que a dureza é apenas uma propriedade da superfície do corpo ensaiado, não sendo, portanto, o comportamento de todo o volume (Bresciani F., 1986).

O ensaio de dureza Vickers usa como penetrador um diamante de forma piramidal de base quadrada, com ângulo interno entre as faces opostas da pirâmide de 136° . Devido à forma do penetrador, esse ensaio é freqüentemente chamado ensaio de dureza de pirâmide de diamante (Dieter, 1981).

O número da dureza de pirâmide de diamante (DPH), ou número de dureza Vickers (VHN ou VPH), é definido como a carga dividida pela área superficial da penetração. Na prática, essa área é calculada a partir de medidas microscópicas do comprimento das diagonais de impressão (Dieter, 1981).

O ensaio de dureza Vickers tem uma larga aceitação para trabalhos científicos porque fornece uma escala de dureza contínua para uma dada carga, desde materiais muito macios, com um DPH de 5, até materiais extremamente duros, com um DPH de 1.500 (Dieter, 1981).

As impressões feitas por um penetrador piramidal são geometricamente similares, não importa qual o seu tamanho, e por isso o DPH deve ser independente da carga. Isso é normalmente obedecido, exceto para cargas muito pequenas. As cargas comumente usadas nesse ensaio estão na faixa de 1 a 120 kg, dependendo da dureza do metal a ser ensaiado (Dieter, 1981).

5.3 – Impacto

A tenacidade de um dado material é uma medida da energia absorvida antes e durante o processo de fratura. Assim, a tenacidade indica a quantidade de trabalho que pode ser realizado sobre o material sem causar a sua fratura. Isto pode ser quantificado através da integração da área sob o diagrama tensão-deformação mostrado na Figura 6.

Utilizam-se as denominações “frágil” e “dúctil” para distinguir falhas ou materiais caracterizados por baixa ou alta tenacidade. A fratura por clivagem é a forma mais frágil de fratura que pode ocorrer em aços (Broek, 1984).

Um material é classificado como tenaz (dúctil), quando absorve uma apreciável quantidade de energia antes da fratura e a curva tensão-deformação apresenta uma região com escoamento plástico generalizado. Por outro lado, um material que absorve pouca energia antes da fratura, e a curva tensão-deformação apresenta pouco ou quase nenhum escoamento plástico, é considerado pouco tenaz e fratura de maneira frágil.

A probabilidade de se encontrar fratura frágil, ou por clivagem, aumenta para menores temperaturas e maiores taxas de deformação, ocorrendo uma transição que nos aços é conhecida como dúctil-frágil. Abaixo da transição, a fratura necessita de pouca energia e o aço comporta-se numa maneira frágil (Broek, 1984).

Várias teorias da mecânica da fratura assumem que trincas existem em um corpo sólido e que elas são suficientemente grandes quando comparadas com algumas dimensões características da microestrutura. Estas trincas, ou defeitos semelhantes a trincas, agem como intensificadores de tensões, em que, localmente, a tensão pode ser maior do que o limite de escoamento do material,

levando a deformações plásticas localizadas.

A Mecânica da Fratura estende o conceito de tenacidade aos corpos sólidos elásticos lineares, não lineares e elasto-plásticos na presença de descontinuidades tipo trincas, pois estes defeitos modificam o estado de tensões locais, não só pela concentração de tensão, mas, e também, pela introdução de um estado triaxial de tensão.

Conforme Ivankovic e Williams (1995), mudanças repentinas no comprimento da trinca e/ou na tensão aplicada podem ocorrer, sendo esses defeitos classificados como fraturas dinâmicas.

O fenômeno da fratura dinâmica pode ser caracterizado por vários estados dinâmicos da ponta da trinca, que são induzidos por cargas de impacto aplicadas no sólido trincado, ou por rápidas movimentações da ponta da trinca propriamente dita (Nishioka, 1995).

Muitos pesquisadores têm investigado o efeito da diferença de resistência sobre o comportamento da tenacidade à fratura de conjuntos soldados sob dobramento e carregamento sob tração monotônica. Tem sido encontrado que a diferença de resistência pode afetar significativamente a deformação e o comportamento à fratura de juntas soldadas (Angamuthu et. al., 1999).

Entretanto, poucas informações estão disponíveis a cerca do efeito da diferença de resistência sobre o comportamento à fratura dinâmica de conjuntos soldados sob condições de carregamento dinâmico, tal como no carregamento por impacto (Angamuthu et. al., 1999).

A resistência dinâmica da trinca é a resistência de uma trinca para se propagar e portanto, é relacionada com a instabilidade das trincas. Originalmente foi idealizado que a informação sobre a resistência dinâmica da trinca pudesse ser obtida pelo carregamento ao impacto de uma trinca estacionária, como em um ensaio Charpy sobre um corpo de prova trincado. Deduziu-se que esta linha de

raciocínio não era válida (Broek, 1984).

O ensaio de impacto sobre uma trinca estacionária não oferece a informação que pode ser aplicada diretamente para a propagação da trinca. Mesmo assim, as informações obtidas dos ensaios de impacto são úteis, pois fornecem dados de tenacidade aplicáveis às estruturas sujeitas a carregamento de impacto. Como resultado de uma experiência histórica, a tenacidade à fratura medida em um ensaio de impacto é chamada de tenacidade à fratura dinâmica (Broek, 1984).

Existem vários métodos para se efetuar a medida experimental da tenacidade à fratura dinâmica. O mais amplamente utilizado é o ensaio Charpy instrumentado devido à sua simplicidade e economia. O martelo de impacto do pêndulo do ensaio Charpy é um medidor de deformação, que leva em conta a medida da força exercida sobre o corpo de prova (Broek, 1984).

Esta força é registrada como uma função do tempo e armazenada em um osciloscópio, que é acionado quando o martelo intercepta um feixe de luz direcionado a uma fotocélula, exatamente antes do impacto no corpo de prova. O corpo de prova contém uma trinca por fadiga que é o iniciador da fratura (Broek, 1984).

O sistema instrumentado do ensaio Charpy possibilita a realização de ensaios de tenacidade dinâmica dentro de um amplo espectro de comportamentos mecânicos, indo do absolutamente frágil ao excepcionalmente dúctil. Este tipo de equipamento fornece resultados em tempo real.

O ensaio Charpy instrumentado, além da energia absorvida, fornece a variação da carga aplicada com o tempo. Esse tipo de curva pode fornecer informações sobre a carga de escoamento generalizado, carga máxima, entre outros. Esta curva por sua vez está correlacionada com a deflexão (Tokimatsu e Ferreira, 1999).

A partir do registro carga-deflexão é possível determinar a porção plástica

da curva tensão-deformação, o início da propagação de trinca, e a energia para a propagação da trinca. A energia total gasta no impacto também pode ser obtida pela integração completa da curva (Tokimatsu e Ferreira, 1999).

Os valores da energia total na fratura, computados dessa forma, têm uma correspondência com os valores da energia obtidos no ensaio Charpy convencional. Utilizando corpos de prova pré-trincados é possível obter-se o valor do parâmetro de tenacidade à fratura dinâmica, K_{Id} (Tokimatsu e Ferreira, 1999).

Atualmente, estas informações podem ser adquiridas e processadas através de softwares.

O ensaio de impacto Charpy instrumentado pode tornar-se muito útil pela conexão da memória digital e microcomputador, onde carga de escoamento plástico (P_y), carga máxima (P_m), energia antes da carga máxima (E_i) e energia após a carga máxima (E_p) são automática e rapidamente analisadas (Figura 7) (Kobayashi, 1984a).

Figura 7 - Carga de escoamento plástico (P_y), carga máxima (P_m), energia antes da carga máxima (E_i) e energia após a carga máxima (E_p) - (Kobayashi, 1984a – adaptado).

A curva gerada no ensaio Charpy instrumentado tem oscilações serrilhadas. Kobayashi (1984a) e Angamuthu et. al. (1999) eliminaram estas oscilações pela mediana do sinal de carga, utilizando o método da média móvel, que consiste na média de vários valores amostrados e a aplicação deste método sobre todos os valores. O valor da média móvel y_n sobre o valor amostrado x_n é

determinado tomando um número m de valores de acordo com a Eq. (1) (Kobayashi, 1984a):

$$y_n = \frac{1}{m} \sum_{k=n}^{n+m-1} x_k \quad (1)$$

O objetivo da mecânica da fratura dinâmica é analisar o crescimento, a interrupção e a ramificação do movimento de trincas em estruturas sujeitas a cargas dinâmicas. O campo de tensão na vizinhança da trinca normalmente é caracterizado pelos fatores de intensidade da tensão dinâmica que geralmente são funções do tempo (Fedelinski et. al., 1995).

Segundo a mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP), um ponto de início de trinca deve ser determinado a fim de se avaliar os valores de J_{Id} (Angamuthu et. al., 1999). Este tipo de ensaio fornece inúmeros parâmetros que podem ser utilizados para caracterizar a resistência ao início da fratura sob condições dinâmicas (Graville and Rothwell, 1977).

Angamuthu et. al. (1999) adaptaram dois métodos para se estimar os valores da tenacidade à fratura dinâmica. Em um dos métodos, quando o início da trinca ocorria antes do ponto de carregamento máximo e com escoamento generalizado, o mecanismo de fratura elasto-plástica (MFEP) era usado para avaliar o valor de J_{Id} e a ocorrência de uma fratura no modo dúctil. Se o início da trinca ocorria no pico da carga sem escoamento generalizado, o mecanismo de fratura linear elástica (MFLE) era empregado para estimar o valor de K_{Id} , propiciando uma fratura essencialmente frágil.

O termo fratura dúctil pode se referir ao modo de fratura, ou a um colapso por deformação plástica seguida de ruptura do material. A fratura frágil pode ser entendida como uma propagação rápida de uma trinca instável ou como clivagem. O significado destes termos deve ser bem esclarecido, pois há casos em que as condições de um ensaio não reproduzem fielmente o comportamento da estrutura

(por exemplo, devido a efeitos de escala), e os resultados de laboratório devem ser interpretados com cautela.

A fratura dúctil geralmente é o modo escolhido por metais puros, que exibem deformações plásticas da ordem de 100% antes da fratura. A fratura dúctil consome muita energia devido ao grande trabalho de deformação que envolve. Além disto, a trinca não se propaga de maneira rápida, e a falha da estrutura ou componente mecânico é precedida por extensa deformação plástica. No campo de tensão gerada durante o processo de fratura os componentes de cisalhamento predominam.

Muitos metais e ligas fraturam de maneira frágil, não apresentando deformação plástica macroscópica. Porém, a fratura é sempre iniciada e acompanhada por deformação plástica localizada, e duas características deste tipo de fratura são preocupantes:

- 1 – ocorre sob tensões inferiores ao escoamento generalizado;
- 2 – ocorre de maneira súbita ou catastrófica.

De acordo com os mecanismos da fratura elasto-plástica, um ponto de início de propagação da trinca deve ser detectado de modo a avaliar a tenacidade à fratura dinâmica. Embora existam vários métodos para detectar o ponto de início de propagação da trinca de um corpo de prova sob carregamento estático, existem muitos problemas na aplicação destes métodos para o ensaio de tenacidade à fratura de um corpo de prova sob carregamento dinâmico (Kobayashi et. al., 1993).

Na análise das propriedades dinâmicas para materiais dúcteis, o ponto de início de propagação da trinca é detectado pelo método da variação da taxa da flexibilidade elástica. A variação da taxa da flexibilidade elástica é definida pela Eq. (2) (Kobayashi et. al., 1993).

$$\frac{\Delta C}{C} = \frac{C - C_{el}}{C_{el}} \quad (2)$$

onde: $\Delta C/C$ = variação da taxa da flexibilidade elástica,

C = secante da flexibilidade elástica (mm/N),

C_{el} = flexibilidade elástica da região elástica (mm/N).

Quando $\Delta C/C$ é traçado em relação à deflexão, um súbito ponto de transição do gradiente aparecerá na curva $\Delta C/C$ -deflexão como mostrado esquematicamente na Figura 8. O princípio do método da variação da taxa da flexibilidade elástica é baseado no seguinte (Kobayashi et. al., 1993):

- na região de deformação elástica, a flexibilidade elástica do corpo de prova é constante, então $\Delta C/C$ é igual a 0(zero).
- na região de deformação plástica, $\Delta C/C$ mostra um aumento constante. E além disso, o aumento de $\Delta C/C$ é dependente da exposição do material ao encruamento.
- quando uma trinca inicia a propagação, o aumento de $\Delta C/C$ é grande devido a diminuição da seção transversal do corpo de prova

Figura 8 - Curva Carga-Deflexão mostrando a variação da flexibilidade elástica (Kobayashi et. al., 1993 – adaptado).

Kobayashi (1983) verificou, pelo método do bloco parado (*stop block method*), os resultados para vários materiais metálicos dúcteis tais como aço, liga

de alumínio, ferro fundido dúctil, e ligas de titânio, que o ponto de transição repentino da curva $\Delta C/C$ corresponde à deflexão onde a largura crítica da zona estirada é formada.

No software de análise das propriedades dinâmicas para materiais dúcteis, o ponto de flexão da curva $\Delta C/C$ -deflexão é definido como o ponto de início de propagação da trinca e a energia absorvida até este ponto é calculada através da área da curva carga-deflexão, de modo a fornecer a tenacidade dinâmica à fratura elasto-plástica J_{Id} (Kobayashi et. al., 1993).

Na análise das propriedades dinâmicas para materiais dúcteis, o valor de J_{Id} é calculado utilizando a Equação de Rice para ensaio de flexão em três pontos (Rice et. al., 1973) (Eq. 3):

$$J_{Id} = \frac{2E'_i}{B(W-a)} \quad (3)$$

onde: E'_i é a energia absorvida até o ponto de início de propagação da trinca (J),

B é a espessura do corpo de prova (mm),

W é a largura do corpo de prova (mm), e

a é o comprimento inicial do entalhe mais a pré-trinca (mm).

Além disso, a energia consumida para a deformação de flexão do corpo de prova, a energia consumida pela deformação elástica da máquina de ensaio de impacto Charpy e a deformação da impressão superficial formada no ponto de impacto do corpo de prova são incluídas na medida da energia absorvida pelo ensaio de Charpy Instrumentado (Kobayashi et. al., 1993).

Portanto, na análise das propriedades dinâmicas para materiais dúcteis, a energia absorvida medida é corrigida para a energia de deformação de flexão do corpo de prova correspondente pelo método da correção da flexibilidade elástica (Kobayashi et. al., 1993).

Então o método da correção da flexibilidade elástica pode ser aplicado até o ponto de carga máxima (Figura 9) e a energia consumida pela deformação à flexão do corpo de prova é determinada pela Eq. (4) (Kobayashi, 1984a).

$$E_f = E_i' (C_s / C_t) \quad (4)$$

onde E_f é a energia consumida pela deformação de flexão do corpo de prova,

C_t é a flexibilidade elástica total, definida como o inverso da inclinação da curva carga-flexão (mm/N),

C_s é a flexibilidade elástica do corpo de prova (mm/N).

C_s é calculado usando as equações abaixo:

$$C_s = S^2 / EBW^2 \{ (Y + 0,29W^2 / (W - a)^2 [\log(1/V_0) - 0,399]) \} \quad (5)$$

$$Y = 27,11(a/W)^3 - 8,56(a/W)^2 + 1,77(a/W) + 0,829 \quad (6)$$

onde S é o comprimento do vão (mm),

E é o módulo de Young (MPa) e

V_0 é a velocidade inicial de impacto (m/s).

Os valores de J_{Id} são calculados pela substituição da energia consumida pela deformação de flexão do corpo de prova E_i na Eq. (3) em vez da energia E_i' de iniciação da trinca.

De acordo com a teoria da mecânica da fratura linear-elástica (MFLE), os valores de J_{Id} são estimados pelas equações abaixo:

$$K_{Id} = \frac{6YM(a)^{0,5}}{BW^2} \quad (7)$$

onde M é o momento de flexão aplicado = $P_m \cdot S/4$ e P_m é a carga máxima (N).

$$Y = 1,93 - 3,07(a/W) + 14,53(a/W)^2 - 25,11(a/W)^3 + 25,8(a/W)^4 \quad (8)$$

$$J_{Id} = \frac{K_{Id}^2}{E} \quad (9)$$

Figura 9 – Correção da energia antes da carga máxima, E_i utilizando os valores da flexibilidade elástica – (Kobayashi, 1984a – adaptado).

Para conferir a validade dos resultados dos ensaios pela norma ASTM E1820, as equações abaixo são utilizadas.

$$B, a \geq 25 (J_{Id} / \sigma_{yd}) \quad (10)$$

$$\sigma_{yd} = 2,85 P_y W / (B b^2) \quad (11)$$

onde σ_{yd} é o limite de escoamento dinâmico (MPa),

P_y é o carregamento no escoamento plástico (N) e

b é o comprimento do ligamento inicial, $W - a$ (mm).

Para a validação dos resultados por K_{Id} , baseado na norma ASTM E399, utiliza-se a seguinte equação:

$$B, a > 2,5 (K_{Id} / \sigma_{yd}) \quad (12)$$

Dentre as características mecânicas, a tenacidade à fratura é muito importante para aços resistentes ao calor empregados em caldeiras. Especialmente na ocorrência de um acidente, a possibilidade de fratura frágil aumenta devido ao aumento repentino de pressão no vaso. Portanto, deve ser considerado se o aço

resistente ao calor tem alta tenacidade à fratura, para resistir à fratura frágil em temperaturas elevadas de serviço (Zhu et. al., 1999).

Kobayashi (1984a e b) encontrou, através do ensaio Charpy instrumentado, que a iniciação da trinca no corpo de prova pré-trincado por fadiga do aço A533 classe 1 revenido a 650°C por duas horas ocorreu antes da carga máxima, e que a relação entre a energia de iniciação da trinca ($E_{\Delta a}$) e a energia antes da carga máxima (E_i) pode ser $(E_{\Delta a})/(E_i) \cong 0,8$ (Figura 10). Se outras condições diferentes das utilizadas, tais como a de revenimento, são alteradas, esta relação não é válida.

Figura 10 - Relação entre a energia de início de propagação da trinca ($E_{\Delta a}$) e a energia antes da carga máxima (E_i) – (Kobayashi, 1984a – adaptado).

Xinping e Yaowu (1996), trabalhando com o aço nuclear A508 CL3 para vaso de pressão, mostram cinco diferentes métodos para se estimar a tenacidade à fratura dinâmica utilizando corpos de prova do tamanho de corpo de prova Charpy, como segue:

1 – Método da energia da carga máxima

Com a energia absorvida antes da carga máxima (E_i) (Figura 11), a tenacidade à fratura dinâmica J_{Id} é calculada utilizando a Eq. (3), sendo o valor de

E_i , a energia absorvida até atingir a carga máxima.

2 – Método da variação da taxa da flexibilidade elástica

A tenacidade à fratura dinâmica J_{Id} pode ser calculada pela Eq. (3), sendo E_i a energia absorvida até a variação da taxa da flexibilidade elástica.

3 – Método da medida da região estirada

Na condição de carregamento elasto-plástico, forma-se uma região estirada em frente a ponta da trinca do corpo de prova devido a concentração de tensão na ponta da trinca. Adicionalmente a concentração de tensão faz os planos cristalinos deslizarem, e ocorre deformação plástica. Conseqüentemente, a ponta da trinca é arredondada, e a região arredondada é a região estirada depois da ruptura do corpo de prova.

A tenacidade à fratura pode ser obtida pela medida da largura crítica da região estirada (SZW_C) sobre a superfície de fratura do corpo de prova ensaiado e, então, convertendo a SZW_C em J_{Id} . A relação entre a largura crítica da região estirada (SZW_C) e a tenacidade à fratura dinâmica é:

$$J_{Id} = K \cdot \sqrt{2} \cdot \sigma_{yd} \cdot SZW_C \quad (13)$$

onde: K é o fator de restrição (“constraint factor”) referente ao estado tensão-deformação da ponta da trinca, tamanho e forma geométrica do corpo de prova, bem como as características de encruamento do material e pode ser estimado como:

$$K = \frac{1}{0,54(1+n)} \frac{2}{\sqrt{3}} \left[(1+\nu)(1+n) \frac{\sigma_{yd}}{nE} \right]^{-n} \quad (14)$$

onde: n é o expoente de encruamento do material, ν é o coeficiente de Poisson, E é o módulo de elasticidade do material, σ_{yd} é calculado pela Eq. (11).

4 – Método da energia revisada

O princípio principal deste método é revisar a energia de carga máxima (E_i) na curva carga-deslocamento (Figura 11) por um grupo de equações, onde a energia revisada, $(E_i)_r$, é considerada como a energia crítica para o início de propagação da trinca. As equações são:

$$J_{Id} = \frac{2(E_i)_r}{B(W-a)} \quad (15)$$

$$(E_i)_r = E_i - \left(\frac{P_m^2}{2} \right) \left(\frac{V_0 t_y}{P_y} - \frac{V_0^2 t_y^2}{8E_0} - \frac{C_s}{B.E} \right) \quad (16)$$

$$C = 72 \left[g\left(\frac{a}{W}\right) \right] + 2 \quad (17)$$

$$g\left(\frac{a}{W}\right) = 1,86\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 3,95\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 16,38\left(\frac{a}{W}\right)^4 - 37,23\left(\frac{a}{W}\right)^5 + 77,55\left(\frac{a}{W}\right)^6 - 126,87\left(\frac{a}{W}\right)^7 + 172,53\left(\frac{a}{W}\right)^8 - 143,90\left(\frac{a}{W}\right)^9 \quad (18)$$

onde: V_0 é a velocidade de impacto do martelo (m/s),

t_y é o tempo para a carga de impacto alcançar o limite de escoamento (s),

E_0 é a energia total do martelo na velocidade de impacto (J),

C_s é a flexibilidade elástica do corpo de prova,

E é o módulo de Young (MPa), e

$g(a/W)$ é uma função variável dependente da geometria do corpo de prova.

5 – Método da curva J dinâmico-resistência

Quando o método da curva J dinâmico-resistência do corpo de prova do tamanho do Charpy é adotado para estimar a tenacidade à fratura dinâmica de materiais, o princípio e procedimento é quase o mesmo de uma condição de carregamento quase-estático.

O martelo é solto de diferentes posições para se obter diferentes

quantidades de crescimento de trincas, e então os valores da integral J correspondentes para os diferentes incrementos de trinca são obtidos. Finalmente, a curva J dinâmico-resistência pode ser traçada, e o valor da integral J para o início de propagação da trinca pode ser determinado.

Figura 11 - Diagrama carga-deslocamento de ensaio Charpy instrumentado mostrando os diferentes pontos de carga energia - (Xinping and Yaowu, 1996 – adaptado).

Com o valor da tenacidade à fratura dinâmica J_{Id} estimada, a tenacidade à fratura dinâmica elasto-plástica K_{Jd} pode ser calculada pela Eq. (19) (Xinping e Yaowu, 1996).

$$K_{Jd} = \sqrt{\frac{E \cdot J_{Id}}{1 - \nu^2}} \quad (19)$$

Tomando como base os valores de J_{Id} e K_{Jd} calculados pelo método da curva J dinâmico-resistência e comparando com os valores obtidos pelos outros quatro métodos, Xinping e Yaowu (1996) encontraram que o valor da tenacidade à fratura dinâmica calculado pelo método da energia da carga máxima é alto, sobreestimando o valor da tenacidade à fratura dinâmica, não sendo seguro para avaliações e aplicações em engenharia.

O método da variação da taxa da flexibilidade elástica subestimou a

tenacidade à fratura dinâmica. Os valores calculados pelo método da medida da região estirada e pelo método da energia revisada forneceram valores semelhantes e com boa aproximação do valor calculado pelo método da curva J dinâmico-resistência.

O método da medida da região estirada possui um erro de medida relativamente grande, e vários corpos de prova são necessários para fornecer um valor médio com boa precisão (Xinping e Yaowu, 1996).

Com o método da curva J dinâmico-resistência pode-se obter valores de tenacidade à fratura dinâmica com boa precisão, mas necessita-se de vários corpos de prova para se obter uma curva J dinâmico-resistência relativamente confiável e então obter um valor de tenacidade à fratura dinâmica com boa acuracidade (Xinping e Yaowu, 1996).

O método da energia revisada foi o que se mostrou mais simples, de menor custo e mais rápido de se realizar (Xinping e Yaowu, 1996).

5.4 – Influência da microestrutura nas propriedades mecânicas

Estudos clássicos sobre resistência e tenacidade de diferentes fases microestruturais têm mostrado que a melhor combinação de propriedades pode ser encontrada com uma matriz de tamanho de grão muito fino que não possua qualquer fragilização por segunda fase contínua. Esta é exatamente a situação que pode ser desenvolvida em metais de solda que possuam altos níveis de ferrita acicular (Farrar and Harrison, 1987).

A resistência e a tenacidade do metal de solda como depositado são determinadas pelo conjunto de um grão de tamanho fino com uma maior proporção

de ferrita acicular. A melhora produzida tanto na tenacidade no ensaio Charpy com entalhe V, quanto no limite convencional de elasticidade, é devido ao aumento na quantidade de ferrita acicular (Farrar and Harrison, 1987).

Os elementos Mn, Mo, Ni, Si e Cr influenciam a tenacidade em dois principais modos (Dolby, 1979):

- a) Modificam a microestrutura, com Mn, Mo e Ni em particular, facilitando a formação de ferrita acicular e, eventualmente, a de martensita na presença de altas quantidades de elementos de liga;
- b) Aumentam o limite de escoamento como um resultado das mudanças na microestrutura e do efeito direto da solução sólida de endurecimento.

Gomes e Dias (1997) e Gomes e Toscano (1998), encontraram que o percentual de ferrita acicular influenciou no limite de escoamento, no limite de resistência e na dureza, sendo que o aumento na quantidade deste microconstituente acarretou no aumento destas propriedades mecânicas.

Com relação à energia absorvida no impacto, Gomes e Dias (1997) e Kobayashi et. al. (1995) não encontraram uma correlação visível entre esta propriedade e a ferrita acicular.

6 – Tensões Residuais e Tratamento de Alívio de Tensões

Tensões residuais são consequência de interações entre tempo, temperatura, deformação e microestrutura. Podem surgir no material como consequência de deformação mecânica, mudanças microestruturais ou durante o processamento de materiais. Afetam o comportamento em fadiga, resistência à fratura, resistência à corrosão e até mesmo contribuem para mecanismos de fragilização. Além disto, afetam dimensões e estabilidade de componentes. Desta forma, o estado de tensões residuais em um componente pode ser o mais importante fator capaz de influenciar o componente em serviço (Milan et. al., 2004).

Tensão residual é uma tensão interna que não é resultante de uma carga aplicada externamente (Cullison, 2001).

Durante o processo de soldagem, tensões residuais são introduzidas através de gradiente térmico durante a fundição e aquecimento, seguido pelo resfriamento, da solda e do material adjacente (Ya et. al., 2004).

Geralmente os maiores valores de tensões residuais são gerados ao longo da direção de soldagem que têm seus valores máximos no metal de solda e na zona termicamente afetada (ZTA). Estas tensões afetam o tempo de vida da solda através de seus efeitos sobre o crescimento de trinca, e freqüentemente é realizado tratamento térmico na solda para reduzi-los (Carr et. al., 2004).

A soldagem, devido à rápida expansão e contração térmica ao longo de uma área muito localizada, é uma fonte primária de tensão residual. Uma fonte de

calor muito alta é aplicada a uma área relativamente pequena para resfriar através da área adjacente. Esse ponto onde o arco está direcionado é rapidamente aquecido da temperatura ambiente para temperaturas acima de 1600°C (Cullison, 2001).

O metal base, mais frio, restringe a contração térmica da região de solda durante a solidificação. Esta constrição cria uma deformação por tração e/ou compressão nas direções longitudinal e transversal da solda. Muitas vezes o resultado são distorções e, se a tensão é alta, flambagem, trincamento à corrosão sob tensão e uma diminuição na vida à fadiga são possíveis de ocorrerem (Cullison, 2001).

Por causa da variedade de fatores envolvidos em elementos soldados, é muito difícil prever e controlar tensões residuais causadas pela soldagem, sendo a parte soldada de um componente ou peça de equipamento, muitas vezes, a parte menos resistente à fadiga, corrosão por tensão e fratura (Ya et. al., 2004).

As tensões residuais compressivas podem ter efeito benéfico nas propriedades de fadiga, retardando a nucleação de trincas, desde que o material permaneça dentro do regime elástico, pois o princípio de superposição de tensões pode ser aplicado ao material com tensões residuais. Desta forma, a tensão efetiva é obtida somando-se a tensão aplicada à tensão residual (Milan et. al., 2004). A presença de um campo de tensões residuais não provoca alterações na amplitude de tensão, mas afeta a tensão média e a razão de carregamento. Uma tensão residual compressiva na superfície do material reduz a tensão média e a razão de tensão, aumentando o tempo necessário para a nucleação de trinca (Milan et. al., 2004).

A presença de tensões residuais também afeta a fase de propagação de trincas por fadiga devido a alterações na razão de tensão e/ou ΔK aplicado. Ou seja, a tensão residual afeta os dois principais parâmetros que controlam a força

motriz de propagação de trincas, isto é, K_{max} e ΔK_{ef} (Milan et. al., 2004).

Tensões residuais geralmente são aliviadas durante o tratamento térmico pós-soldagem através de movimentos e aniquilação de discordâncias. Todas as juntas soldadas apresentam um perfil de tensão residual, e esta tensão nunca será totalmente reduzida a zero. Dentre os fatores que afetam o nível de tensão residual numa junta soldada pode-se destacar: aporte de calor, espessura do metal de base, taxa de resfriamento, restrição do conjunto soldado e processo de soldagem, afetando o nível de tensão residual produzida dentro de um conjunto soldado (Cullison, 2001).

Existem dois métodos principais de executar o alívio de tensão: térmico e mecânico. A maior diferença entre os dois é que o tratamento térmico, além do alívio de tensão, pode provocar mudanças metalúrgicas no metal. Em um tratamento térmico pós-soldagem ocorre um aquecimento uniforme do conjunto soldado, um patamar de temperatura e então um resfriamento controlado (Cullison, 2001).

Quando a estrutura soldada necessita de tratamento térmico para alívio de tensões, este procedimento pode ter consequências tanto benéficas como prejudiciais. Estas possíveis mudanças podem diminuir a resistência mecânica e dureza do material (Gomes et. al., 1997).

Nawrocki et. al. (2003), pesquisando aços ferríticos utilizados na fabricação de caldeiras e vasos de pressão, encontraram que tratamento de pré e/ou pós-aquecimento é muitas vezes necessário para melhorar as propriedades mecânicas da ZTA e reduzir a suscetibilidade de trincas por hidrogênio.

Billy et. al. (1990), em suas pesquisas, encontraram que um dos efeitos benéficos do tratamento de alívio de tensão é a ruptura dos filmes de contorno de grão e fortes reduções nas densidades de discordâncias.

Fick e Rogerson (1978) estudaram o efeito do tratamento térmico de alívio

de tensão sobre a tenacidade dos metais C-Mn soldados por arco submerso. Concluíram que o alívio de tensão prolongado a 600°C não era prejudicial à tenacidade do metal de solda. As tenacidades dos dois metais de solda estudados apresentaram melhoras com o alívio de tensão.

Gomes et. al (1997), utilizando o aço USI-ZAC-50, realizaram tratamento térmico de alívio de tensões na temperatura de 580°C durante uma hora, enquanto que Evans (1985), investigando as propriedades mecânicas de metal de solda C-Mn, realizou o tratamento na mesma temperatura, mas por um período de 2 horas.

Evans (1980), em seus estudos, praticamente não encontrou variação microestrutural entre os corpos de prova sem alívio de tensão e os com alívio de tensão. Ele encontrou uma redução média de 5,5% no limite de escoamento do metal de solda com alívio de tensão quando comparado com o metal de solda sem alívio de tensão, e uma redução média de 2,4% no limite de resistência a tração.

Evans (1980) detectou que o aumento na quantidade de manganês aumenta o limite de escoamento e o limite de resistência a tração, tanto no metal de solda como depositado quanto no que sofreu alívio de tensão, praticamente na mesma proporção.

Gomes et. al. (1997), encontraram uma diminuição da dureza após o tratamento térmico de alívio de tensão, para todas as condições de soldagem utilizadas.

De acordo com Evans (1985), de um ponto de vista experimental, foi percebido que a recristalização teve a vantagem de eliminar a complexidade induzida pela presença de diferentes zonas microestruturais em depósitos de solda multi-passe.

7 - Materiais e Métodos

7.1 – Chapa Soldada

Para a confecção da junta soldada foi utilizado o aço ASTM-A516, chapa bi-partida, com espessura de 37,5 mm, comprimento de 500 mm, largura de 70 mm (cada parte) e junta com chanfro em X na proporção 2/3 – 1/3 (Figura 12). O chanfro foi confeccionado conforme Figura 13.

Figura 12 - Detalhe da chapa soldada (medidas em mm).

Foram confeccionadas 4 juntas soldadas (de nºs 1 a 4) utilizando eletrodo sólido AWS EM12K com diâmetro de 4,0 mm e fluxo AWS F6A4; 4 juntas soldadas (de nºs 5 a 8) utilizando eletrodo tubular AWS E71T-5, recheado com fluxo básico, e diâmetro de 4,0 mm e fluxo AWS F6A4 e 4 juntas soldadas (de nºs 9 a 12) utilizando eletrodo tubular AWS E71T-5, recheado com fluxo básico, e diâmetro de 4,0 mm e

fluxo AWS F7A8 (Fluxo Neutro).

Figura 13 - Detalhe do chanfro da chapa soldada (medidas em mm).

Foi realizado tratamento térmico para alívio de tensão nas juntas soldadas de nºs 1, 3, 5, 7, 9 e 11, iniciando a 37°C e elevando a temperatura até 580°C a uma taxa aproximada de 6°C/min, permanecendo neste patamar por 2 horas. Em seguida foi desligado o forno e aberta a sua porta para o resfriamento até a temperatura ambiente.

Foi feito o cálculo do aporte de calor utilizado durante a realização das soldagens, utilizando a Eq. (21), para se ter a ordem de grandeza e noção de quanto de energia foi necessário para produzir a solda, empregando-se as mesmas condições utilizadas na soldagem de campo.

$$H = \frac{E_v I}{v \cdot 1000} \quad (21)$$

onde: H = aporte de calor em quilojoules por mm

E_v = tensão em volts

I = corrente em ampéres

v = velocidade de soldagem em mm/s

As soldas foram confeccionadas com o equipamento Idealarc DC-1000 da Lincoln Electric. Foram utilizados os seguintes parâmetros de soldagem:

Faixa de corrente: 480 a 550 A

Faixa de tensão: 28 a 32 V

Inicialmente foi dado um passe de solda do lado do chanfro de 12 mm de

profundidade e em seguida foi feito o enchimento do lado do chanfro de 22,5 mm, com cinco passes de enchimento e dois de acabamento, quando se utilizou o eletrodo sólido e, quatro passes de enchimento e dois de acabamento, quando se utilizou o eletrodo tubular. Em seguida mais dois passes de enchimento do lado do chanfro de 12 mm.

7.2 - Macrografias

Para a realização das macrografias foi separado um corpo de prova da região central da chapa soldada (Figura 14), sem tratamento térmico, de cada um dos conjuntos soldados, com uma espessura aproximada de 15 mm.

Figura 14 – Detalhe da região de retirada dos corpos de prova para macro e micrografias.

Em seguida foi feito polimento utilizando a seguinte sequência de lixas: 80, 150, 240, 280, 320, 400 e 600. Antes de realizar o ataque químico, foi realizado polimento com óxido de cromo.

O ataque químico foi feito com reativo para solda preparado na seguinte proporção: 85 mL de etanol 96 GL : 15 mL de ácido nítrico PA (para análise) : 5 mL

de água.

7.3 - Micrografias

Para a realização das micrografias foi separado um corpo de prova da região central da chapa soldada (Figura 14), com e sem tratamento térmico, de cada um dos conjuntos soldados, com uma espessura aproximada de 10 mm.

Foram realizados cortes com o intuito de separar os cordões de solda tanto do lado do chanfro de 22,5 mm de profundidade quanto do chanfro de 12 mm (Figura 15). Foi realizada a preparação metalográfica do metal de solda da região de 22,5 mm, utilizando a seguinte seqüência de lixas: 80, 150, 240, 280, 320, 400 e 600.

Figura 15 – Detalhe do corte das regiões soldadas para realização das micrografias.

Após o lixamento foi realizado polimento com óxido de cromo. Em seguida foi feito polimento com pasta de diamante utilizando a seguinte seqüência: 6 μm a 600 rpm por 3 min e 3 μm , 1 μm e 0,25 μm a 300 rpm por 1,5 min em cada etapa.

Depois do polimento foi feito o ataque com Nital 2% e fotografadas em 10 regiões diferentes, no último cordão de solda, de cada um dos tipos de metal de

solda, com aumento de 500 vezes para a quantificação de fases em conformidade com o IIW (1988), ou seja, foram identificados 121 pontos em cada micrografia, perfazendo um total de 1210 pontos por tipo de metal de solda, e fotografadas no último cordão de solda com aumento de 100 vezes para documentação.

7.4 – Análise Química

Foram realizadas análises químicas do metal de base e dos metais de solda utilizando os seguintes métodos: determinação de nitrogênio e oxigênio pelo sistema a vácuo; carbono e enxofre por queima da amostra; e silício, manganês, fósforo, cromo, níquel, molibdênio, nióbio, titânio, cobalto, cobre, tungstênio, vanádio e alumínio, por espectroscopia de plasma.

7.5 - Ensaio Charpy

Para a realização dos ensaios Charpy foi utilizado um pêndulo instrumentado de 300 Joules, de procedência Instron Wolpert PW30, acoplado a um sistema de microcomputador, com softwares Instron e National para aquisição e tratamento de dados, com velocidade de impacto de 5,52 m/s (Figura 16).

O sistema computadorizado de ensaio Charpy fornece dados diretamente, sendo os principais os diagramas de força-tempo, força-deslocamento, energia de impacto-deslocamento e energia de impacto-tempo, além dos índices de força e deslocamento no escoamento global, na carga máxima, na iniciação da propagação

instável da trinca e no seu respectivo freamento.

Figura 16 – Equipamento utilizado para o ensaio Charpy instrumentado (Milan et. al., 2004).

O sistema fornece, diretamente, como principais parâmetros as tenacidades ao impacto K_{Id} , J_{Id} , respectivamente na iniciação de clivagem e de rasgamento dúctil, e J_m , na carga máxima.

Os parâmetros fornecidos pela máquina são baseados na mecânica da fratura linear-elástica (MFLE).

Para o cálculo da tenacidade (J_{Id} e K_{Id}) utilizando o método da variação da taxa da flexibilidade elástica e para o alisamento da curva utilizando o método da média móvel proposto por Kobayashi (1984a), foi utilizado um programa computacional desenvolvido pelo Eng. Alessandro Roger Rodrigues.

Para o cálculo da tenacidade (J_{Id} e K_{Id}) utilizando o método da energia da carga máxima e o método da energia da carga máxima corrigida, foi realizada uma análise dos gráficos força-deslocamento fornecidos pela máquina (Figura 52 e Figura 53 do Apêndice), e foi constatado que devido as oscilações das curvas o software da máquina, em alguns ensaios, determina a força máxima antes do ponto

máximo na curva alisada. Assim, nos ensaios onde o programa determinou a força máxima na região de pico máximo da curva alisada, foi utilizado o valor da energia na carga máxima calculada pelo programa da máquina. Nos demais, foi realizada uma análise da curva e determinado o ponto de força máxima, sendo calculada a energia na carga máxima utilizando o programa Origin.

Os corpos de prova foram confeccionados de acordo com a Figura 17, observando-se as medidas constantes na norma E23 da ASTM. Foi feita uma pré-trinca por fadiga da ordem de 1 mm, conforme sugerido na norma, ou seja, a pré-trinca teria que ficar entre 1 e 3 mm, obtendo-se, assim, uma razão a/W entre 0,3 e 0,5, onde a é a profundidade do entalhe (2 mm) mais o comprimento da trinca e W é a altura do corpo de prova (10 mm). Nos corpos de prova soldados, o entalhe foi localizado na linha de centro do metal de solda (Figura 18).

Figura 17 — Detalhes dos corpos de prova conforme norma E23.

Figura 18 – Detalhe do corpo de prova para ensaio Charpy da região da solda.

As trincas por fadiga foram nucleadas e propagadas com comprimento aproximado de 1 mm (Figura 19), em uma máquina MTS (Figura 20), utilizando razão de carga da ordem de 0,1, com fator de intensidade de tensão K da ordem de $10,6 \text{ MPa.m}^{1/2}$ para o metal base e para as juntas soldadas com eletrodo sólido (com e sem alívio de tensão) e $17,5 \text{ MPa.m}^{1/2}$ para as juntas soldadas com eletrodo tubular (com e sem alívio de tensão).

Figura 19 –Detalhe da trinca por fadiga no corpo de prova Charpy.

Foram retirados corpos de prova da região do metal de solda e do metal de base, sendo feitos entalhes e pré-trincas por fadiga em cada uma destas regiões, estudando, assim, a tenacidade à fratura dinâmica de cada uma destas regiões.

Tendo em vista que o ensaio Charpy convencional em corpos de prova somente entalhado é mais comum, foram realizados ensaios neste tipo de corpo de prova a fim de se fazer um comparativo com os resultados encontrados nos ensaios feitos nos corpos de prova pré-trincados.

Levando em consideração a temperatura de operação de caldeiras e a temperatura ambiente, e para melhor visualizar a temperatura de transição na região dúctil-frágil, os ensaios Charpy foram realizados nas temperaturas ambiente, 200, 400 e 600°C. A temperatura máxima de 600°C foi limitada pelas condições de utilização do equipamento de ensaio.

A temperatura do forno foi aferida com a utilização de um termopar

acoplado a um milivoltímetro.

Conforme a norma E23, foram ensaiados três corpos de prova para cada conjunto de material em sua respectiva temperatura.

Figura 20 – Equipamento utilizado para confecção da trinca por fadiga.

7.6 - Ensaio de Dureza

Os resultados de dureza foram obtidos empregando o procedimento de impressão Vickers, com carga de 10 kgf, baseado na norma ASTM E92.

Foram realizadas seis impressões em forma de cruz (Figura 21), no metal de solda do lado do chanfro de 22,5 mm, sendo guardada uma distância mínima de

três vezes o tamanho da diagonal da impressão anterior, calculando-se a média das seis medidas. As medidas foram executadas de modo a ter uma média de todo o metal de solda depositado. O mesmo procedimento foi utilizado no metal de base.

Figura 21 – Distribuição das impressões das medidas de dureza no metal de solda (considerando todos os cordões de solda).

7.7 - Ensaio de Tração

Para a realização dos ensaios de tração foi utilizada uma máquina EMIC com controle por microcomputador. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente e empregada uma velocidade de 2 mm/min no tracionamento do corpo de prova. Os ensaios e a confecção dos corpos de prova foram realizados tendo como base a norma BS 709:1983.

Foram ensaiados três corpos de prova do metal de base e três corpos de prova da região central do metal de solda, de cada tipo de metal de solda, com e sem alívio de tensão. A Figura 22 mostra as dimensões e o posicionamento do corpo de prova em relação à solda. Com os resultados obtidos foram calculados os limites de escoamento (σ_e) e de resistência (σ_R), módulo de elasticidade (E) e alongamento.

Para a determinação dos módulos de elasticidade nas temperaturas de 200, 400 e 600°C, propõem-se uma analogia com a Eq. 8 da norma ASTM E 636,

pois os valores dos módulos de elasticidade à temperatura ambiente se aproximam, como segue (Eq. 21):

$$E_t = E_{tamb} - 57,1.T \quad (21)$$

onde: E_t é o valor do módulo de elasticidade na temperatura desejada (MPa),

E_{tamb} é o valor do módulo de elasticidade na temperatura ambiente (MPa),

T valor da temperatura desejada ($^{\circ}\text{C}$).

Figura 22 – Detalhes do corpo de prova para o ensaio de tração.

7.8 - Fratografias

Foram realizadas fratógrafias, no microscópio eletrônico de varredura (MEV), no centro das regiões fraturadas com ampliação de 1000x, a fim de se

verificar o aspecto da superfície fraturada e poder fazer a devida correlação com os tipos de fratura.

Foram feitas 24 (vinte e quatro) fotografias nos corpos de prova pré-trincados, uma em cada conjunto de metal de solda, com e sem alívio de tensão, sendo 6 (seis) corpos de prova em cada temperatura ensaiada.

8 – Resultados

Com exceção dos parâmetros de soldagem, para os demais itens de resultados foram utilizadas as seguintes convenções:

Corpo de prova Sol-F6A4 = metal de solda confeccionado com eletrodo sólido e fluxo AWS F6A4 sem alívio de tensão, Sol-F6A4-A = com alívio de tensão; Tub-F6A4 = metal de solda confeccionado com eletrodo tubular e fluxo AWS F6A4 sem alívio de tensão, Tub-F6A4-A = com alívio de tensão; Tub-F7A8 = metal de solda confeccionado com eletrodo tubular e fluxo AWS F7A8 sem alívio de tensão, Tub-F7A8-A = com alívio de tensão e M. Base = metal base.

8.1 – Parâmetros de soldagem

Na Tabela 1 são mostrados os valores médios de corrente (I), tensão (E_v), velocidade de soldagem (v), aporte de calor (H) e velocidade de alimentação do arame ($Vel. A.$) utilizados na soldagem dos cordões de solda das juntas soldadas do lado do chanfro com altura de 22,5 mm, e na Tabela 2 são mostrados os valores médios utilizados na soldagem dos cordões de solda do lado do chanfro com altura de 12 mm.

Quando se utilizou eletrodo sólido foram dados 5(cinco) passes de solda

de enchimento e 2(dois) de acabamento do lado do chanfro maior e 3(três) passes do lado do chanfro menor. Já na utilização do eletrodo tubular, foram 4(quatro) passes de solda de enchimento e 2(dois) de acabamento do lado do chanfro maior e 3(três) passes do lado do chanfro menor.

Tabela 1 – Valores médios utilizados na soldagem lado do chanfro de 22,5 mm.

Junta soldada nº	I [A]	E_V [V]	v [mm/s]	H [kJ/mm]	$Vel. A.$ [mm/s]
1	509	29,9	5,9	2,6	16
2	495	30,1	5,8	2,6	16
3	523	30,0	5,0	3,2	18
4	521	30,0	5,3	3,0	18
5	499	30,0	6,3	2,4	26
6	516	30,0	5,3	2,9	26
7	507	30,0	5,4	2,8	26
8	501	30,0	5,4	2,8	26
9	490	30,2	5,7	2,6	26
10	495	30,2	5,6	2,7	27
11	510	30,3	5,6	2,7	28
12	508	30,3	5,4	2,8	28

Onde: juntas soldadas de n^{os} 1 a 4 = eletrodo sólido com fluxo AWS F6A4; juntas soldadas de n^{os} 5 a 8 = eletrodo tubular com fluxo AWS F6A4; juntas soldadas de n^{os} 9 a 12 = eletrodo tubular com fluxo AWS F7A8.

Tabela 2 – Valores médios utilizados na soldagem lado do chanfro de 12 mm.

Chapa soldada nº	I [A]	E_V [V]	v [mm/s]	H [kJ/mm]	$Vel. A.$ [mm/s]
1	505	30,1	6,2	2,4	16
2	485	30,1	6,2	2,4	16
3	525	30,0	7,1	2,2	17
4	532	30,0	8,0	2,0	18
5	511	30,0	7,5	2,0	26
6	500	29,9	7,4	2,0	26
7	483	30,1	7,4	2,0	26
8	506	30,1	7,3	2,1	26
9	502	30,2	8,1	1,9	26
10	504	30,3	8,0	1,9	26
11	503	30,3	7,4	2,1	28
12	489	30,3	7,4	2,0	28

Onde: juntas soldadas de n^{os} 1 a 4 = eletrodo sólido com fluxo AWS F6A4; juntas soldadas de n^{os} 5 a 8 = eletrodo tubular com fluxo AWS F6A4; juntas soldadas de n^{os} 9 a 12 = eletrodo tubular com fluxo AWS F7A8.

8.2 – Macrografias

As Figuras 23 a 25 mostram as macrografias 1, 2 e 3, com ampliação de 1,6 vezes, visualizando as soldas realizadas com eletrodo sólido e fluxo AWS F6A4, eletrodo tubular e fluxo AWS F6A4 e eletrodo tubular com fluxo AWS F7A8, respectivamente.

Figura 23 – Macrografia da solda confeccionada com eletrodo sólido e fluxo AWS F6A4.

Figura 24 – Macrografia da solda confeccionada com eletrodo tubular e fluxo AWS F6A4.

Figura 25 – Macrografia da solda confeccionada com eletrodo tubular e fluxo AWS F7A8.

8.3 – Micrografias

As micrografias das Figuras 26 a 31 mostram, com aumento de 100 vezes, os metais de solda utilizando eletrodo sólido com fluxo AWS F6A4, sem e com alívio de tensão, eletrodo tubular com fluxo AWS F6A4, sem e com alívio de tensão e eletrodo tubular com fluxo AWS F7A8, sem e com alívio de tensão, respectivamente.

Figura 26 – Micrografia do cordão de solda utilizando eletrodo sólido com fluxo AWS F6A4, sem alívio de tensão. Atacado com Nital 2%.

Figura 27 – Micrografia do cordão de solda utilizando eletrodo sólido com fluxo AWS F6A4, com alívio de tensão. Atacado com Nital 2%.

Figura 28 – Micrografia do cordão de solda utilizando eletrodo tubular com fluxo AWS F6A4, sem alívio de tensão. Atacado com Nital 2%.

Figura 29 – Micrografia do cordão de solda utilizando eletrodo tubular com fluxo AWS F6A4, com alívio de tensão. Atacado com Nital 2%.

Figura 30 – Micrografia do cordão de solda utilizando eletrodo tubular com fluxo AWS F7A8, sem alívio de tensão. Atacado com Nital 2%.

Figura 31 – Micrografia do cordão de solda utilizando eletrodo tubular com fluxo AWS F7A8, com alívio de tensão. Atacado com Nital 2%.

Na Tabela 3 são mostrados os resultados percentuais dos microconstituintes dos metais de solda, adotando o procedimento recomendado pelo IIW (1988) para a contagem de fases.

Foi realizada a contagem de fase apenas dos metais de solda sem alívio de tensão, em função de não haver variação microestrutural acentuada de um caso para outro conforme análise visual das micrografias (Figuras 26 a 31).

Tabela 3 – Quantificação dos microconstituintes dos metais de solda.

Corpo de Prova	FA [%]	FP(I) [%]	FP(G) [%]	FS(NA) [%]	FS(A) [%]
Sol-F6A4	54	12	26	4	4
Tub-F6A4	89	3	7	1	0
Tub-F7A8	84	3	13	0	0

onde: FA = ferrita acicular; FP(I) = ferrita poligonal intragranular; FP(G) = ferrita poligonal de contorno de grão; FS(NA) = ferrita de segunda fase não alinhada; FS(A) = ferrita de segunda fase alinhada.

Observa-se um grande aumento no percentual de ferrita acicular no metal de solda utilizando eletrodo tubular em relação ao com eletrodo sólido. Observa-se, também, uma diminuição da ferrita poligonal e da ferrita de segunda fase.

8.4 – Análise química

Os resultados das análises químicas dos metais de solda e do metal base são mostrados na Tabela 4. No Apêndice é mostrado o certificado das análises químicas.

Observa-se que os valores do carbono nos metais de solda são aproximadamente a metade daquele do metal de base. O titânio foi detectado apenas nos metais de solda, mas com valor muito menor no eletrodo sólido.

Quando se utilizou eletrodo tubular, verificou-se que ocorreu um aumento nos percentuais de carbono, silício, molibdênio e titânio, quando comparado com o eletrodo sólido. Já o fósforo, enxofre, cromo, níquel, cobre, oxigênio e nitrogênio, diminuíram quando da utilização do eletrodo tubular em relação ao sólido. O

percentual de alumínio foi constante nos três metais de solda.

Tabela 4 – Análise química do metal de base e dos metais de solda.

Corpo Prova	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
Sol-F6A4	0,071	0,63	1,80	0,026	0,014	0,04	0,07	,015
Tub-F6A4	0,092	0,84	2,25	0,021	0,009	0,02	0,06	0,19
Tub-F7A8	0,085	0,84	1,60	0,020	0,007	0,02	0,06	0,18
M. Base	0,17	0,23	1,16	0,019	0,007	0,02	0,06	0,009

Corpo Prova	Nb	Ti	Co	Cu	W	V	Al	O	N
Sol-F6A4	0,008	0,01	0,02	0,08	0,04	0,006	0,01	0,063	0,011
Tub-F6A4	0,008	0,04	0,02	0,03	0,04	0,006	0,01	0,035	0,007
Tub-F7A8	0,007	0,06	0,01	0,02	0,03	0,003	0,01	0,021	0,005
M. Base	0,004	-	0,01	0,01	0,03	0,001	0,03	0,002	0,004

Na mudança do eletrodo sólido para tubular, mantendo o mesmo fluxo, verifica-se que não ocorreu alteração no percentual do nióbio, cobalto, tungstênio e vanádio. Com a troca do fluxo, o percentual destes elementos químicos diminuiu.

Com relação ao manganês, quando houve a troca do eletrodo sólido pelo tubular, ocorreu um aumento no seu percentual. Mas quando da mudança do fluxo, verificou-se uma queda neste percentual para nível abaixo do encontrado nos metais de solda utilizando o fluxo AWS F6A4.

8.5 – Ensaio de dureza

Na Tabela 5 são mostrados os resultados da média das medidas obtidas nos ensaios de dureza dos metais de solda com e sem alívio de tensão e do metal de base.

A média das medidas de dureza dos metais de solda foi maior do que a do metal de base. Nota-se que nos metais de solda, com ou sem alívio de tensão, a diferença de dureza, para mais ou menos, é pouco significativa.

Tabela 5 – Resultados dos ensaios de dureza dos metais de solda com e sem alívio de tensão e do metal de base.

Corpo de Prova	Dureza HV10
Sol-F6A4	162
Sol-F6A4-A	154
Tub-F6A4	238
Tub-F6A4-A	225
Tub-F7A8	191
Tub-F7A8-A	195
M. Base	144

8.6 – Ensaio de tração

Na Tabela 6 são mostrados os valores dos módulos de elasticidade calculados a partir dos ensaios de tração e dos limites de resistência e escoamento e alongamento, de uma média de três corpos de prova ensaiados, por tipo de material.

Tabela 6 – Módulos de elasticidade calculados a partir do ensaio de tração e limites de resistência e de escoamento e alongamentos.

Corpo de Prova	E [GPa]	σ_R [MPa]	σ_e [MPa]	ε %
Sol-F6A4	221	450	293	38
Sol-F6A4-A	203	452	287	39
Tub-F6A4	194	638	435	30
Tub-F6A4-A	200	581	477	22
Tub-F7A8	168	623	441	28
Tub-F7A8-A	180	515	412	36
M. Base	215	434	243	46

Onde: E = módulo de elasticidade; σ_R = limite de resistência; σ_e = limite de escoamento; ε = alongamento; calculados a partir do ensaio de tração.

Observa-se que o módulo de elasticidade do metal de solda do corpo de prova Sol-F6A4 foi maior do que o do metal de base. O mesmo metal de solda, após o alívio de tensão (corpo de prova Sol-F6A4-A), teve uma queda mínima em relação ao metal de base.

O módulo de elasticidade do corpo de prova Tub-F6A4 foi menor do que o do metal de base e o do Tub-F6A4-A. Comparando o corpo de prova Tub-F6A4 (sem alívio de tensão) com o corpo de prova Tub-F6A4-A (com alívio de tensão), observa-se que houve um aumento no módulo de elasticidade com o alívio de tensão.

Com relação aos corpos de prova Tub-F7A8 e Tub-F7A8-A, ocorreu redução no módulo de elasticidade dos mesmos em relação ao M. Base. Houve um aumento no módulo de elasticidade do corpo de prova Tub-F7A8-A (com alívio de tensão) em relação ao Tub-F7A8 (sem alívio de tensão).

Os valores tanto do limite de resistência como do de escoamento dos metais de solda foram maiores do que os do metal de base. O limite de resistência do metal de solda Sol-F6A4-A (com alívio de tensão) foi maior do que o do Sol-F6A4 (sem alívio de tensão). Já os do Tub-F6A4-A e Tub-F7A8-A (com alívio) foram menores do que os Tub-F6A4 e Tub-F7A8 (sem alívio).

Quanto ao limite de escoamento, todos os metais de solda forneceram valores maiores do que o do corpo de prova M. Base. O limite de escoamento do corpo de prova Sol-F6A4-A e Tub-F7A8-A (com alívio) foram um pouco menores que os limites de escoamento do Sol-F6A4 e Tub-F7A8 (sem alívio). Já o corpo de prova Tub-F6A4-A (com alívio de tensão), mostrou um limite de escoamento maior do que o Tub-F6A4 (sem alívio de tensão).

Todos os valores médios do alongamento dos metais de solda foram menores do que o do metal base. Quando se utilizou eletrodo sólido com fluxo F6A4 e eletrodo tubular com fluxo F7A8, o alongamento do metal de solda que sofreu alívio de tensão mostrou valores maiores do que os que não sofreram o tratamento térmico, mas quando se utilizou eletrodo tubular com fluxo F6A4 ocorreu uma diminuição.

A Tabela 7 mostra os valores dos módulos de elasticidade nas

temperaturas de 25°C, 200°C, 400°C e 600°C, sendo que a 25°C foram calculados a partir do ensaio de tração (Tabela 6). Para as demais temperaturas foi utilizada a Eq. 21.

Tabela 7 - Módulos de elasticidade, em GPa, calculados nas temperaturas de trabalho.

Material	25°C	200°C	400°C	600°C
Sol-F6A4	221	210	198	187
Sol-F6A4-A	203	192	180	169
Tub-F6A4	194	182	171	159
Tub-F6A4-A	200	188	177	165
Tub-F7A8	168	156	145	133
Tub-F7A8-A	180	169	157	146
M. Base	215	204	192	181

8.7 – Ensaio Charpy

8.7.1 - Energia total absorvida

Na Tabela 8 são mostrados os valores da energia média total absorvida nos ensaios Charpy realizados em corpos de prova sem trinca por fadiga, apenas entalhados (média de três corpos de prova).

Observa-se que para o corpo de prova Sol-F6A4-A, nas temperaturas de 200°C e 400°C, os níveis de energia absorvida estão bem próximos do limite do equipamento.

Para os metais de solda Sol-F6A4, Sol-F6A4-A, Tub-F6A4 e Tub-F6A4-A, observa-se que ocorreu um aumento na energia absorvida da temperatura de 25°C para a de 200°C, e da de 200°C para a de 400°C. Já para os metais de solda Tub-F7A8 e Tub-F7A8-A e para o metal de base, verifica-se um aumento na energia da

temperatura de 25°C para a de 200°C, e uma diminuição da de 200°C para a de 400°C. Para todas as situações, verifica-se uma queda acentuada na energia da temperatura de 400°C para a de 600°C.

Tabela 8 – Energia média total absorvida nos ensaios Charpy realizados em corpos de prova apenas entalhados.

Corpo de Prova	25°C	200°C	400°C	600°C
	Energia Absorvida [J]	Energia Absorvida [J]	Energia Absorvida [J]	Energia Absorvida [J]
Sol-F6A4	126	295	> 300	79
Sol-F6A4-A	119	221	256	85
Tub-F6A4	68	121	132	81
Tub-F6A4-A	99	140	145	84
Tub-F7A8	81	153	142	78
Tub-F7A8-A	121	171	132	84
M. Base	114	153	129	69

Na Tabela 9 são mostrados os valores da energia média total absorvida nos ensaios Charpy realizados em corpos de prova entalhados e com trinca por fadiga (média de três corpos de prova).

Tabela 9 – Energia média total absorvida nos ensaios Charpy realizados em corpos de prova entalhados e pré-trincados.

Corpo de Prova	25°C	200°C	400°C	600°C
	Energia Absorvida [J]	Energia Absorvida [J]	Energia Absorvida [J]	Energia Absorvida [J]
Sol-F6A4	34	98	92	45
Sol-F6A4-A	35	101	97	49
Tub-F6A4	25	67	79	48
Tub-F6A4-A	39	78	86	56
Tub-F7A8	46	106	88	45
Tub-F7A8-A	59	120	99	47
M. Base	33	87	82	37

Para todas as situações, observa-se um aumento no valor da energia absorvida da temperatura de 25°C para a de 200°C. Com exceção dos metais de solda Tub-F6A4 e Tub-F6A4-A, a energia diminuiu da temperatura de 200°C para a de 400°C. E, verifica-se uma queda acentuada, em todas as situações, da

temperatura de 400°C para a de 600°C, sendo que, com exceção dos metais de solda Tub-F7A8 e Tub-F7A8-A, todas as energias ficaram acima das de 25°C.

8.7.2 - Charpy instrumentado - corpo de prova pré-trincado

Na Tabela 10 são mostrados os valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto J_{Id} , em kJ/m², dos ensaios Charpy instrumentado, utilizando o método da variação da taxa da flexibilidade elástica (média de três corpos de prova).

Tabela 10 - Valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto J_{Id} , em kJ/m², utilizando o método da variação da taxa da flexibilidade elástica.

Corpo de Prova	25°C	200°C	400°C	600°C
	J_{Id}	J_{Id}	J_{Id}	J_{Id}
Sol-F6A4	80	58	49	46
Sol-F6A4-A	45	61	44	45
Tub-F6A4	41	67	61	57
Tub-F6A4-A	42	68	58	58
Tub-F7A8	64	58	57	52
Tub-F7A8-A	78	64	57	53
M. Base	60	59	47	40

Observa-se que para o metal de solda Sol-F6A4, Tub-F7A8 e Tub-F7A8-A e para o metal de base, ocorre uma queda nos valores de J_{Id} da temperatura ambiente (25°C) até a temperatura de 600°C.

Para o metal de solda Sol-F6A4-A, verifica-se um aumento de J_{Id} da temperatura ambiente para 200°C, ocorrendo uma queda para a temperatura de 400°C e depois se mantendo praticamente inalterado para a temperatura de 600°C.

Para os metais de solda Tub-F6A4-A e Tub-F6A4, observa-se um aumento dos valores de J_{Id} na temperatura de 200°C em relação à temperatura ambiente,

depois ocorrendo uma queda, ou manutenção do valor, até a temperatura de 600°C.

Com exceção dos metais de solda Tub-F6A4 e Tub-F6A4-A, todos os demais valores de J_{Id} a 600°C ficaram abaixo dos valores encontrados à temperatura ambiente.

Na Tabela 11 são mostrados os valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto K_{Jd} , em MPa.m^{1/2}, dos ensaios Charpy instrumentado, utilizando o método da variação da taxa da flexibilidade elástica, calculados a partir de J_{Id} .

Tabela 11 - Valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto K_{Jd} , em MPa.m^{1/2}, derivado de J_{Id} , utilizando o método da variação da taxa da flexibilidade elástica.

Corpo de Prova	25°C	200°C	400°C	600°C
	K_{Jd}	K_{Jd}	K_{Jd}	K_{Jd}
Sol-F6A4	124	110	99	92
Sol-F6A4-A	96	108	89	87
Tub-F6A4	87	110	102	95
Tub-F6A4-A	91	113	101	98
Tub-F7A8	102	95	91	83
Tub-F7A8-A	118	104	95	88
M. Base	112	110	95	85

Como os valores de K_{Jd} são derivados de J_{Id} , observa-se que o comportamento destes valores segue a mesma tendência de J_{Id} . Para os metais de solda Sol-F6A4, Tub-F7A8 e Tub-F7A8-A e para o metal de base, ocorre uma queda nos valores de K_{Jd} da temperatura ambiente (25°C) até a temperatura de 600°C.

Para o metal de solda Sol-F6A4-A, verifica-se um aumento de K_{Jd} da temperatura ambiente para 200°C, ocorrendo uma queda para a temperatura de 400°C e depois se mantendo praticamente inalterado para a temperatura de 600°C.

Para o metal de solda Tub-F6A4 e Tub-F6A4-A, observa-se um aumento do valor de K_{Jd} na temperatura de 200°C em relação à temperatura ambiente,

depois ocorrendo uma queda até a temperatura de 600°C.

Com exceção dos metais de solda Tub-F6A4 e Tub-F6A4-A, todos os demais valores de K_{Jd} a 600°C ficaram abaixo dos valores encontrados à temperatura ambiente.

Na Tabela 12 são mostrados os valores calculados para validar J_{Id} e K_{Jd} , determinados pelo método da variação da taxa da flexibilidade elástica, utilizando as Eqs. 10 e 11.

Tabela 12 - Validação de J_{Id} e de K_{Jd} calculados pelo método da variação da taxa da flexibilidade elástica.

Corpo de Prova	B	W	25°C			200°C			400°C			600°C		
			a	Valid J_{Id}	Valid K_{Jd}	a	Valid J_{Id}	Valid K_{Jd}	a	Valid J_{Id}	Valid K_{Jd}	a	Valid J_{Id}	Valid K_{Jd}
Sol-F6A4	10	10	3,53	3	90	3,42	2	61	3,45	2	51	3,42	2	55
Sol-F6A4-A	10	10	3,50	2	47	3,38	2	69	3,71	2	37	3,50	2	46
Tub-F6A4	10	10	3,70	1	28	3,19	2	49	3,29	2	39	3,32	2	42
Tub-F6A4-A	10	10	3,59	1	27	3,41	2	47	3,66	2	33	3,32	2	42
Tub-F7A8	10	10	3,65	2	36	3,55	2	34	3,39	2	34	3,45	2	40
Tub-F7A8-A	10	10	3,59	2	54	3,42	2	37	3,66	2	33	3,64	2	39
M. Base	10	10	3,58	2	67	3,33	2	82	3,41	2	59	3,47	2	51

com: B , W , a , Valid J_{Id} e Valid K_{Jd} em mm

Observa-se que os valores calculados para validar J_{Id} são menores que B , W e a , validando, portanto, estes valores. Já os valores calculados para K_{Jd} são maiores, não podendo ser validados de acordo com a norma.

Na Tabela 13 são mostrados os valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto J_{Id} , em kJ/m², dos ensaios Charpy instrumentado, utilizando o método da energia da carga máxima revisada (média de três corpos de prova).

Por este método observa-se que para os metais de solda Sol-F6A4, Sol-F6A4-A, Tub-F6A4 e Tub-F6A4-A e para o metal de base, os valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto, J_{Id} , crescem até a temperatura de 400°C, sofrendo uma redução na temperatura de 600°C. Já para os metais de

solda Tub-F7A8 e Tub-F7A8-A, os valores de J_{Id} aumentam até a temperatura de 200°C, sofrendo uma redução para as demais temperaturas.

Tabela 13 - Valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto J_{Id} , em kJ/m², dos ensaios Charpy instrumentado, utilizando o método da energia da carga máxima revisada.

Corpo de Prova	25°C	200°C	400°C	600°C
	J_{Id}	J_{Id}	J_{Id}	J_{Id}
Sol-F6A4	93	772	849	349
Sol-F6A4-A	94	769	797	408
Tub-F6A4	91	430	502	345
Tub-F6A4-A	121	610	664	409
Tub-F7A8	316	808	663	310
Tub-F7A8-A	436	892	788	324
M. Base	92	670	675	311

Na Tabela 14 são mostrados os valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto K_{Jd} , em MPa.m^{1/2}, dos ensaios Charpy instrumentado, utilizando o método da energia da carga máxima revisada, calculados a partir de J_{Id} (média de três corpos de prova).

Tabela 14 - Valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto K_{Jd} , em MPa.m^{1/2}, dos ensaios Charpy instrumentado, utilizando o método da energia da carga máxima revisada, calculados a partir de J_{Id} .

Corpo de Prova	25°C	200°C	400°C	600°C
	K_{Jd}	K_{Jd}	K_{Jd}	K_{Jd}
Sol-F6A4	152	425	435	267
Sol-F6A4-A	146	404	402	278
Tub-F6A4	140	295	321	248
Tub-F6A4-A	163	359	362	275
Tub-F7A8	243	376	328	215
Tub-F7A8-A	296	410	373	229
M. Base	149	389	381	251

Observa-se que os valores de K_{Jd} , para os metais de solda Sol-F6A4, Tub-F6A4 e Tub-F6A4-A, crescem da temperatura ambiente até 400°C, sofrendo uma queda para a de 600°C. Para os demais metais de solda Sol-F6A4-A, Tub-F7A8 e Tub-F7A8-A e metal de base, os valores crescem da temperatura ambiente para

200°C, sofrendo uma pequena queda para a temperatura de 400°C, e uma queda mais acentuada na temperatura de 600°C.

Na Tabela 15 são mostrados os valores calculados para validar J_{Id} e K_{Jd} , determinados pelo método da energia da carga máxima revisada, utilizando as Eqs. 10 e 11.

Tabela 15 - Valores calculados para a validação de J_{Id} e K_{Jd} determinados pelo método da energia da carga máxima revisada.

Corpo de Prova	B	W	25°C			200°C			400°C			600°C		
			a	Valid J_{Id}	Valid K_{Jd}	a	Valid J_{Id}	Valid K_{Jd}	a	Valid J_{Id}	Valid K_{Jd}	a	Valid J_{Id}	Valid K_{Jd}
Sol-F6A4	10	10	3,53	4	135	3,42	27	908	3,45	31	993	3,42	14	457
Sol-F6A4-A	10	10	3,50	3	108	3,38	30	967	3,71	27	762	3,50	16	470
Tub-F6A4	10	10	3,70	3	72	3,19	14	347	3,29	15	380	3,32	12	289
Tub-F6A4-A	10	10	3,59	3	87	3,41	18	470	3,66	19	425	3,32	14	333
Tub-F7A8	10	10	3,65	9	201	3,55	25	542	3,39	21	440	3,45	12	267
Tub-F7A8-A	10	10	3,59	14	344	3,42	26	573	3,66	24	515	3,64	11	264
M. Base	10	10	3,58	3	118	3,33	27	1019	3,41	27	954	3,47	13	446

com: B , W , a , Valid J_{Id} e Valid K_{Jd} em mm

Observa-se que os valores calculados para a validação de J_{Id} são menores que B , W e a somente para os metais de solda Sol-F6A4-A, Tub-F6A4 e Tub-F6A4-A e para o metal de base, apenas na temperatura ambiente, validando, portanto, estes valores. Já os demais valores, juntamente com os de K_{Jd} , são maiores, invalidando de acordo com a norma.

Na Tabela 16 são mostrados os valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto J_{Id} , em kJ/m², dos ensaios Charpy instrumentado, utilizando o método da energia da carga máxima (média de três corpos de prova).

Observa-se que para os metais de solda Sol-F6A4, Sol-F6A4-A, Tub-F6A4 e Tub-F6A4-A e para o metal de base houve um aumento nos valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto, da temperatura ambiente até a temperatura de 400°C, sofrendo uma redução a partir daí. Os valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto a 600°C foram superiores aos na temperatura ambiente.

Já para os metais de solda Tub-F7A8 e Tub-F7A8-A, observa-se um aumento nos valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto, da temperatura ambiente para a de 200°C, sendo que a partir deste ponto ocorreu uma queda, com os valores à 600°C ficando abaixo daqueles à temperatura ambiente.

Tabela 16 - Valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto J_{Id} , em kJ/m², dos ensaios Charpy instrumentado, utilizando o método da energia da carga máxima.

Corpo de Prova	25°C	200°C	400°C	600°C
	J_{Id}	J_{Id}	J_{Id}	J_{Id}
Sol-F6A4	147	845	926	425
Sol-F6A4-A	154	832	876	486
Tub-F6A4	166	511	630	428
Tub-F6A4-A	204	691	759	497
Tub-F7A8	396	898	751	383
Tub-F7A8-A	511	984	878	403
M. Base	149	728	742	381

Na Tabela 17 são mostrados os valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto K_{Jd} , em MPa.m^{1/2}, dos ensaios Charpy instrumentado, utilizando o método da energia da carga máxima, calculados a partir de J_{Id} (média de três corpos de prova).

Tabela 17 - Valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto K_{Jd} , em MPa.m^{1/2}, dos ensaios Charpy instrumentado, utilizando o método da energia da carga máxima, calculados a partir de J_{Id} .

Corpo de Prova	25°C	200°C	400°C	600°C
	K_{Jd}	K_{Jd}	K_{Jd}	K_{Jd}
Sol-F6A4	191	445	454	296
Sol-F6A4-A	187	420	421	303
Tub-F6A4	190	322	347	276
Tub-F6A4-A	213	382	387	304
Tub-F7A8	272	397	349	239
Tub-F7A8-A	321	431	393	256
M. Base	189	406	400	278

Observa-se, para os metais de solda Sol-F6A4, Sol-F6A4-A, Tub-F6A4 e

Tub-F6A4-A, que os valores de K_{Jd} aumentam da temperatura ambiente até 400°C, sofrendo uma queda na de 600°C. Já para os metais de solda Tub-F7A8 e Tub-F7A8A e para o metal de base, houve um aumento de K_{Jd} , da temperatura ambiente para a de 200°C, ocorrendo uma diminuição a partir deste ponto.

Com exceção dos metais de solda Tub-F7A8 e Tub-F7A8-A, todos os demais materiais mostraram valores de K_{Jd} a 600°C maiores do que na temperatura ambiente.

Na Tabela 18 são mostrados os valores calculados para validar J_{Id} e K_{Jd} , determinados pelo método da energia da carga máxima, utilizando as Eqs. 10 e 11.

Tabela 18 - Valores calculados para a validação de J_{Id} e K_{Jd} determinados pelo método da energia da carga máxima.

Corpo de Prova	B	W	25°C			200°C			400°C			600°C		
			a	Valid J_{Id}	Valid K_{Jd}	a	Valid J_{Id}	Valid K_{Jd}	a	Valid J_{Id}	Valid K_{Jd}	a	Valid J_{Id}	Valid K_{Jd}
Sol-F6A4	10	10	3,53	6	213	3,42	30	996	3,45	34	1082	3,42	17	562
Sol-F6A4-A	10	10	3,50	5	178	3,38	32	1045	3,71	30	835	3,50	19	559
Tub-F6A4	10	10	3,70	5	132	3,19	16	413	3,29	19	445	3,32	15	359
Tub-F6A4-A	10	10	3,59	6	148	3,41	21	532	3,66	22	485	3,32	16	407
Tub-F7A8	10	10	3,65	12	252	3,55	28	604	3,39	24	498	3,45	15	330
Tub-F7A8-A	10	10	3,59	16	405	3,42	29	633	3,66	27	572	3,64	14	329
M. Base	10	10	3,58	5	191	3,33	30	1110	3,41	30	1051	3,47	16	547

com: B , W , a , Valid J_{Id} e Valid K_{Jd} em mm

Observa-se que os valores calculados para a validação de J_{Id} e K_{Jd} são maiores que B , W e a em todas as situações, não validando estes valores, de acordo com a norma.

8.7.3 - Charpy instrumentado - corpo de prova entalhado

Na Tabela 19 são mostrados os valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto J_{Id} , em kJ/m^2 , dos ensaios Charpy instrumentado,

utilizando o método da variação da taxa da flexibilidade elástica.

Tabela 19 - Valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto J_{Id} , em kJ/m^2 , utilizando o método da variação da taxa da flexibilidade elástica.

Corpo de Prova	25°C	200°C	400°C	600°C
	J_{Id}	J_{Id}	J_{Id}	J_{Id}
Sol-F6A4	80	56	---	40
Sol-F6A4-A	82	78	42	50
Tub-F6A4	69	78	58	98
Tub-F6A4-A	80	80	78	53
Tub-F7A8	68	63	54	56
Tub-F7A8-A	86	68	78	65
M. Base	81	54	58	47

Observa-se que os valores de J_{Id} diminuíram da temperatura ambiente para a temperatura de 600°C para o metal de solda Sol-F6A4. Para os metais de solda Sol-F6A4-A e Tub-F7A8, J_{Id} diminui da temperatura de 25°C até a de 400°C, sofrendo um aumento na de 600°C.

Para o metal de solda Tub-F6A4, nota-se um aumento da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto de 25 para 200°C, depois uma diminuição para 400°C e novamente um aumento para 600°C. Já para o metal de solda Tub-F6A4-A, os valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto estão oscilando em valores próximos nas temperaturas de 25, 200 e 400°C, ocorrendo uma redução a 600°C.

Para o metal de solda Tub-F7A8-A e para o metal de base, a tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto diminui da temperatura de 25 para 200°C, aumenta a 400°C e sofre uma nova redução à 600°C.

Na Tabela 20 são mostrados os valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto K_{Jd} , em $\text{MPa.m}^{1/2}$, dos ensaios Charpy instrumentado, utilizando o método da variação da taxa da flexibilidade elástica, calculados a partir de J_{Id} .

Os valores de K_{Jd} sofreram redução sucessiva da temperatura ambiente

até a temperatura de 600°C para os metais de solda Sol-F6A4, Tub-F6A4-A e Tub-F7A8. Para o metal de solda Sol-F6A4-A, o valor de K_{Jd} sofreu redução até a temperatura de 400°C aumentando a partir daí. Já para o metal de solda Tub-F6A4, o valor na tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto sofreu um pequeno aumento na temperatura de 200°C, em relação a de 25°C, sofrendo uma queda na de 400°C, e novamente um aumento na de 600°C.

Tabela 20 - Valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto K_{Jd} , em MPa.m^{1/2}, derivado de J_{Id} , utilizando o método da variação da taxa da flexibilidade elástica.

Corpo de Prova	25°C	200°C	400°C	600°C
	K_{Jd}	K_{Jd}	K_{Jd}	K_{Jd}
Sol-F6A4	133	105	---	86
Sol-F6A4-A	129	122	87	91
Tub-F6A4	115	119	99	125
Tub-F6A4-A	126	123	117	94
Tub-F7A8	107	99	89	86
Tub-F7A8-A	125	107	110	97
M. Base	132	105	104	92

Observa-se, também, uma redução na tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto do metal de solda Tub-F7A8-A na temperatura de 200°C em relação a de 25°C, mantendo o valor em 400°C em relação a de 200°C, e novamente uma queda na de 600°C com relação a de 400°C. Já a tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto K_{Jd} do metal base sofreu uma redução na temperatura de 200°C em relação a ambiente, permanecendo praticamente inalterada na temperatura de 400°C, e novamente sofrendo um redução em 600°C.

Na Tabela 21 são mostrados os valores calculados para validar J_{Id} e K_{Jd} , determinados pelo método da variação da taxa da flexibilidade elástica, utilizando as Eqs. 10 e 11.

Observa-se que na temperatura de 25°C houve a validação dos valores de J_{Id} para os metais de solda Tub-F6A4, Tub-F6A4-A e Tub-F7A8; na temperatura de

200°C validou o Sol-F6A4, Tub-F6A4, Tub-F7A8, Tub-F7A8-A e o valor do de metal de base; em 400°C foram validados os valores dos metais de solda Sol-F6A4-A, Tub-F6A4 e Tub-F7A8 e o do metal de base; e na temperatura de 600°C só não foi validado o valor de J_{Id} para o metal de solda Tub-F6A4. Os demais valores de J_{Id} e de K_{Jd} não foram validados, conforme a norma.

Tabela 21 - Validação de J_{Id} e K_{Jd} calculados pelo método da variação da taxa da flexibilidade elástica.

Corpo de Prova	B	W	25°C			200°C			400°C			600°C		
			a	Valid	Valid	a	Valid	Valid	a	Valid	Valid	a	Valid	Valid
				J_{Id}	K_{Jd}		J_{Id}	K_{Jd}		J_{Id}	K_{Jd}		J_{Id}	K_{Jd}
Sol-F6A4	10	10	2	3	87	2	2	68	2	---	---	2	2	48
Sol-F6A4-A	10	10	2	3	88	2	3	91	2	2	49	2	2	53
Tub-F6A4	10	10	2	2	46	2	2	58	2	2	43	2	3	77
Tub-F6A4-A	10	10	2	2	54	2	3	61	2	3	59	2	2	43
Tub-F7A8	10	10	2	2	45	2	2	45	2	2	37	2	2	42
Tub-F7A8-A	10	10	2	3	58	2	2	49	2	3	59	2	2	53
M. Base	10	10	2	3	93	2	2	76	2	2	77	2	2	55

com: B , W , a , Valid J_{Id} e Valid K_{Jd} em mm

Os materiais que não tiveram o valor de J_{Id} validados foi por estarem acima apenas do valor de a . Isto talvez se deva ao rigor da norma e por ela estar sendo adaptada para o ensaio Charpy instrumentado.

Na Tabela 22 são mostrados os valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto J_{Id} , em kJ/m², dos ensaios Charpy instrumentado, utilizando o método da energia da carga máxima revisada.

Para este método, observa-se que para os metais de solda Sol-F6A4 e Sol-F6A4-A e para o metal de base, ocorreu uma queda sucessiva nos valores de J_{Id} da temperatura ambiente até a temperatura de 600°C. Para os metais de solda Tub-F6A4 e Tub-F7A8 nota-se um aumento até a temperatura de 400°C com uma queda em 600°C. Já para os metais de solda Tub-F6A4-A e Tub-F7A8-A, verifica-se um aumento de J_{Id} na temperatura de 200°C em relação a de 25°C, caindo em 400°C e 600°C.

Tabela 22 – Valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto J_{Id} , em kJ/m^2 , dos ensaios Charpy instrumentado, utilizando o método da energia da carga máxima revisada.

Corpo de Prova	25°C	200°C	400°C	600°C
	J_{Id}	J_{Id}	J_{Id}	J_{Id}
Sol-F6A4	1598	1159	---	765
Sol-F6A4-A	1343	1317	1186	841
Tub-F6A4	859	937	1063	585
Tub-F6A4-A	1161	1186	889	711
Tub-F7A8	968	1063	1101	651
Tub-F7A8-A	1216	1267	1060	569
M. Base	1514	1467	1252	754

Na Tabela 23 são mostrados os valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto K_{Jd} , em $\text{MPa.m}^{1/2}$, dos ensaios Charpy instrumentado, utilizando o método da energia da carga máxima revisada, calculados a partir de J_{Id} .

Tabela 23 - Valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto K_{Jd} , em $\text{MPa.m}^{1/2}$, dos ensaios Charpy instrumentado, utilizando o método da energia da carga máxima revisada, calculados a partir de J_{Id} .

Corpo de Prova	25°C	200°C	400°C	600°C
	K_{Jd}	K_{Jd}	K_{Jd}	K_{Jd}
Sol-F6A4	630	522	---	---
Sol-F6A4-A	552	532	490	490
Tub-F6A4	429	437	451	451
Tub-F6A4-A	510	500	419	419
Tub-F7A8	423	430	421	421
Tub-F7A8-A	495	489	380	380
M. Base	604	578	519	519

Para os valores de K_{Jd} calculados pelo método da energia da carga máxima revisada, observa-se uma redução/manutenção em seus valores da temperatura ambiente até 600°C para os metais de solda Sol-F6A4, Sol-F6A4-A, Tub-F6A4-A e Tub-F7A8-A e metal de base. Para o metal de solda Tub-F6A4, ocorreu um aumento até a temperatura de 400°C com manutenção na de 600°C. Com relação ao metal de solda Tub-F7A8, verifica-se um aumento no valor de K_{Jd} na temperatura de 200°C em relação a de 25°C, com uma diminuição/manutenção

até 600°C.

Na Tabela 24 são mostrados os valores calculados para validar J_{Id} e K_{Jd} , determinados pelo método da energia da carga máxima revisada, utilizando as Eqs. 10 e 11.

Tabela 24 - Valores calculados para a validação de J_{Id} e K_{Jd} determinados pelo método da energia da carga máxima revisada.

Corpo de Prova	B	W	25°C			200°C			400°C			600°C		
			a	Valid J_{Id}	Valid K_{Jd}	a	Valid J_{Id}	Valid K_{Jd}	a	Valid J_{Id}	Valid K_{Jd}	a	Valid J_{Id}	Valid K_{Jd}
Sol-F6A4	10	10	2	56	1952	2	45	1675	2	---	---	2	31	1028
Sol-F6A4-A	10	10	2	49	1605	2	52	1738	2	48	1569	2	33	1011
Tub-F6A4	10	10	2	25	643	2	30	780	2	35	890	2	21	508
Tub-F6A4-A	10	10	2	34	879	2	38	1016	2	29	756	2	25	638
Tub-F7A8	10	10	2	31	715	2	36	842	2	38	832	2	25	554
Tub-F7A8-A	10	10	2	37	916	2	41	1025	2	37	699	2	21	514
M. Base	10	10	2	55	1960	2	61	2339	2	53	1905	2	30	998

com: B , W , a , Valid J_{Id} e Valid K_{Jd} em mm

Observa-se que não ocorreu a validação de nenhum valor de J_{Id} e de K_{Jd} , conforme o estabelecido na norma.

Na Tabela 25 são mostrados os valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto J_{Id} , em kJ/m², dos ensaios Charpy instrumentado, utilizando o método da energia da carga máxima.

Tabela 25 - Valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto J_{Id} , em kJ/m², dos ensaios Charpy instrumentado, utilizando o método da energia da carga máxima.

Corpo de Prova	25°C	200°C	400°C	600°C
	J_{Id}	J_{Id}	J_{Id}	J_{Id}
Sol-F6A4	1683	1414	---	874
Sol-F6A4-A	1426	1417	1282	946
Tub-F6A4	975	1052	1169	760
Tub-F6A4-A	1274	1307	1173	818
Tub-F7A8	1073	1163	1204	763
Tub-F7A8-A	1319	1376	1233	836
M. Base	1595	1546	1376	868

Para este método, observa-se que para os metais de solda Sol-F6A4 e Sol-F6A4-A e para o metal de base, ocorreu uma queda sucessiva nos valores de J_{Id} da temperatura ambiente até a temperatura de 600°C. Para os metais de solda

Tub-F6A4 e Tub-F7A8 nota-se um aumento até a temperatura de 400°C com uma queda em 600°C. Já para os metais de solda Tub-F6A4-A e Tub-F7A8-A, verifica-se um aumento para a temperatura de 200°C em relação a de 25°C, com uma redução sucessiva, a partir daí, até 600°C.

Na Tabela 26 são mostrados os valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto K_{Jd} , em MPa.m^{1/2}, dos ensaios Charpy instrumentado, utilizando o método da energia da carga máxima, calculados a partir de J_{Id} .

Tabela 26 - Valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto K_{Jd} , em MPa.m^{1/2}, dos ensaios Charpy instrumentado, utilizando o método da energia da carga máxima, calculados a partir de J_{Id} .

Corpo de Prova	25°C	200°C	400°C	600°C
	K_{Jd}	K_{Jd}	K_{Jd}	K_{Jd}
Sol-F6A4	646	576	---	427
Sol-F6A4-A	569	552	509	424
Tub-F6A4	458	463	473	368
Tub-F6A4-A	534	525	482	388
Tub-F7A8	446	450	441	338
Tub-F7A8-A	516	510	466	369
M. Base	620	594	545	420

Para os valores de K_{Jd} calculados pelo método da energia da carga máxima, observa-se uma redução sucessiva em seus valores da temperatura ambiente até 600°C para os metais de solda Sol-F6A4, Sol-F6A4-A, Tub-F6A4-A e Tub-F7A8-A e metal de base. Para o metal de solda Tub-F6A4, ocorreu um aumento até a temperatura de 400°C com uma redução na de 600°C. Com relação ao metal de solda Tub-F7A8, verifica-se um aumento no valor de K_{Jd} na temperatura de 200°C em relação a de 25°C, com uma diminuição sucessiva até 600°C.

Na Tabela 27 são mostrados os valores calculados para validar J_{Id} e K_{Jd} , determinados pelo método da energia da carga máxima, utilizando as Eqs. 10 e 11.

Observa-se que não ocorreu a validação de nenhum valor de J_{Id} e de K_{Jd} , conforme o estabelecido na norma.

Tabela 27 - Valores calculados para a validação de J_{Id} e K_{Jd} determinados pelo método da energia da carga máxima.

Corpo de Prova	B	W	25°C			200°C			400°C			600°C		
			a	Valid J_{Id}	Valid K_{Jd}	a	Valid J_{Id}	Valid K_{Jd}	a	Valid J_{Id}	Valid K_{Jd}	a	Valid J_{Id}	Valid K_{Jd}
Sol-F6A4	10	10	2	59	2053	2	55	2040	2	---	---	2	35	1171
Sol-F6A4-A	10	10	2	52	1706	2	56	1871	2	52	1693	2	38	1142
Tub-F6A4	10	10	2	29	733	2	34	875	2	39	979	2	27	672
Tub-F6A4-A	10	10	2	37	964	2	42	1120	2	38	1000	2	29	733
Tub-F7A8	10	10	2	34	795	2	39	922	2	41	913	2	29	650
Tub-F7A8-A	10	10	2	40	996	2	45	1115	2	43	1051	2	31	758
M. Base	10	10	2	58	2065	2	65	2470	2	58	2101	2	35	1151

com: B , W , a , Valid J_{Id} e Valid K_{Jd} em mm

8.7.4 - Fratografias

Nas Figuras 32 a 35 mostram as fratógrafias da região central dos corpos de prova impactados.

Após a análise, observa-se na Figura 32 que nas fratógrafias “a”, “c”, “d” e “e” existe uma característica de fratura mista, com região de clivagem (frágil) e região com formação de vazios (dúctil), que ocorre por meio de uma deformação plástica antes do rompimento. Nas demais fratógrafias desta figura, observa-se fratura com característica dúctil.

Na Figura 33 observa-se fratura com característica mista (frágil e dúctil) nas fratógrafias “e” e “f”. Nas demais são observadas fraturas com característica dúctil. Nas Figuras 34 e 35 observa-se que as fraturas ocorreram com característica dúctil.

Após a análise visual dos corpos de prova e as observações realizadas nas fratógrafias, nota-se que o enfoque mais propício para esta pesquisa é o da mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP), conforme o proposto por Angamuthu et. al. (1999) e Kobayashi (1984a).

Figura 32 - Fratografias dos metais de solda impactados na temperatura ambiente: metal de solda (a) Sol-F6A4, (b) Sol-F6A4-A, (c) Tub-F6A4, (d) Tub-F6A4-A, (e) Tub-F7A8, (f) Tub-F7A8-A.

Figura 33 - Fratografias dos metais de solda impactados a 200°C: metal de solda (a) Sol-F6A4, (b) Sol-F6A4-A, (c) Tub-F6A4, (d) Tub-F6A4-A, (e) Tub-F7A8, (f) Tub-F7A8-A.

Figura 34 - Fratografias dos metais de solda impactados a 400°C: metal de solda (a) Sol-F6A4, (b) Sol-F6A4-A, (c) Tub-F6A4, (d) Tub-F6A4-A, (e) Tub-F7A8, (f) Tub-F7A8-A.

Figura 35 - Fratografias dos metais de solda impactados a 600°C: metal de solda (a) Sol-F6A4, (b) Sol-F6A4-A, (c) Tub-F6A4, (d) Tub-F6A4-A, (e) Tub-F7A8, (f) Tub-F7A8-A.

9 – Discussões

9.1 – Parâmetros de soldagem e macrografias

Verificando os dados das Tabelas 1 e 2, observa-se que quando se utilizou o arame tubular houve, comparativamente, um acréscimo considerável na velocidade de alimentação do eletrodo, já esperado devido ao efeito Joule ser maior. Isto ocorre porque a densidade de corrente no eletrodo tubular é maior do que no sólido, pois para a mesma corrente, a área metálica, por onde passa a corrente é menor, gerando, assim, uma maior taxa de fusão.

As oscilações encontradas nos valores do aporte de calor podem ser atribuídas a diversos fatores, tais como: estabilidade do arco, transferência metálica e variações de tensão e corrente na rede elétrica percebidas durante a soldagem, pois as soldas foram realizadas em uma oficina de fábrica sem nenhum cuidado adicional àquele usado no dia a dia de produção.

9.2 – Microestrutura

Quando se utilizou o eletrodo AWS E71T-5 (tubular) obteve-se um

percentual de ferrita acicular maior do que com o eletrodo AWS EM12K (sólido), sendo esta diferença da ordem de 25 e 20% (Tabela 3). Com eletrodo sólido obteve-se 54% de ferrita acicular, enquanto que com o eletrodo tubular 89% e 84% (Figuras 26 a 31). Observou-se, também, que a microestrutura é basicamente formada de ferrita acicular e ferrita poligonal, sendo a quantidade de ferrita de segunda fase praticamente desprezível.

Este aumento na fração percentual da ferrita acicular ocorreu como efeito da diminuição do percentual da ferrita poligonal e ao quase desaparecimento da ferrita com segunda fase.

Como nos três casos estudados o metal de base é o mesmo, observa-se que, quando se compara o corpo de prova Sol-F6A4 com o Tub-F6A4, a influência no produto final foi apenas do arame eletrodo, pois o fluxo também foi o mesmo. Por outro lado, fazendo a comparação do corpo de prova Sol-F6A4 com o Tub-F7A8, existe a influência tanto do arame eletrodo quanto do fluxo, mas comparando o Tub-F6A4 com o Tub-F7A8, a influência foi apenas do fluxo.

Analisando as variações químicas encontradas na Tabela 4, de acordo com o dissertado por Farrar e Harrison (1987), como a quantidade de carbono ficou situada na faixa de 0,05 a 0,15%, pela microscopia ótica, não foi possível encontrar ripas de martensita nem carbeto.

A maior quantidade de ferrita acicular nos corpos de prova Tub-F6A4 e Tub-F7A8 está de acordo com Dallam et al (1985) e Kenny et al (1985). O primeiro achou que a faixa onde ocorre a maior formação de ferrita acicular é entre 200 e 500 ppm de oxigênio e o segundo, quando aumentou o percentual de oxigênio para 300 ppm, utilizando eletrodo tubular, encontrou aumento na quantidade de ferrita acicular intragranular. No corpo de prova Tub-F6A4 foi encontrado um percentual de 0,035% de oxigênio contra 0,021% no Tub-F7A8 e 0,063% no Sol-F6A4. A quantidade de ferrita acicular, comparativamente, foi maior no corpo de prova Tub-

F6A4, diminuiu pouco no Tub-F7A8 e mais acentuadamente no Sol-F6A4.

Esta maior fração de ferrita acicular nos metais de solda Tub-F6A4 e Tub-F7A8, também concorda com Evans (1992 e 1995), quando ele disserta sobre a forte influência do titânio na formação desta microestrutura.

As diversas alterações químicas encontradas, quando se compara os metais de solda Sol-F6A4, Tub-F6A4 e Tub-F7A8, influem para o aumento da fração de ferrita acicular quando se utiliza o eletrodo tubular .

O aumento da fração de silício em conjunto com o aumento do manganês; a diminuição do fósforo, do enxofre e do cromo; aumento do molibdênio com o aumento de manganês; a diminuição do cobre, o percentual de oxigênio em 350 ppm e a diminuição no percentual de nitrogênio contribuíram, em conjunto, para a grande fração de ferrita acicular no corpo de prova Tub-F6A4 em comparação com o Sol-F6A4.

Provavelmente o carbono, o manganês e o silício, em conjunto, é que influíram na formação da microestrutura, pois se observa na Tabela 4 que não houve uma grande variação no percentual dos demais elementos químicos quando se compara o corpo de prova Tub-F6A4 com o Tub-F7A8.

Verifica-se, portanto, que estas modificações microestruturais estão de acordo com Grong e Matlock (1986), mostrando que a microestrutura final é produto de interações complexas e que a composição química do metal de solda é controlada pelas reações químicas que ocorrem na poça de solda, ou seja, é dependente da composição química do metal de base, do arame eletrodo e do fluxo.

As modificações microestruturais concordam, também, com Evans (1992) quando ele disserta que os elementos microligantes derivados de consumíveis, ou da diluição com o metal base, tem um efeito complexo sobre a microestrutura e propriedades das soldas metálicas ferríticas. Neste trabalho, como o metal base foi

mantido constante para as três condições de soldagem, teve-se a influência do arame eletrodo e do fluxo.

9.3 – Dureza

Na Figura 36 observa-se que quanto maior o percentual de ferrita acicular, maior é a dureza. Este aumento de dureza com o aumento no percentual de ferrita acicular concorda com Gomes e Dias (1997), que encontraram um aumento da dureza juntamente com um aumento no percentual deste microconstituente. Observa-se, também, a proximidade dos valores com e sem alívio de tensão, indicando não ter havido influência considerável do tratamento térmico.

Figura 36 - Relação Dureza - Ferrita Acicular

9.4 – Tração

Na Figura 37 nota-se que o aumento no percentual de ferrita acicular tende a gerar uma diminuição no módulo de elasticidade. Observa-se, também, que quando se utilizou eletrodo sólido, o alívio de tensões provocou uma pequena queda no módulo de elasticidade. Já com eletrodo tubular, houve uma tendência de aumento.

Figura 37 - Gráfico módulo de elasticidade - ferrita acicular.

Nas Figuras 38 e 39 observa-se que o aumento no percentual de ferrita acicular gerou aumento nos limites de resistência e de escoamento e que quando o material sofreu alívio de tensão, com percentual de 54% de ferrita acicular, praticamente não houve alteração nos seus valores. Já com percentual de ferrita acicular alto (84 e 89%), houve uma tendência de diminuição no limite de resistência, enquanto no limite de escoamento não existiu uma tendência definida.

Estes resultados contradizem Evans (1980), quando ele disserta que o

aumento na quantidade de manganês aumenta o limite de resistência e de escoamento, pois o metal de solda Sol-F6A4 mostrou um percentual de Mn maior que o Tub-F7A8 mas limites de resistência e escoamento menores, indicando uma tendência de correlação com o percentual de ferrita acicular, ou seja, maior percentual do microconstituente forneceu maiores limites de resistência e escoamento.

Figura 38 – Gráfico limite de resistência – ferrita acicular

Figura 39 - Gráfico limite de escoamento – ferrita acicular

Na Figura 40 observa-se uma tendência de diminuição do alongamento com o aumento no percentual de ferrita acicular. Para percentual de ferrita acicular baixo os valores do alongamento dos metais de solda com e sem alívio de tensão permaneceram praticamente constantes. Já para os percentuais mais elevados ocorreu variação acentuada, mas não mostrou correlação com a ferrita acicular, pois com 84% deste microconstituente o material que foi aliviado apresentou maior alongamento, enquanto que com 89%, diminuiu.

Figura 40 - Gráfico alongamento – ferrita acicular

9.5 – Ensaio Charpy

9.5.1 – Energia total absorvida

A Figura 41 mostra a energia total média absorvida no ensaio Charpy em função da temperatura para os metais de solda com e sem alívio de tensão, e para

o metal de base, sem trinca por fadiga. Já a Figura 42, mostra a energia total média absorvida no ensaio Charpy em função da temperatura para os metais de solda com e sem alívio de tensão e para metal de base, com trinca por fadiga.

Na Figura 41 observa-se que, nas temperaturas de 200 e 400°C, os corpos de prova Sol-F6A4 e Sol-F6A4-A mostraram um nível médio de energia absorvida mais elevado do que os demais corpos de prova, pois possuem maior capacidade de absorção de energia ao impacto nestas temperaturas. Onde o percentual de ferrita acicular mais baixo proporcionou maior capacidade de absorção de energia ao impacto.

Figura 41 – Gráfico da energia total absorvida no ensaio Charpy em função da temperatura, utilizando corpos de prova sem pré-trinca.

A 600°C, os valores da energia média absorvida, em todos os materiais, estão muito próximos, mas os metais de solda tiveram maior capacidade de absorção de energia ao impacto do que o metal base. Nesta temperatura, para os metais de solda que não sofreram alívio de tensão, aquele que tem maior percentual de ferrita acicular é o que mostrou maior capacidade de absorção de energia, ao contrário do que acontece quando há alívio.

Figura 42 – Gráfico da energia total absorvida no ensaio Charpy em função da temperatura, utilizando corpos de prova com pré-trinca.

Em 200 e 400°C, os corpos de prova que mostraram valores de energia absorvida mais próximo do de metal base foram os confeccionados com eletrodos tubulares, independente do fluxo utilizado, ou seja, nestas temperaturas o maior percentual de ferrita acicular aproximou a capacidade de absorção de energia do metal de solda à do metal base.

Com exceção do metal de solda Sol-F6A4, a 25, 200 e 400°C, e do metal de solda Tub-F7A8, a 400°C, que tiveram os níveis de energia absorvida reduzidos quando sofreram alívio de tensões, em todas as outras situações a energia média aumentou nos corpos de prova que sofreram alívio de tensões, ou seja, aumentou a capacidade de absorção de energia ao impacto. Assim, não existe uma relação bem definida entre a energia absorvida e o material com e sem alívio de tensão.

Observa-se, também, que a energia média absorvida, em geral, cresceu da temperatura ambiente para a de 200°C, mantendo-se aproximadamente com patamar até a temperatura de 400°C, caindo para níveis iguais ou abaixo dos da temperatura ambiente quando ensaiados a 600°C.

Na Figura 42, observa-se, também, que houve um crescimento da energia

média absorvida da temperatura ambiente para a temperatura de 200°C, permanecendo praticamente a mesma até 400°C, daí sofrendo uma queda brusca na temperatura de 600°C para valores mais próximos àqueles da temperatura ambiente.

A queda ocorrida nas energias totais absorvidas pode ser consequência de perda de resistência devido a fluência dinâmica.

Os valores de energia encontrados nos corpos de prova pré-trincados são menores do que nos entalhados porque o entalhe mais a trinca totalizaram um comprimento entre 3 e 4 mm, enquanto que o comprimento apenas do entalhe era da ordem de 2 mm. Além disso, existe a necessidade de energia para nuclear a trinca no corpo de prova somente entalhado e, então, iniciar a propagação.

9.5.2 – Charpy instrumentado – corpo de prova pré-trincado

O gráfico da Figura 43 mostra os valores da tenacidade à fratura dinâmica para o início de propagação da trinca sob impacto J_{Id} , dos metais de solda e do metal de base, calculados pelo método da variação da taxa da flexibilidade elástica, que foram os únicos resultados totalmente validados pela norma ASTM 1820 (Tabelas 12, 15 e 18), enquanto o gráfico da Figura 44 mostra os valores de K derivados de J (K_{Jd}).

Verifica-se que a 600°C, sendo esta normalmente a temperatura de operação de caldeiras, o melhor resultado encontrado foi utilizando eletrodo tubular com o fluxo F6A4, com e sem alívio de tensão (material Tub-F6A4-A e Tub-F6A4, respectivamente), vindo, a seguir, o metal de solda utilizando eletrodo tubular e fluxo F7A8, com e sem alívio de tensão (material Tub-F7A8-A e Tub-F7A8,

respectivamente). O metal base (M. Base) foi o que apresentou menor valor de tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto.

Figura 43 – Gráfico tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto J_{Id} – temperatura utilizando o método da variação da taxa de flexibilidade elástica.

Figura 44 – Gráfico tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto K_{Id} – temperatura utilizando o método variação da taxa de flexibilidade elástica.

Verifica-se, nas temperaturas de 400°C e 600°C, uma influência do percentual de ferrita acicular, pois o material com maior percentual (89%) deste microconstituente (Tub-F6A4 e Tub-F6A4-A) foi o que apresentou o maior valor de

tenacidade. Os conjuntos Tub-F7A8 e Tub-F7A8-A com um percentual de 84% e os conjuntos Sol-F6A4 e Sol-F6A4-A com 54%, apresentaram valores menores e decrescentes. Já a 25°C não é observado uma influência bem definida da ferrita acicular.

Para os conjuntos utilizando eletrodo tubular, o alívio de tensões gerou um aumento na tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto à temperatura de 600°C. O mesmo não ocorreu com o conjunto utilizando eletrodo sólido. Além disso, os valores da tenacidade nas temperaturas de 400 e 600°C, para cada conjunto com e sem alívio de tensão, ficaram próximos, mostrando, à princípio, que o alívio de tensões não gerou grandes influências na tenacidade, indicando que provavelmente a tensão média e a razão de tensão não sofreram alterações nestas temperaturas.

Isto indica que caso haja trinca no metal de base e no metal de solda, a tendência é que em operação, a falha tende a ocorrer primeiro no metal de base. E, quando se compara os metais de solda, a tendência é que a falha ocorra primeiro no que tem o menor percentual de ferrita acicular, mostrando que o uso do eletrodo tubular melhora a qualidade da junta soldada quanto à tenacidade à fratura dinâmica.

Observa-se, também, que no geral a tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto tem uma tendência de crescimento, até atingir o patamar de temperatura e depois diminui. Uma provável explicação para este comportamento é que, na temperatura ambiente, algumas fraturas (Figura 32) mostraram característica de fratura mista, enquanto nas demais (Figuras 33 a 35), característica dúctil, pois pode ter ocorrido uma diminuição no índice de encruamento, com o aumento da temperatura.

Quando se compara a tenacidade dinâmica para o início da propagação da trinca sob impacto J_{Id} (Figura 43) com a energia total absorvida (Figura 42),

observa-se que a tenacidade dinâmica para o início da propagação da trinca sob impacto J_{Id} tende a um patamar nas temperaturas de 400 a 600°C, após ter sofrido uma diminuição quando saiu da temperatura de 200°C para a de 400°C. Enquanto isso a energia total absorvida gerou um patamar na faixa de temperatura de 200 a 400°C, apresentando, depois, uma queda quando o ensaio foi realizado na temperatura de 600°C.

A Figura 45 mostra as curvas da tenacidade dinâmica para o início da propagação da trinca sob impacto J_{Id} –temperatura e, a Figura 46 mostra as curvas da tenacidade dinâmica para o início da propagação da trinca sob impacto K_{Id} –temperatura. Utilizando o método da energia da carga máxima revisada, observa-se uma semelhança destas curvas com as da Figura 42 (energia total absorvida–temperatura), onde ocorre um aumento nos valores da tenacidade na temperatura de 200°C em relação aos da ambiente, ocorrendo um patamar até a de 400°C e uma queda nos valores das tenacidades dinâmicas para o início da propagação da trinca sob impacto na de 600°C.

Figura 45 – Gráfico tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto J_{Id} – temperatura utilizando o método da energia da carga máxima revisada.

Pela análise das Figuras 45 e 46, não é observada nenhuma influência

clara da microestrutura sobre os valores de J_{Id} e de K_{Jd} , quando se utiliza o método da energia da carga máxima revisada e os resultados, na sua quase totalidade, não foram validados pela norma.

Figura 46 – Gráfico tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto K_{Jd} – temperatura utilizando o método da energia da carga máxima revisada.

As Figuras 47 e 48, mostram a tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto J_{Id} -temperatura e K_{Jd} -temperatura, respectivamente, utilizando para cálculo o método da energia da carga máxima, apresentam uma semelhança com os gráfico das Figuras 45 e 46, em função do método da energia da carga máxima revisada usar como base a energia na carga máxima. Portanto, estas curvas mostram, também, não haver nenhuma correlação entre os valores de J_{Id} e K_{Jd} com a microestrutura. Além disto, estes resultados não foram validados conforme a norma ASTM 1820.

Quando se compara os valores da tenacidade, calculados a partir da energia da carga máxima e da energia da carga máxima revisada, com os valores calculados pela variação da taxa da flexibilidade elástica, verifica-se que os valores encontrados pelos dois primeiros métodos são muito maiores. Dentro do conceito

“máxima segurança” em engenharia tem-se a tendência de se optar pelo terceiro método.

Quanto à validação dos resultados, os mesmos podem conter erros, tendo em vista que o procedimento especificado pela norma é preparado para ensaios quasi-estáticos.

Figura 47 – Gráfico tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto J_{Id} – temperatura utilizando o método da energia da carga máxima.

Figura 48 – Gráfico tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto K_{Id} – temperatura utilizando o método da energia da carga máxima.

9.5.3 – Charpy instrumentado – corpo de prova entalhado

Quando se utilizam corpos de prova apenas entalhados (Tabela 21), verifica-se que os valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto J_{Id} calculados pelo método da variação da taxa da flexibilidade elástica foram quase todos validados. Já os valores de K_{Jd} não.

Analisando os gráficos da Figura 49, observa-se a mesma tendência verificada quando se utilizou corpo de prova com pré-trinca por fadiga. Existe uma tendência de maiores porcentagens de ferrita acicular fornecer maiores valores de J_{Id} na temperatura de 600°C. Nas demais temperaturas, a influência deste microconstituente não é bem definida.

Figura 49 – Gráfico tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto J_{Id} – temperatura utilizando o método da variação da taxa de flexibilidade elástica.

Com exceção dos metais de solda Tub-F6A4 e Tub-F6A4A, para os demais conjuntos, o metal de solda que sofreu alívio de tensões mostrou uma maior tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto J_{Id} na temperatura de

600°C. Nas demais temperaturas, o alívio de tensões gerou um aumento na tenacidade.

Os resultados mostrados neste trabalho contrariam, em parte, Xinping e Yaowu (1996), quando eles mostraram que os valores de J_{Id} calculados pelo método da variação da taxa da flexibilidade elástica é sub-dimensionado, e que os valores calculados pelo método da energia da carga máxima revisada seriam valores aceitáveis. Pelos resultados encontrados neste trabalho, apenas os calculados pelo método da variação da taxa da flexibilidade elástica foram validados pela norma ASTM 1820.

Observa-se, também, que a faixa de valores encontrados para J_{Id} utilizando o método da variação da taxa da flexibilidade elástica foi a mesma tanto para os corpos de prova com trinca por fadiga quanto para os apenas entalhados.

Os valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto J_{Id} , calculados pelo método da taxa da variação da flexibilidade elástica, para os corpos de prova pré-trincados e para os somente entalhados ficaram próximos, provavelmente porque este método leva em consideração o momento em que a curva $\Delta C/C$ – deflexão sofre, dentro da região plástica, uma mudança brusca devido ao aumento de $\Delta C/C$.

Já os métodos da energia da carga máxima e da energia da carga máxima revisada (Figuras 50 e 51) levam em consideração o tempo e o deslocamento que o material do corpo de prova leva para atingir a carga máxima quando do impacto, e como existem diferenças na ligação e nas tensões atuando na ponta da trinca (geometrias diferentes), um corpo de prova somente entalhado exige uma força maior até atingir a carga máxima.

Assim, a princípio, em função dos resultados experimentais deste trabalho, pode-se utilizar, dentro da validação, os valores da tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto, J_{Id} , determinados para corpos de prova somente

entalhado, em substituição aos resultados de ensaios utilizando corpos de prova com trinca por fadiga, utilizando o método da variação da taxa da flexibilidade elástica. Para maior confiabilidade será necessário aumentar o número de corpos de prova ensaiados e o de faixas de temperaturas estudadas. Por enquanto esta observação não tem base científica.

Figura 50 – Gráfico tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto J_{Id} – temperatura utilizando o método da energia da carga máxima revisada.

Figura 51 – Gráfico tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto J_{Id} – temperatura utilizando o método da energia da carga máxima.

10 – Conclusões

Quando se utiliza eletrodo tubular no processo de soldagem a arco submerso do aço ASTM 516, a tenacidade à fratura dinâmica no metal de solda aumenta, melhorando as condições de resistência à propagação de trincas sob carga de impacto em altas temperaturas.

No geral, os metais de solda utilizando eletrodo tubular forneceram melhores valores de tenacidade dinâmica ao impacto, J_{Id} , em temperaturas elevadas.

O metal de solda utilizando eletrodo tubular e o fluxo F6A4 foi o que obteve a melhor tenacidade dinâmica ao impacto, J_{Id} , em temperaturas elevadas.

Os resultados da tenacidade para o início de propagação da trinca proporcionados pelos corpos de prova somente entalhados, quando se utiliza o método da variação da taxa da flexibilidade elástica, estão na mesma faixa dos pré-trincados, indicando a possibilidade de se correlacionar estes valores. Para validar este método será necessário a execução de outros ensaios com um número maior de corpos de prova.

No ensaio Charpy instrumentado, o método de cálculo da tenacidade para

o início de propagação da trinca sob impacto utilizando o método da variação da taxa da flexibilidade elástica, apresentou valores menores do que utilizando os métodos da energia na carga máxima e energia na carga máxima revisada.

Os valores de tenacidade para o início de propagação da trinca sob impacto utilizando o método da variação da taxa da flexibilidade elástica podem ser utilizados com maior margem de segurança.

O eletrodo AWS E71T-5 (tubular) produziu uma microestrutura com maior percentual de ferrita acicular do que o eletrodo AWS EM 12K (sólido).

O fluxo F6A4 em conjunto com o eletrodo tubular produziu uma microestrutura com maior quantidade de ferrita acicular do que o fluxo F7A8 em conjunto com o eletrodo tubular.

O metal de solda utilizando eletrodo tubular e o fluxo F6A4 mostrou um conjunto de propriedades mecânicas melhor do que o eletrodo tubular com fluxo F7A8.

11 – Referências Bibliográficas

Angamuthu, K., Guha, B. and Achar, D.R.G., *Investigation of Dynamic Fracture Toughness (J_{Id}) Behaviour of Strength Mis-matched Q & T Steel Weldments Using Instrumented Charpy Impact Testing*, Engineering Fracture Mechanics, 64, pp. 417-432, 1999.

Askeland, D.R., *The Science and Engineering of Materials*, PWS Publishing Company, 3rd edition, 1994.

ASTM, norma E1820-01, *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*, 2001.

ASTM, norma E23-02a, *Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*, 2002.

ASTM, norma E399-90, *Standard Test Methods for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials*, 1997.

ASTM, norma E636-95, *Standard Guide for Conducting Supplemental Surveillance Tests for Nuclear Power Reactor Vessel, E 706 (IH)*, 1995.

ASTM, norma E92-82, *Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Material*, 2003.

Billy, J. et. al., *Stress-relief heat treatment of submerged-arc-welded microalloyed steels*, Metals Technology, vol. 7, pp. 67-78, Feb., 1990.

Blake, P.D., *Oxygen and nitrogen in weld metal*, Welding Research International, Volume 9, Number 1, pp. 23-56, 1979.

Bresciani F., E., *Seleção de Materiais Metálicos*, Editora da UNICAMP, Campinas, 1986.

British Standards Institution, norma BS709:1983, *Methods of destructive testing fusion welded joints and weld metal in steel*, 1983.

Broek, D., *Elementary Engineering Fracture Mechanics*, Martinus Nijhoff Publishers, 3rd revised edition, 1984.

Carr, D.G., Ripley, M.I., Holden, T.M., Brown, D.W. and Vogel, S.C., *Residual stress measurements in a zircaloy-4 weld by neutron diffraction*, Acta Materialia, vol.

52, pp. 4083-4091, 2004.

Cary, H.B., *Modern Welding Technology*, 3^a Edition, Regents/Prentice Hall, Englewood Cliffs, New Jersey, 1994.

Cullison, A., *Stress Relief Basics: Structural designers must be aware of residual stress in weldments and common methods used to relieve it*, Welding Journal, Volume 80, N° 9, p. 49, September, 2001.

Dallam, C.B., Liu, S. and Olson, D.L., *Flux Composition Dependence of Microstructure and Toughness of Submerged Arc HSLA Weldments*, Welding Journal, pp. 140s-151s, May, 1985.

Datsko, J., *Materials Selection for Design and Manufacturing – Theory and Practice*, Marcel Dekker, New York, 1997.

David, S.A. and Vitek, J.M., *Correlation between solidification parameters and weld microstructures*, International Materials Reviews, Vol. 34, n° 5, pp. 213-245, 1989.

Dieter, G.E., *Metalurgia Mecânica*, Guanabara Dois, segunda edição, Rio de Janeiro – RJ, 1981.

Dolby, R.E., *Factors controlling HAZ and weld metal toughness in C-Mn steels*, Engineering Applications of Fracture Analysis, In: Engineering Applications of Fracture Analysis, South Africa, Proceedings of Fracture 79, Pergamon Press, pp. 117-134, Nov., 1979.

Es-Souni, M., Beaven, P.A. and Evans, G.M., *Microstructure and Mechanical Properties of Cu-Bearing Shielded Metal Arc C-Mn Weld Metal*, Welding Journal, pp. 80s-90s, March, 1991.

Evans, G.M., *Effect of Manganese on the Microstructure and Properties of All-Weld Metal Deposits*, Welding Journal, pp. 67s-75s, March, 1980.

Evans, G.M., *The Effect of Carbon on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits*, Welding Journal, pp. 313s-320s, March, 1983.

Evans, G.M., *The effect of heat treatment on the microstructure and properties of C-Mn all weld metal deposits*, Metal Construction, pp. 676R-682R, October, 1985.

Evans, G.M., *Effect of silicon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits*, Metal Construction, pp. 438R-444R, July, 1986a.

Evans, G.M., *The effects of sulphur and phosphorus on microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits*, Metal Construction, pp. 631R-636R, October, 1986b.

Evans, G.M., *Effect of molybdenum on microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits*, Joining & Materials, pp. 239-246, November, 1988.

Evans, G.M., *Effect of chromium on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits*, Welding & Metal Fabrication, pp. 346-358, August/September, 1989.

Evans, G.M., *The effect of micro-alloying elements in C-Mn steel weld metal*, In: Latin American Regional Congress, April, 1992.

Evans, G.M., *Microstructure and Properties of Ferritic Welds Containing Al and Ti*, Welding Journal, pp. 249s-261s, August, 1995.

Evans, G.M., *Effect of Aluminum and Nitrogen on Ti-B Containing Steel Welds*, Welding Journal, Volume 76, Nº 10, pp. 431s-441s, October, 1997.

Farrar, R.A. and Harrison, P.L., *Review – Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: an overview*, Journal of Materials Science, Volume 22, pp. 3812-3820, 1987.

Fedelinski, P., Aliabadi, M. H. and Rooke, D. P., *Boundary element formulations for the dynamic analysis of cracked structures*, Dynamic Fracture Mechanics, Editor: M. H. Aliabadi, Computational Mechanics Publications, pp. 61-100, 1995.

Fick, J.I.J. and Rogerson, J.H., *The effect of stress-relief heat treatment on the toughness of C-Mn submerged arc weld metals*, Welding and Metal Fabrication, pp. 85-89, March, 1978.

Fiore, S.R. and Amata, M., *The basics of self-shielded flux cored arc welding*, Svetsaren, nº 1 - 2, pp. 57-62, 1997.

Gehring, M. and Studholme, S., *Fabricators Pleased with Increased Submerged Arc Productivity from Cored Wires*, Svetsaren, nº 1 - 2, pp. 70-72, 1999.

Gomes, S.I.N., *Efeito da microfase austenita retida sobre a tenacidade do metal como soldado com as mesmas percentagens de ferrita acicular*, In: Anais do XXVII CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem, CD-ROM, 07 a 10 de Outubro, Campinas – SP, 2001.

Gomes, S.I.N. e Dias, M.F.M., *Efeito da austenita retida nas propriedades mecânicas de metais de solda depositados com e sem adição de pó metálico em aço de resistência ambiental*, In: Anais do 2º Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais, CD-ROM, São Paulo - SP, 1997.

Gomes, S.I.N., Spinelli, D. e Andrade, M.A.L., *Estudo da microestrutura e resistência ao impacto na ZAC, de um aço de resistência ambiental, com e sem alívio de tensões, com diferentes aportes de calor*, In: Anais do 2º Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de materiais, CD-ROM, São Paulo – SP, 1997.

Gomes, S.I.N. e Toscano, L.G.S., *Efeito do fluxo experimental sobre as propriedades microestruturais e de impacto em soldas obtidas com adição de pó de ferro*, In: Anais do 13º CEBECIMAT – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, CD-ROM, Curitiba – PR, pp. 106 – 114, Dezembro, 1998.

Graville, B.A. and Rothwell, A.B., *Effect of Niobium on HAZ Toughness Using the Instrumented Charpy Test*, Metal Construction, pp. 455-456, October, 1977.

Grong, O. and Matlock, D.K., *Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metals*, International Metals Reviews, Vol. 31, nº 1, pp. 27-48, 1986.

Harrison, P. and Farrar, R., *Microstructural development and toughness of C-Mn and C-Mn-Ni weld metals – Part 1 – Microstructural development*, Metal Construction, pp. 392R-399R, July, 1987.

IIW - International Institute of Welding, *Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals*, Doc. Nº IX-1522-88 IXJ-123-87 Revision 2, June, 1988.

Ivankovic, A. and Williams, J.G., *The finite volume analysis of linear elastic dynamic fracture problems*, Dynamic Fracture Mechanics, Editor: M. H. Aliabadi, Computational Mechanics Publications, pp. 101-135, 1995.

Jorge, J.C.F., Souza, L.F.G. and Rebello, J.M.A., *The effect of chromium on the microstructure/toughness relationship of C-Mn weld metal deposits*, Materials Characterization, Volume 47, pp. 195-205, 2001.

Kenny, B.G., Kerr, H.W., Lazor, R.B. and Graville, B., *Ferrite transformation characteristics and CCT diagrams in weld metals*, Metal Construction, pp. 374R-381R, June, 1985.

Kou, S., *Welding Metallurgy*, John Wiley & Sons, United States of America, 1987.

Kobayashi, T., Yamamoto, I. and Niinomi, M., *Introduction of a New Dynamic Fracture Toughness Evaluation System*, Journal of Testing and Evaluation, pp. 145-153, 1993.

Kobayashi, T., *Analysis of impact properties of A533 steel for nuclear reactor pressure vessel by instrumented Charpy test*, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 19, nº 1, pp. 49-65, 1984a.

Kobayashi, T., *On the information about fracture characteristics obtained from instrumented impact test of A533 steel for reactor pressure vessel*, Engineering Fracture Mechanics, v. 19, nº 1, pp. 67-79, 1984b.

Kobayashi, T., *Measurement of Dynamic Fracture Toughness J_{Id} by Instrumented Charpy Test*, International Journal of Fracture, vol. 23, pp. R105-R109, 1983.

Kobayashi, Y., Gomes, S.I.N. e Spinelli, D., *Influência de microfases na tenacidade de metais depositados por arco submerso com adição de pó metálico*, Metalurgia & Materiais, volume 51, pp. 528-534, Junho, 1995.

Liu, S. and Olson, D., *The Role of Inclusions HSLA Steel Weld Microstructures*, Welding Journal, pp. 139s-149s, June, 1986.

Machado, I.G., *Soldagem & Técnicas Conexas: Processos*, Laboratório de Soldagem & Técnicas Conexas (LS&TC), Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), Porto Alegre, 1996.

Meguid, S.A., *Engineering Fracture Mechanics*, Elsevier Applied Science, 1989.

Milan, M.T., Maluf, O., Spinelli, D. e Bose Filho, W.W., *Metais – uma visão objetiva*, Suprema Gráfica e Editora Ltda, São Carlos – SP, 2004.

Nawrocki, J.G., DuPont, J.N., Robino, C.V., Puskar, J.D. and Marder, A.R., *The*

Mechanism of Stress-Relief Cracking in a Ferritic Alloy Steel, Welding Journal, pp. 25-s-35-s, 2003.

Nishioka, T., *Recent developments in computational dynamic fracture mechanics*, Dynamic Fracture Mechanics, Editor: M. H. Aliabadi, Computational Mechanics Publications, pp. 1-60, 1995.

Okumura, T. e Taniguchi, C., *Engenharia de Soldagem e Aplicações*, LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora, Rio de Janeiro, RJ, 1982.

Paranhos, R. e Souza, A.C., *Soldagem a Arco Submerso*, Coleção Soldagem 2000, volume 2, FIRJAN/SENAI, Rio de Janeiro, 77 pp, 1999.

Raiter, V. and Gonzalez, J.C., *Influence of Molybdenum on the Microstructure and Properties of Weld Metal with Different Manganese Contents*, Canadian Metallurgical Quarterly, Volume 28, Nº 2, pp. 179-185, 1989.

Rice, J.R., Paris, P.C. and Merkle, J.G., *Some Further Results of J-Integral Analysis and Estimates*, Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing, STP 536, ASTM - American Society for Testing and Materials, 1973.

Stinchcomb, C., *Welding Technology Today – Principles and Practices*, Prentice Hall, Englewood Cliffs, New Jersey, 468 pp., 1989.

Svensson, L.E., *Control of Microstructures and Properties in Steel Arc Welds*, CRC Press, 240 pp., 1994.

Tokimatsu, R.C. e Ferreira, I., *Ensaio Charpy – Limitações e Campo de Aplicação*, In: Anais 54º Congresso da ABM, 25 a 29 de Julho, São Paulo – SP, 1999.

Wainer, E., Brandi, S.D. et. al., *Soldagem - Processos e Metalurgia*, Editora Edgard Blücher Ltda, São Paulo, Brasil, 1992.

Xinping, Z. and Yaowu, S., *Comparative studies of several methods to determine the dynamic fracture toughness of a nuclear pressure vessel steel A508 CL3 with Charpy-size specimen*, International Journal of Fracture, vol. 81, pp. 195-204, 1996.

Ya, M., Marquette, P., Belahcene, F. and Lu, J., *Residual stresses in laser welded aluminium plate by use of ultrasonic and optical methods*, Materials Science and Engineering A, vol. 382, pp. 257-264, 2004.

Zhang, Z. and Farrar, R.A., *Influence of Mn and Ni on the Microstructure and Toughness of C-Mn-Ni Weld Metals*, Welding Journal, pp. 183s-196s, May, 1997.

Zhu, L.H., Zhao, Q.X., Gu, H.C. and Lu, Y.S., *Application of instrumented impact test for studying dynamic fracture property of 9Cr-1Mo-V-Nb-N steel*, Engineering Fracture Mechanics, 64, pp. 327-336, 1999.

12 – Sugestão para trabalhos futuros

Estudo da tenacidade à fratura dinâmica da ZTA (Zona Termicamente Afetada) utilizando eletrodo tubular na soldagem a arco submerso.

Estudo da tenacidade à fratura dinâmica utilizando eletrodo tubular, quando se altera o aporte de calor.

Estudo da tenacidade à fratura dinâmica utilizando eletrodo tubular e alterando a geometria do chanfro.

Estudo da tenacidade à fratura dinâmica utilizando eletrodo tubular, alterando o tipo de eletrodo.

APÊNDICE

Figura 52 - Gráficos força-deslocamento e energia-deslocamento traçado pelo software da máquina. (a) mostrando a força máxima no pico da curva alisada e (b) mostrando a força máxima antes do pico da curva alisada.

Figura 53 - Gráficos força-deslocamento e flexibilidade elástica-deslocamento traçado por programa computacional mostrando a força máxima no pico da curva analisada e o ponta de variação da taxa da flexibilidade elástica. (a) e (b) concordantes com os itens da Figura 52.

Amostras : Prof. IRATI

Amostra	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Nb	Ti	Co	Cu	W	V	Al	O	N
N° 1	.071	0.63	1.80	.026	.014	0.04	0.07	.015	.008	0.01	0.02	0.08	0.04	.006	0.01	.063	.011
N° 2	.092	0.84	2.25	.021	.009	0.02	0.06	0.19	.008	0.04	0.02	0.03	0.04	.006	0.01	.035	.007
N° 3	.085	0.84	1.60	.020	.007	0.02	0.06	0.18	.007	0.06	0.01	0.02	0.03	.003	0.01	.021	.005
N° 4	0.17	0.23	1.16	.019	.007	0.02	0.06	.009	.004	-	0.01	0.01	0.03	.001	0.03	.002	.004

 Osmar Martinielli
 Químico Responsável