**UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE MATERIAIS**

**AVALIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA DE
SOLDAS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA
PELO MÉTODO DA INTEGRAL-J**

ROSANA VILARIM DA SILVA

Dissertação apresentada ao Programa de
Pós-Graduação em Ciência e Engenharia
de Materiais como requisito parcial à
obtenção do título de Mestre em
Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof^o Dr. Waldek Wladimir Bose Filho

São Carlos

1998

Área Interunidades

Ciência e Engenharia de Materiais

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

Escola de Engenharia de São Carlos

Instituto de Física de São Carlos

Instituto de Química de São Carlos

CAIXA POSTAL - 369

CEP 13560-970 - São Carlos/SP - Brasil

Tel/Fax: (016) 273-9777

MEMBROS DA COMISSÃO JULGADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE ROSANA VILARIM DA SILVA APRESENTADA A ÁREA INTERUNIDADES EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA EESC-IFSC-IQSC, UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO, EM 24/06/1998.

COMISSÃO JULGADORA:

Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho (SMT/EESC/USP)

Prof. Dr. Dirceu Spinelli (SMT/EESC/USP)

Prof. Dr. Itamar Ferreira (UNICAMP)

Aos meus pais, Manoel e Severina

AGRADECIMENTOS

Aos Prof.^o(s) Dr(s) Waldek Wladimir Bose Filho e Dirceu Spinelli pela orientação e compreensão durante a realização deste trabalho.

Ao Dr. José Ricardo Tarpani pelo incentivo, amizade e preciosa ajuda que contribuiu significativamente para a realização deste trabalho.

Aos amigos do departamento de Materiais, pela acolhida e ajuda constantes.

Aos professores do departamento de Materiais da EESC-USP

A todos os técnicos do Departamento de Materiais, em especial ao Eliezer, pela ajuda durante todo o desenvolvimento deste trabalho

A Dr. Isa Spinelli pelas sugestões no texto final deste trabalho

A Fundação de Amparo a Pesquisa do Estado de São Paulo, FAPESP, pela ajuda financeira

A todas as pessoas que direta ou indiretamente colaboraram para a concretização deste trabalho.

RESUMO

SILVA, R. V., *Avaliação da tenacidade à fratura de soldas de alta resistência e baixa liga pelo método da integral-J*, 1998, Dissertação de mestrado, Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, Brasil.

Foi avaliada a influência da microestrutura na tenacidade à fratura de dois grupos de aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL), soldados, com diferentes composições microestruturais. Os metais de solda designados por A1/A2 exibiram uma microestrutura composta por ferrita acicular circundada por ferrita de contorno de grão, com alguma formação de ferrita Widmanstätten e microfases, denominada de microestrutura do tipo clássica. Os metais de solda designados por B1/B2 exibiram uma microestrutura composta por bainita, martensita de baixo teor de carbono e microfases, denominada de microestrutura do tipo de ripas. Estes dois tipos de microestruturas são normalmente encontradas nas soldas de alta resistência empregadas em estruturas e componentes de grande responsabilidade. A avaliação da tenacidade à fratura foi realizada pela utilização dos conceitos da integral-J e CTOD. A técnica empregada para a medida do crescimento da trinca, foi a da variação da flexibilidade elástica em corpos de prova SE[B] e C(T). Os valores da tenacidade à fratura dos dois grupos de soldas, para ambas geometrias de corpos de prova, foram determinados e comparados. As análises microestruturais, do metal de solda e das superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados, foram realizadas por meio de microscopia ótica e eletrônica de varredura, com o objetivo de se correlacionar os valores de tenacidade à fratura com a microestrutura dos metais de solda. Foi verificado que os metais de solda A1/A2 que possuem uma microestrutura clássica, apresentaram tenacidade superior aos metais de solda B1/B2, que possuem uma microestrutura do tipo de ripas.

ABSTRACT

SILVA, R. V., *Evaluation of high strength low alloy steel weld metal fracture toughness using the J- integral method*, São Carlos, 1998, Dissertação (mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

The influence of the microstructure on the fracture toughness behaviour of two groups of multipass High Strength Low Alloy (HSLA) steel weld metals, presenting different microstructure composition, was evaluated. The weld metals A1/A2 exhibited a microstructure composed by acicular ferrite, allotriomorphic ferrite, Widmanstätten ferrite and microphases, and the weld metals B1/B2 presented a microstructure composed by bainite, low carbon martensite and microphases. The fracture toughness evaluation was carried out using J-integral and CTOD concepts and the elastic compliance technique in both SE[B] and CT testpieces. The fracture toughness values for both groups of welds and testpiece geometry were determined and compared. The weld metals microstructures and fracture surfaces analysis were performed using optical and scanning electronic microscope techniques, to correlate the determined fracture toughness values, with the local microstructure around the fatigue crack tip. It was verified that the weld metals A1/A2 exhibited fracture toughness values superior to the ones obtained from weld metals B1/B2.

SUMÁRIO

RESUMO	<i>i</i>
ABSTRACT	<i>ii</i>
SUMÁRIO	<i>iii</i>
LISTA DE FIGURAS	<i>v</i>
LISTA DE TABELAS	<i>ix</i>
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	<i>x</i>
LISTA DE SÍMBOLOS	<i>xii</i>
1 - INTRODUÇÃO E OBJETIVOS	<i>1</i>
2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	<i>4</i>
2.1 - Microestrutura dos metais de solda C-Mn	<i>4</i>
2.1.1 - Processos de soldagem por arco elétrico manual e por arco submerso	<i>4</i>
2.1.2 - Decomposição da austenita	<i>4</i>
2.1.3 - Parâmetros que afetam a microestrutura do metal de solda	<i>6</i>
2.1.4 - Efeito das inclusões no desenvolvimento microestrutural	<i>8</i>
2.1.5 - Microestrutura das soldas de múltiplos passes	<i>9</i>
2.2- Integral-J	<i>12</i>
2.2.1 - Considerações gerais	<i>12</i>
2.2.2 - Definição analítica da integral-J	<i>14</i>
2.2.3 - A integral-J em condições elasto-plásticas	<i>17</i>
2.2.4 - Determinação experimental de J	<i>20</i>
2.2.5 - Valor J de iniciação de fratura e as curvas de resistência à propagação dúctil de trincas (Curvas J-R)	<i>21</i>
2.2.6 - Ensaio de integral-J	<i>23</i>
2.2.6.1 – Determinação da curva J-R e J_{IC} segundo a norma ASTM E1737/96	<i>23</i>
2.2.6.2 - A Técnica da Variação da Flexibilidade Elástica (VFE)	<i>26</i>

2.3 – O conceito de CTOD	29
2.4 - Avaliação da tenacidade em juntas soldadas	31
2.4.1 – Algumas aplicações da integral-J para a avaliação da tenacidade à fratura em soldas	33
3 – MATERIAIS E MÉTODOS	36
3.1 - Material	36
3.2 – Métodos	39
3.2.1 – Análise Macro e Microestrutural	39
3.2.2 - Ensaio de dureza	40
3.2.3 – Ensaio de Tenacidade à fratura	40
4 – RESULTADOS	46
5 – DISCUSSÃO	67
5.1 – Microestrutura e Dureza	67
5.2 – Ensaio de Tenacidade	69
6 – CONCLUSÕES	76
7- SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	78
8 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	79

LISTA DE FIGURAS

	pg
Figura 1 - Digrama CCT para um metal de solda C-Mn. Os símbolos representam: PF - ferrita primária ou alotriomórfica, FW - ferrita Widmanstätten, AF - ferrita acicular, M - martensita, FC – agregado ferrita/carbeto.....	6
Figura 2 - Progressão microestrutural para um metal de solda com uma microestrutura do tipo clássica. É possível observar a linha de fusão separando a região como depositada das regiões reaquecidas que são formadas de região reaquecida de granulação grosseira, RRGG, e região reaquecida de granulação fina, RRGF. Aumento de 80X.....	10
Figura 3 - Progressão microestrutural do metal de solda com uma microestrutura do tipo de ripas, com ausência de ferrita de contorno de grão. Aumento de 80X.....	11
Figura 4 - A integral-J bidimensional independente do contorno (RICE, 1968a)....	15
Figura 5 - Condição para crescimento de trinca controlado por J (HUTCHINSON, 1968; RICE e ROSENGREN, 1968).....	18
Figura 6 - A integral J como uma função da área sob o diagrama P- δ (RICE, 1973).....	21
Figura 7 - Curva J-R esquemática para um material dúctil.....	22
Figura 8 - Curva J-R para o aço A70. Neste caso, os dados excederam o $J_{m\acute{a}x}$ antes do limite de extensão de trinca, $\Delta a_{m\acute{a}x}$, (ANDERSON, 1995).....	25
Figura 9 - Diagrama P x V com as linhas de descarregamento elástico, método da Variação da Flexibilidade Elástica, (C_i), para monitoração do crescimento da trinca.....	27
Figura 10 - Arranjo esquemático para a produção das soldas. Montagem para, (a) soldas produzidas pelo processo eletrodo revestido (MW), (b) soldas produzidas pelo processo arco submerso (SW).....	37
Figura 11 – Esquema de seccionamento dos corpos de prova para análise micrográfica da região na ponta da pré-trinca por fadiga após o ensaio de integral-J (Dawes et alii, 1989).....	40

Figura 12 – Posição de retirada dos corpos de prova relativamente a junta soldada.....	43
Figura 13 – Dimensões dos corpos de prova, (a) corpo de prova C(T) e (b) corpo de prova SE[B].....	44
Figura 14 - Corpos de prova tipo barra entalhada flexão em três pontos (SE[B]) e compacto C(T), atacados quimicamente para visualização do cordão de solda.....	44
Figura 15 – Vista geral do sistema apresentando a câmara ambiental INSTRON para os ensaios a baixas temperaturas e o microconsole 458.20 para automação dos ensaios.....	45
Figura 16 – Detalhe do interior da câmara onde é observado um corpo de prova SE[B], extensômetro e termopares.....	45
Figura 17 - Interior da câmara onde é observado um corpo de prova do tipo C(T) extensômetro e termopares.....	46
Figura 18 - Seção transversal da chapa mostrando o arranjo dos metais de solda: (a)- A1/A2, (b)-B1/B2.....	48
Figura 19 - Metal de solda A1. Fotomicrografia da região como depositada apresentando microestrutura, composta de ferrita acicular, AF, ferrita de contorno de grão, PF(G), e ferrita de Widmanstätten, FW. Ataque: Nital 2%.....	49
Figura 20 – Metal de solda A1. Detalhes da ferrita acicular na região como depositada, observa-se também a presença de microfases, M-A. Microscopia eletrônica de varredura. Ataque :Nital 2%.....	49
Figura 21 - Metal de solda A1. Fotomicrografia da região reaquecida de granulação grosseira (RRGG), apresentando uma microestrutura composta de ferrita acicular, ferrita de Widmanstätten e ferrita de contorno de grão. Ataque: Nital 2%.....	50
Figura 22 - Metal de solda A1. Fotomicrografia da região reaquecida de granulação fina (RRGF), apresentando microestrutura composta de ferrita equiaxial. Ataque: Nital 2%.....	50
Figura 23 - Metal de solda B1. Fotomicrografia da região como depositada, apresentando uma microestrutura do tipo de ripas. Microscopia eletrônica de varredura. Ataque: Nital 2%.....	51

Figura 24 – Metal de solda B1. Detalhes da região como depositada.....	51
Figura 25 - Metal de solda B1. Fotomicrografia da região reauecida de granulação grosseira (RRGG). Microscopia eletrônica de varredura. Ataque: Nital 2 %.....	52
Figura 26 - Metal de solda B2. Fotomicrografia da região reauecida de granulação fina (RRGF). Microscopia eletrônica de varredura. Ataque: Nital 2%.....	52
Figura 27 - Variação da microdureza Vickers versus distância da linha de fusão, metais de solda A1/A2.....	53
Figura 28 - Variação da microdureza Vickers versus distância da linha de fusão, metais de solda B1/B2.....	53
Figura 29 – Diagrama de carga (P) versus deslocamento da abertura do extensômetro (V). (a) corpos de prova de flexão, SE[B], (b) corpos de prova compacto, C(T).....	54
Figura 30 – (a) Diagrama de carga (P) versus deslocamento da abertura do extensômetro (V) e (b) curva J-R, corpo de prova B1CT6 (T=24°C).....	54
Figura 31 – (a) Diagrama de carga (P) versus deslocamento da abertura do extensômetro (V) e (b) curva J-R, corpo de prova B2CT7 (T=24°C).....	55
Figura 32 – (a) Diagrama de carga (P) versus deslocamento da abertura do extensômetro (V) e (b) curva J-R, corpo de prova B1SE[B]6 (T=24°C).....	55
Figura 33 – (a) Diagrama de carga (P) versus deslocamento da abertura do extensômetro (V) e (b) curva J-R, corpo de prova B2SE[B]7 (T=24°C).....	56
Figura 34 – Corpo de prova A1SE[B]4 (T=65°C). (a) aspecto geral da superfície de fratura onde observa-se uma região de clivagem, (b) detalhes da formação dos microvazios.....	58
Figura 35 – Corpo de prova A1SE[B]5 (T=85°C). (a) aspecto da superfície de fratura onde observa-se regiões de clivagem, (b) detalhes da formação dos microvazios.....	59

Figura 36 – Corpo de prova A1CT1 ($T=24^{\circ}\text{C}$). (a) aspecto da superfície de fratura mostrando a interface entre a pré-trinca por fadiga e a propagação estável da trinca, (b) detalhes da formação dos microvazios durante a propagação estável da trinca.....	60
Figura 37 – Corpo de prova A2CT4 ($T=-20^{\circ}\text{C}$). (a) e (b) detalhes da formação dos microvazios durante a propagação estável da trinca.....	61
Figura 38 – Corpo de prova B1CT6 ($T=24^{\circ}\text{C}$). (a) fotomicrografia mostrando região de clivagem, (b) detalhe do sítio de início de fratura mostrando a inclusão nucleadora (seta) do processo de clivagem.....	62
Figura 39 – Corpo de prova B1SE[B]6 ($T=24^{\circ}\text{C}$). (a) aspecto geral da superfície de fratura mostrando a interface entre a pré-trinca por fadiga e a propagação estável da trinca, (b) detalhes da formação dos microvazios durante a propagação estável da trinca.....	63
Figura 40 – Corpo de prova B2SE[B]7 ($T=24^{\circ}\text{C}$). (a) exemplo de região de clivagem presente durante o processo de extensão da trinca, (b) detalhes da formação dos microvazios durante a propagação estável da trinca.....	64
Figura 41 – Corpo de prova B2CT7 ($T=24^{\circ}\text{C}$). (a) aspecto geral da superfície de fratura, (b) detalhes da formação dos microvazios durante a propagação estável da trinca.....	65
Figura 42 – Microestrutura da ponta pré-trinca por fadiga do corpo de prova B1SE[B]6, a mesma encontra-se na parte final de uma região reaquescida de granulação fina e se propaga em uma região como depositada. Aumento de 100X.....	66
Figura 43 – Microestrutura da ponta da pré-trinca por fadiga do corpo de prova B2SE[B]7, a mesma encontra-se em uma região como depositada. Aumento de 100X.....	66

LISTA DE TABELAS

pg.

Tabela I – Composição química da placa base (% em peso).....	36
Tabela II - Composição química dos metais de solda (% em peso).....	38
Tabela III - Valores do limite de escoamento e de resistência dos metais de solda estudados.....	38
Tabela IV – Valores de J_C e δ_m para as soldas do grupo A. Corpos de prova SE[B] (A2SE[B] 1, A2SE[B]2, A1SE[B]3, A1SE[B]4, A1SE[B]5), corpos de prova C(T) (A1CT1, A1CT2, A2CT3, A2CT4).....	57
Tabela V – Valores de J_{IC} e δ_m para as soldas do grupo B. Corpos de prova SE[B] (B1SE[B]6 e B2SE[B]7), corpos de prova C(T) (B1CT5, B1CT6, B2CT7).....	57
Tabela VI - População de inclusões (fração volumétrica), coeficiente de encruamento e limite de escoamento (a temperatura ambiente) das soldas estudadas.....	74

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM	American Society for Testing Materials
ARBL	Alta resistência e baixa liga
BS	Britisch Standard
CCT	Continuous Cooling Transformation
CTOD	Crack Tip Opening Displacement
C(T)	Compact Tensile Specimen
DC	Direct Current
F	Ferrita
AF	Ferrita Acicular
FB	Ferrita bainítica
FC	Agregados de perlita ou ferrita com carbetto na interface
FEM	Finite Element Method
FW	Ferrita Widmanstätten
HRR	Hutchison – Rice - Rosengren
HV	Dureza Vickers
M	Martensita
M-A	Microfases (Martensita-austenita e agregados de ferrita/carbetto)
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MFEL	Mecânica da Fratura Elástica Linear
MFEP	Mecânica da Fratura Elasto-Plástica
MTS	Materials Testing System
MW	Solda Manual (Welding Manual)
PF	Ferrita primária
PF(G)	Ferrita poligonal de contorno de grão
PF(I)	Ferrita poligonal intragranular
QPE	Queda de Potencial Elétrico
RRGF	Região Reaquecida de Granulação Fina
RRGG	Região Reaquecida de Granulação Grosseira
SE[B]	Single Edge Notch Bend
SW	Solda arco submerso (Welding Submerged)

VFE	Variação da Flexibilidade Elástica
ZTA	Zona Termicamente Afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

a	comprimento da trinca
a_i	comprimento instantâneo da trinca
a_0	comprimento inicial da trinca
A	área (energia) sob o diagrama carga versus deslocamento
$A_{elást}$	componente elástica da área sob o diagrama carga versus Deslocamento
$A_{plást}$	componente plástica da área sob o diagrama carga (P) versus deslocamento (Δ)
$A_{(i,i-1)}$	incremento de área sob o diagrama carga (P) versus deslocamento (Δ)
b_0	ligamento original do corpo de prova
b_i	ligamento instantâneo do corpo de prova
B	espessura do corpo de prova
B_N	espessura líquida do corpo de prova
B_e	espessura efetiva do corpo de prova
C_i	flexibilidade elástica do corpo de prova
C_{ci}	flexibilidade elástica corrigida para a rotação do corpo de prova do tipo compacto, C(T)
E	módulo de elasticidade em tração monotônica
E'	módulo efetivo de elasticidade
$f(a/W)$	função flexibilidade elástica
$f_{ij}, \overline{f_{ij}}$	funções que definem a distribuição de tensão e deformação a ponta de uma trinca em um sólido elástico linear
$\overline{g_{ij}}$	função produto entre f_{ij} e $\overline{f_{ij}}$
G	força motriz real para a extensão da trinca
J	integral J, taxa de alívio de energia elástica linear ou não-linear
$J_{elást}$	componente elástica de J
J_i	valor J de iniciação de rasgamento dúctil

J_{IC}	valor J de iniciação de rasgamento dúctil em deformação plana, tal como definido pela norma ASTM E1737/96
$J_{plást}$	componente plástica de J
J_Q	valor J candidato (provisório) a J_{IC}
J-R	curva de resistência ao trincamento dúctil tendo como parâmetro de tenacidade a integral-J da MFEP
K	fator de intensidade de tensões elásticas lineares à ponta da trinca
K_{IC}	fator de iniciação de fratura catastrófica por clivagem, com ou sem rasgamento dúctil anterior, sob deformação plana
$K_{máx}, K_{mín}$	máximo e mínimos fatores de intensidade de tensão durante propagação de pré-trincas de fadiga
n	coeficiente de encruamento
$\vec{n}$	vetor normal a linha ou superfície de integração
P	carga genérica aplicada a um corpo
$P_{máx}$	carga máxima atingida durante ensaios mecânicos de tração e tenacidade
r	distância radial (coordenada polar) a partir da ponta da trinca
r_p	fator rotacional plástico
S	distância entre apoios de carga
S_I	tensão trativa em modo I de abertura de trinca
T	temperatura
$\vec{T}_i$	componente do vetor tração (tensão) externamente aplicado a um corpo trincado
U	energia elasticamente armazenada ou disponível para a fratura
$\vec{u}_i$	componente do vetor deslocamento correspondente a uma tração externamente aplicada
V	deslocamento da abertura da trinca medido nas superfícies dos corpos de prova
V_{pl}	componente plástica da abertura da trinca
V_x	incremento do deslocamento plástico da abertura da trinca medido durante os sucessivos descarregamentos elásticos

W	largura do corpo de prova
W	densidade de energia de deformação elástica, linear ou não Linear
w	parâmetro de validade assegurada quanto ao crescimento de trinca controlado por J
z	altura das facas onde é acoplado o extensômetro para medição do deslocamento plástico da abertura da trinca
x, y	coordenadas retangulares, respectivamente paralela e ortogonal à superfície da trinca
$\bar{a}, \alpha$	coeficiente para lei de Ramberg-Osgood, fase ferrita
Γ	caminho de integração em torno da ponta da trinca para a definição de J
δ	deslocamento monotonicamente crescente
δ_c	valor de CTOD crítico de ruptura para materiais que apresentam nenhuma ou pouca propagação estável da trinca
$\delta_{elást}$	componente elástica do valor de CTOD
δ_i	valor de CTOD para uma propagação da trinca de aproximadamente 0,2mm
δ_m	valor de CTOD para a carga máxima
$\delta_{plást}$	componente plástica do valor de CTOD
δ_u	valor de CTOD para o início de propagação instável da trinca
δ_t	valor total de CTOD
$\overline{\Delta a_p}$	propagação dúctil média da trinca
Δa	propagação da trinca
ε	deformação real ou verdadeira
ε_{ij}	campo de deformações imediatamente à frente da trinca
ε_0	deformação de referência tomada no limite de escoamento macroscópico
γ	fase austenita
θ	ângulo polar medido a partir do plano da trinca
ν	coeficiente de poisson

σ	tensão real ou verdadeira
σ_{ij}	campo de tensões elásticas imediatamente à frente da trinca
σ_0	limite real de escoamento em tração monotônica
σ_y	valor médio entre o limite de escoamento e o limite de resistência

1 – INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

Nas últimas décadas tem sido observado um crescente interesse em estruturas soldadas, uma vez que estas estruturas são geralmente empregadas em situações de alta responsabilidade, como no caso da indústria nuclear que requer parâmetros de projeto extremamente precisos. Qualquer erro devido a parâmetros de projeto inadequados pode colocar em risco a vida de pessoas e acarretar enormes perdas econômicas.

Quando a soldagem é empregada nos processos de fabricação, uma grande variedade de problemas podem ser desenvolvidos devido à expansão e contração dos materiais envolvidos, além dos efeitos de constricção introduzidos pela estrutura. Tensões residuais consideráveis, de valores muitas vezes comparáveis ao limite de escoamento do material, são comuns na região da solda (MASUBUCHI¹, 1980 apud BISWAS, 1994). Assim, vários trabalhos já foram publicados sobre a avaliação da tenacidade à fratura em juntas soldadas utilizando os conceitos da mecânica da fratura (LIU e VARGA, 1994; KUMAR et alii, 1995), onde foi observado que as heterogeneidades microestruturais e mecânicas dificultam a avaliação da tenacidade das soldas. A integral - J, por exemplo, é afetada pela heterogeneidade do material, imperfeições geométricas, tensões residuais, etc. No entanto, se observadas certas condições relativas ao crescimento estável da trinca e o escoamento do material, a integral-J mantém sua característica de independência de contorno permanecendo como um parâmetro válido de análise de tenacidade (ZHANG et alii, 1989).

O surgimento de novos materiais tem exigido uma evolução paralela na qualidade dos aços, como os microligados e os de alta resistência e baixa liga (ARBL). Entretanto, o grande problema destes aços é o de manter sua alta resistência sem o prejuízo de sua tenacidade, principalmente com relação às juntas soldadas, onde esta propriedade é bastante exigida. De maneira a se obter as propriedades acima citadas, que geralmente se contrapõem, o teor de carbono é reduzido e a desejada combinação de resistência mecânica e tenacidade das soldas é possível de ser conseguida pela adição de elementos de liga, tais como titânio, molibdênio,

¹ MASUBUCHI, K., 1980, "Analysis of welded structures", *Pergamon Press, New York*, apud BISWAS, K., 1994, "Notch tip deformation and J-integral analysis for implant weldability test specimen", *Internat. Journal of Fracture*, vol. 67, pp. 99-116.

níquel, cromo, vanádio e alumínio (BHADESHIA e SVENSSON, 1989). A temperabilidade é sensivelmente aumentada com a adição destes elementos de liga no metal de solda e consequentemente, a microestrutura presente, que normalmente é decorrente da transformação da austenita em ferrita acicular e em ferrita de contorno de grão (ferrita poligonal e ferrita de placas laterais), é transformada em uma microestrutura denominada do tipo de ripas, que é constituída de ferrita acicular, bainita e martensita de baixo teor de carbono.

No projeto de soldas especiais, como as empregadas nos aços estruturais que apresentam uma microestrutura do tipo de ripas, é de fundamental importância o estudo da tenacidade à fratura do metal de solda e da zona termicamente afetada pelo calor, pois a temperatura de transição frágil-dútil para estas soldas encontra-se próxima das temperaturas de serviço, geralmente entre 25°C e -10°C (BOSE FILHO, 1995). Alguns trabalhos científicos já foram publicados, avaliando-se a tenacidade à fratura de soldas que possuem uma microestrutura do tipo clássica (BOSE FILHO, 1995 e SMITH et alii, 1989), sendo o ensaio de impacto Charpy largamente empregado para a comparação da tenacidade à fratura neste tipo de soldas (DeLOACH e FRANK, 1990). Entretanto, como foi verificado por FAIRCHILD et alii², (1991) apud BOSE FILHO, (1995), este tipo de ensaio é, na maioria das vezes, insensível quando a microestrutura varia a curta distância, como no caso das soldas compostas de múltiplos cordões. Em soldas de resistência mecânica mais elevada que ainda apresentam uma microestrutura clássica ou do tipo de ripas, poucos são os trabalhos publicados (BOSE FILHO, 1995), onde é avaliada a influência da microestrutura na tenacidade à fratura por meio dos conceitos da mecânica da fratura, como CTOD, K_{IC} e principalmente, J_{IC} . BHADESHIA e SVENSSON, (1989), apresentaram um estudo da metalurgia física e BOSE FILHO, (1995), fez um levantamento da variação da tenacidade à fratura com a temperatura, traçando curvas de transição frágil-dútil, utilizando o conceito de CTOD, para vários metais de solda com aços ARBL.

² FAIRCHILD, D. P., BANGARU, N. V., KOO, J. Y., HARRISON, P. L. and OZEKICIN, A., 1991, "A study concerning intercritical HAZ microstructure and toughness in HSLA steels", *Welding Journal*, vol 12, pp. 321s-329s apud BOSE FILHO, W. W., 1995, *PhD Thesis*, The University of Birmingham, U.K.

Como o conceito da integral-J, tem tido larga aceitação como parâmetro de tenacidade em projetos de componentes de alta responsabilidade (TARPANI, 1995), o presente trabalho tem como principal objetivo a avaliação da influência da composição microestrutural na tenacidade à fratura, em soldas de alta resistência e baixa liga cujas microestruturas são do tipo clássica e do tipo de ripas, empregando-se o conceito da integral-J.

2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - Microestrutura dos metais de solda C-Mn

2.1.1 - Processos de soldagem por arco elétrico manual e por arco submerso

No processo de soldagem por arco elétrico manual, o arco de soldagem é formado ao se passar uma corrente elétrica entre o eletrodo e a peça a ser soldada. A temperatura do arco pode alcançar até aproximadamente 20.000K, o que fornece a energia necessária para fundir a ponta do eletrodo e parte da peça. O eletrodo é parcialmente transferido para a poça de fusão e parte dele reage para formar uma proteção gasosa sobre a poça durante a soldagem. Uma camada de escória é formada pelos constituintes presentes que reagem com o oxigênio da atmosfera e impurezas presentes na poça da solda e a protegem durante o seu resfriamento.

A soldagem por arco submerso é um processo de soldagem no qual um arco elétrico formado entre a ponta do eletrodo e o metal base é protegido por um fluxo granuloso adicionado na região do arco. Parte deste fluxo é consumida na formação da escória que protege a poça. Como o eletrodo e a poça de fusão estão protegidos pelo fluxo, a solda é feita sem salpicos, faíscas ou fumaça, geralmente observados em outros processos de soldagem.

2.1.2 - Decomposição da austenita

A decomposição da austenita durante o resfriamento do metal de solda pode produzir uma grande variedade de microconstituintes, os quais dependem da taxa de resfriamento e da composição química do aço.

Para os metais de solda C-Mn apresentando limites de escoamento variando entre 350 e 550MPa, a decomposição da austenita durante o resfriamento origina algumas morfologias da ferrita que são ferrita alotriomórfica, ferrita Widmanstätten (ou ferrita de placas laterais) e ferrita acicular. A distribuição de outras fases finas, tais como austenita retida e martensita, denominadas de constituintes M-A, podem estar presentes entre as ferritas aciculares e a alotriomórfica. Para os metais de solda de alta resistência e baixa liga, com limite de escoamento maior que 690MPa, a

decomposição da austenita resulta em uma microestrutura composta de ferrita acicular, bainita e martensita de baixo teor de carbono, com presença de microfases.

A identificação das microestruturas nos metais de solda é geralmente feita por microscopia ótica. A nomenclatura utilizada neste trabalho é similar à proposta pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW (1988)), cujas recomendações são baseadas no esquema proposto originalmente por ABSON e DOLBY, (1980). A nomenclatura utilizada é descrita a seguir, em ordem decrescente de temperatura de transformação:

PF - ferrita primária ou alotriomórfica, que pode apresentar-se em duas formas: ferrita de contorno de grão, PF(G), ou ferrita poligonal intragranular, PF(I)

FW - ferrita Widmanstätten, também conhecida como ferrita de segunda fase ou ferrita de placas laterais

AF - ferrita acicular

B- bainita, que pode apresentar-se em duas formas: bainita superior (FB_U) ou bainita inferior (FB_I)

FC - agregados de perlita ou ferrita com carbeto na interface.

M - colônias de martensita que são maiores que as ripas de ferrita adjacentes dentro dos grãos da austenita primária.

M-A - microfases, quando as colônias são menores que as ripas de ferrita adjacentes dentro do grão da austenita primária, (Martensita - Austenita e agregados de ferrita / carbeto).

2.1.3 - Parâmetros que afetam a microestrutura do metal de solda

Os dois parâmetros principais que controlam a microestrutura do metal de solda são a composição química e a taxa de resfriamento. Do diagrama CCT de transformação em resfriamento contínuo para um metal de solda C-Mn, ver Fig. 1, pode ser observado que o acréscimo da taxa de resfriamento conduz a um progressivo decréscimo da temperatura de início de transformação da austenita. Isto acarreta um favorecimento das fases bainita e martensita, que se formam a baixas temperaturas e uma inibição daquelas que se formam a mais altas temperaturas, como a ferrita alotriomórfica.

Figura 1- Diagrama CCT para um metal de solda C-Mn. Os símbolos representam: PF – ferrita primária ou alotriomórfica; FW - ferrita Widmanstätten; AF - ferrita acicular; M - martensita, FC - agregado ferrita/carbeto.

A adição de elementos de liga nas soldas promove um forte efeito na microestrutura, tanto pelo acréscimo da temperabilidade como pelo controle do teor de oxigênio no metal de solda. Para que valores aceitáveis de tenacidade ao impacto nas baixas temperaturas de serviço sejam alcançados, é necessário que a ocorrência de fratura frágil seja evitada. Esta condição pode ser obtida pelo controle da microestrutura. Nos metais de solda, o aumento da tenacidade pode ser conseguido das seguintes formas: pelo acréscimo da quantidade de ferrita acicular; pelo uso de consumíveis do tipo básico, para produzir soldas de baixos níveis de oxigênio e consequentemente baixo volume de inclusões e pelo rigoroso controle de impurezas, tais como: S, P, As, Sb e N (SVENSSON e GRETOFT, 1990). A ação dos principais elementos de liga que atuam no controle da microestrutura é descrito resumidamente a seguir.

O Mn reduz o percentual de ferrita de contorno de grão e causa um progressivo aumento na percentagem de ferrita acicular. Segundo EVANS, (1980), o pico de tenacidade é alcançado com aproximadamente 1,5% de Mn, na condição de como soldado.

O carbono também promove a formação de ferrita acicular, com decréscimo da ferrita de contorno de grão. A taxa de formação da ferrita Widmanstätten também é afetada. O pico de tenacidade é alcançado com a combinação de 0,07% a 0,09% de C e 1,4% de Mn (EVANS, 1983).

O aumento no teor de níquel de até cerca de 3,5%, acarreta um progressivo aumento na percentagem de ferrita acicular, às custas da ferrita alotriomórfica, cujo resultado final é um aumento na temperabilidade (EVANS, 1990).

O titânio, até o nível de 30ppm, refina a microestrutura e promove maior formação de ferrita acicular. A formação de compostos de titânio na superfície das inclusões metálicas age como nucleante da ferrita acicular (EVANS, 1991(a)).

O alumínio tem ação desoxidante e como consequência reduz o oxigênio levando à formação de inclusões. Em maiores quantidades, reduz a tenacidade pela diminuição da quantidade de ferrita acicular, que é compensada por ferrita de segunda fase (EVANS, 1991(c)). Se o alumínio é adicionado juntamente com o titânio, induz a modificação da ação do titânio (EVANS, 1992). Se as variações na quantidade de Ti, O e Al são significativas, pode haver alteração nas populações das inclusões não metálicas.

Molibdênio e cromo promovem a formação de bainita às custas da ferrita acicular. Porém, o efeito combinado destes dois elementos reduz a formação de martensita de baixo carbono e de microfases (EVANS, 1988 e 1989).

O silício tem ação desoxidante e promove um aumento na ferrita acicular, com o decréscimo da ferrita alotriomórfica e ferrita Widmanstätten. Sua adição tem maior efeito para baixos teores de Mn, (0,6%) (EVANS, 1986).

O boro, quando em solução sólida na austenita, causa aumento na temperabilidade, porém na forma de nitretos e carbetos tende a reduzir a temperabilidade (BHADESHIA e SVENSSON, 1993).

O nióbio aumenta a temperabilidade e suprime as reações da ferrita e da perlita. É observado que durante a solidificação tende a ser segregado nos contornos de grão, causando alta temperabilidade e conseqüentemente a formação de regiões isoladas de martensita. Segundo EVANS (1991(b)), os níveis de nióbio devem ser mantidos ao mínimo, uma vez que sua atuação é prejudicial à tenacidade.

A adição de vanádio causa um acréscimo na ferrita acicular, com uma diminuição progressiva da ferrita primária e da ferrita com segunda fase. Promove o refinamento de grão nas regiões reaquecidas de granulação fina e após tratamento térmico; níveis de até 200ppm de vanádio podem ser tolerados sem prejuízo da tenacidade.

Segundo BHADESHIA e SVENSSON, (1993), o nitrogênio possui um forte efeito negativo na tenacidade do metal de solda. Atuando junto com o boro aumenta a temperabilidade e pode assim promover a formação de ferrita acicular. O teor de nitrogênio livre deve ser controlado, pois este pode combinar com o Ti e formar nitretos, evitando a formação de óxidos de Ti que são efetivos nucleantes da ferrita acicular.

2.1.4 - Efeito das inclusões no desenvolvimento microestrutural

Os elementos desoxidantes presentes na poça de fusão removem grande parte do oxigênio presente pela formação de inclusões. Parte destas inclusões permanecem na poça durante a solidificação e parte é removida na forma de escória. A distribuição, tamanho, fração volumétrica e composição química das inclusões têm uma grande influência no desenvolvimento microestrutural do metal de solda. São

muitas as correlações entre microestruturas presentes e o tipo de nucleante. Por exemplo, ferrita de contorno de grão e ferrita Widmanstätten são associadas com inclusões que contêm silício e manganês. No entanto, não existe consenso na literatura quanto ao efeito específico dos tipos de inclusões na transformação da austenita para ferrita. A efetividade de uma inclusão em atuar como nucleante da ferrita pode depender mais da composição e das características de sua superfície do que da composição de seu núcleo.

2.1.5 - Microestrutura das soldas de múltiplos passes

Nas soldas de múltiplos passes é observada a existência de regiões reaquecidas decorrentes da deposição de passes subsequentes. Estas regiões reaquecidas foram submetidas aos processos de transformação de fase que geralmente ocorrem no estado sólido e na recristalização. Como consequência, aumentos da heterogeneidade microestrutural e das propriedades mecânicas resultantes são resultados esperados. A microestrutura final será composta por regiões denominadas de metal como depositado seguidas de regiões reaquecidas, tal como ilustrado na Fig. 2 para um metal de solda que apresenta uma microestrutura clássica composta de ferrita alotriomórfica, ferrita Widmanstätten e ferrita acicular

As microestruturas das regiões reaquecidas dependerá do pico de temperatura alcançado durante a deposição dos passes subsequentes. Duas áreas podem ser identificadas a partir da linha de fusão, as regiões reaquecidas de granulação grosseira e de granulação fina. Próximo à linha de fusão, altas temperaturas de recristalização são alcançadas promovendo um rápido crescimento equiaxial dos grãos da austenita, o que induz à formação de uma granulometria grosseira. Nesta região, a decomposição da austenita conduz à formação de ferrita acicular circundada por ferrita de contorno de grão com possíveis formações de ferrita Widmanstätten. Com um progressivo decréscimo da temperatura de recristalização ocorrerá um refino da microestrutura, que consistirá basicamente de ferrita equiaxial de granulação fina.

Figura 2 - Progressão microestrutural de um metal de solda com uma microestrutura do tipo clássica. É possível observar a linha de fusão separando a região como depositada das regiões reaquecidas que são formadas de região reaquecida de granulação grosseira, RRGG, e região reaquecida de granulação fina, RRGF. Aumento de 80X.

Regiões reaquecidas são observadas nos metais de solda com uma microestrutura do tipo ripas, porém a microestrutura é mais homogênea e similar à da região como depositada, como pode ser visto na Fig. 3. Isto ocorre principalmente devido à diminuição da temperatura de transformação $\alpha \rightarrow \gamma$ durante o reaquecimento, causada pela adição de elementos de liga, que permite que uma grande quantidade de regiões reaquecidas possam ser reaustenitizadas. Por outro lado, a alta temperabilidade assegura que as regiões reaustenitizadas possam ser transformadas em uma microestrutura similar à da região como depositada. Como esse tipo de microestrutura é mais refinada a identificação das regiões reaquecidas não é tão clara.

Figura 3 - Progressão microestrutural do metal de solda, com uma microestrutura do tipo de ripas, com ausência de ferrita de contorno de grão. Aumento de 80X.

2.2- Integral-J

2.2.1 - Considerações gerais

A caracterização dos campos de tensão e de deformação na ponta de uma trinca aguda é fundamental para a análise da tenacidade de um material por meio da mecânica da fratura. Para a Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL) clássica, o parâmetro de medida da tenacidade é dado pelo fator de intensidade de tensão, K , expresso como uma função da geometria do corpo de prova utilizado e do carregamento aplicado. Este conceito é válido para uma classe limitada de problemas onde corpos de prova trincados apresentam deformação plástica reduzida na ponta da trinca. Segundo BROW e SRAWLEY³, (1966) apud TARPANI, (1995), a zona plástica na ponta da trinca não deve exceder mais do que 10% das dimensões do componente. Este é o caso dos materiais que apresentam alta resistência e baixa ductilidade.

Para uma grande faixa de materiais estruturais que apresentam alta tenacidade, a ocorrência de intensa deformação plástica nas regiões ao redor da ponta da trinca inviabiliza o uso da análise elástica. Para estes materiais, as técnicas da Mecânica da Fratura são baseadas na resposta de materiais dúcteis e a análise é feita por meio da Mecânica da Fratura Elasto Plástica (MFEP). Para o comportamento elasto plástico (aproximadamente elástico não-linear), HUTCHINSON, (1968); RICE e ROSENGREN, (1968), mostraram que os campos de tensão e de deformação na frente de uma trinca estacionária, podem ser descritos por um fator único denominado integral-J. As equações de HUTCHINSON, (1968); RICE e ROSENGREN, (1968), ficaram conhecidas como soluções HRR ou campos HRR. Nestes casos, assume-se que os campos HRR atuam na ponta da trinca durante o seu crescimento.

Os campos de tensão (σ_{ij}) e de deformação (ϵ_{ij}) logo à frente da trinca (campos HRR), no seu limite ($r \rightarrow 0$) são dados por:

³ BROWN, W. F. Jr. and SRAWLEY, J. E., 1966, "Plane strain crack toughness testing of high strength metallic materials", *ASTM STP 410*, apud TARPANI, J. R., 1995, "Avaliação da estabilidade de trincas em componentes estruturais por meio do parâmetro elasto-plástico Integral-J", Tese de Doutorado, *Universidade de São Paulo, São Carlos, Brasil*.

$$\mathbf{s}_{ij} = \mathbf{s}_0 \left(\frac{EJ}{\bar{\mathbf{a}} \cdot \mathbf{s}_0^2 \cdot I_n \cdot r} \right)^{1/(n+1)} \cdot \mathbf{f}_{ij}(\mathbf{q}, n) \quad (1)$$

$$\mathbf{e}_{ij} = \frac{\bar{\mathbf{a}} \mathbf{s}_0}{E} \left(\frac{EJ}{\bar{\mathbf{a}} \cdot \mathbf{s}_0^2 \cdot I_n \cdot r} \right)^{n/(n+1)} \cdot \bar{\mathbf{f}}_{ij}(\mathbf{q}, n) \quad (2)$$

onde σ_0 é o limite de escoamento, tal como em um ensaio de tração monotônica e ε_0 é a deformação correspondente, I_n é uma constante de integração que depende de n , e $\mathbf{f}_{ij}$ e $\bar{\mathbf{f}}_{ij}$ são funções que definem a distribuição de tensão e de deformação na ponta da trinca, respectivamente, r é a distância radial a partir da ponta da trinca e θ é o ângulo polar sobre a trinca. Os valores de n e $\bar{\mathbf{a}}$ são obtidos a partir do modelo de Ramberg-Osgood, o qual é uma lei constitutiva que descreve a relação tensão-deformação do material, sendo expressa matematicamente por:

$$\frac{\mathbf{e}}{\mathbf{e}_0} = \frac{\mathbf{s}}{\mathbf{s}_0} + \bar{\mathbf{a}} \left(\frac{\mathbf{s}}{\mathbf{s}_0} \right)^n \quad (3)$$

onde o coeficiente de encruamento, $\bar{\mathbf{a}}$, é tomado como sendo a unidade. O valor de n (expoente de encruamento) pode ser obtido em um ensaio convencional de tração, cujo valor é o da inclinação da curva da tensão real versus deformação real, em escala bilogarítmica.

O produto entre σ_{ij} e ε_{ij} das Eq(s). 1 e 2, conduz a uma aproximação do tipo $J \cdot r^{-1} \cdot \bar{g}_{ij}(\theta, n)$ quando $r \rightarrow 0$, que mostra a singularidade dos campos de tensão e de deformação atuando na ponta da trinca e o parâmetro que descreve esta singularidade é a integral-J.

As soluções HRR nas regiões próximas à ponta da trinca podem não ser válidas, se existe uma certa quantidade de crescimento de trinca; neste caso, a integral-J deixa de atuar como um parâmetro deste campo singular. No entanto, se a quantidade de crescimento de trinca permanece dentro de um certo limite e respeitada algumas condições relativas ao tamanho da zona plástica na ponta da

trinca, a integral-J prevalece (PARIS et alii⁴, 1979, apud RAHMAN e BRUST, 1992). Um valor crítico de J pode ser utilizado como um parâmetro de iniciação de trinca (J_{IC}), assim como a curva de resistência ($J \times \Delta a$), onde Δa é o valor do acréscimo ao comprimento da trinca, para a análise da resistência ao crescimento de trinca (RAHMAN e BRUST, 1992).

O conceito da integral-J também pode ser aplicado para materiais não homogêneos como por exemplo na linha de fusão de componentes soldados (ZHANG et alii, 1989). A constrictão devido à não homogeneidade pode ter efeito no comportamento à fratura do material, mas os resultados mostram que a integral-J ainda mantém suas características.

A integral-J, também denominada de taxa de liberação de energia, e o valor de CTOD, medida do deslocamento da abertura na ponta da trinca, são atualmente os parâmetros mais utilizados na determinação da tenacidade à fratura em materiais dúcteis. A integral-J oferece uma vantagem adicional, que é a de poder ser estimada por métodos numéricos, como o método de elementos finitos (FEM), onde os campos de tensão e de deformação são facilmente determinados, mesmo para geometrias complexas (BISWAS, 1994).

2.2.2 - Definição analítica da integral-J

Proposta inicialmente por RICE, (1968a), a integral-J é definida como sendo uma integral de contorno, pressupondo comportamentos linear ou não linear. Considere um corpo bidimensional, contendo uma trinca e carregado em tração monotônica no modo I de carregamento, conforme apresentado na Fig. 4. Neste caso a integral-J é definida por:

$$J = \int_{\Gamma} \left(W dy - \vec{T}_i \cdot \frac{\nabla \bar{u}_i}{\nabla x} ds \right) \quad (4)$$

Onde xy é o sistema de coordenadas ortogonais, no qual o eixo x é paralelo à trinca ou entalhe. Γ é uma curva de contorno ao redor da ponta da trinca que é o caminho

⁴ PARIS, P. C., TADA, H., ZAHOR, A., and ERNST, H., 1979, "The theory of instability of the tearing mode of the elastic plastic crack growth", *Elast. Plast. Fract., ASTM STP 668*, pp. 536, apud RAHMAN, S. and BRUST, F. W., 1992, "An estimation method for evaluating energy releases rates of circumferential through-wall cracked pipe welds", *Engn. Frac. Mech.*, vol 43(3), pp. 414-430.

de integração e ds é um elemento de Γ . $\bar{T}_i$ é o vetor de tração relacionado ao tensor de tensão dado por: $\bar{T}_i = \bar{\sigma}_{ij} \cdot \bar{n}_j$, onde $\bar{n}_j$ é a normal ao longo do caminho de integração. $\bar{u}_i$ é o vetor deslocamento na direção x e W é a densidade de energia de deformação elástica por unidade de volume dado por:

$$W(x, y) = W(\mathbf{e}_{ij}) = \int_0^{\mathbf{e}_{ij}} \mathbf{s}_{ij} d\mathbf{e}_{ij} \quad (5)$$

Onde σ_{ij} e ε_{ij} são respectivamente os tensores infinitesimais de tensão e de deformação.

Figura 4 - A integral-J bidimensional independente do contorno (RICE, 1968a).

A partir da Fig. 4, Rice (1968a) mostrou que para quaisquer dos caminhos, Γ_1 e Γ_2 , sendo Γ_1 um contorno antihorário e Γ_2 um contorno horário, incluindo-se também as faces da trinca e formando consequentemente um contorno fechado, a integral-J, definida na eq. (4) é nula, uma vez que o valor de J nas faces da trinca é zero, pois como não há deslocamento vertical, $dy = 0$ e $T=0$, ou seja, a tensão é nula nas faces da trinca. Então J tem o mesmo valor quando calculada sobre os percursos Γ_1 e Γ_2 .

$$J_{\Gamma_1} = J_{\Gamma_2} \quad (6)$$

Este fato mostra a independência de J em relação ao caminho considerado. Consequentemente, a integral- J calculada sob um caminho fechado iniciado na face inferior da trinca e terminado na face superior, envolvendo o gume da trinca e percorrido no sentido antihorário, é um valor único para todos os contornos Γ . É comprovada assim a singularidade dos campos de tensão e de deformação à frente da trinca.

Esta é uma das vantagens do método, pois J pode ser obtido pela seleção do percurso mais adequado. A integral- J é então um parâmetro de caracterização singular da ponta da trinca, uma vez que a trinca é o único ponto circundado por todos os contornos tipo Γ (ERNST et alii, 1981).

A definição de J segundo a Eq. 4 supõe um material elástico linear ou não linear. Assim, J pode ser interpretado, para um comportamento puramente elástico, como sendo equivalente à taxa de alívio de energia, podendo ser calculada a partir da energia potencial armazenada no corpo (RICE, 1968b).

RICE, (1968b), mostrou matematicamente que:

$$J = -\frac{dU}{da} \Big|_{\delta \text{ ou } P \text{ cte}} \quad (7)$$

Onde U é a energia potencial elástica, linear ou não linear, a é o comprimento da trinca, δ é o deslocamento e P a carga aplicada.

A integral- J pode então ser indiferentemente descrita em função do campo de tensão-deformação na ponta da trinca, conforme a Eq. 4 ou em termos energéticos, Eq. 7. G é definido como a força motriz para a extensão da trinca na Mecânica da Fratura Elástica Linear. J é uma extensão de G , valendo para além do comportamento linear elástico, ou seja, é o correspondente não linear de G . Desta forma, o conceito de integral- J é inteiramente compatível com a teoria da Mecânica da Fratura Elástica Linear.

2.2.3 - A integral-J em condições elasto-plásticas

Conceitualmente, a definição de J não pode ser estendida para situações nas quais ocorra deformação plástica ou quando haja crescimento estável de trinca, uma vez que, nestes casos uma parcela da deformação não é reversível, o que torna J dependente do caminho ou do contorno considerado (BEGLEY e LANDES, 1972).

Entretanto, evidências mostram, através de experimentos ou de análises por elementos finitos, que caso não ocorra propagação da trinca e nas condições de carregamento monotônico e escoamento restrito do material, o desvio nos valores de J é desprezível, e o comportamento plástico do material pode ser aproximado ao comportamento elástico não linear. Nestas condições, J pode ainda ser determinado experimentalmente (RICE, 1976).

O significado físico de J para o comportamento elasto-plástico é o de uma medida da intensidade dos campos de tensão e de deformação elasto-plásticas característicos na ponta da trinca (BEGLEY e LANDES, 1972). RITCHIE e THOMPSON⁵, (1985) apud TARPANI, (1995) definiram-na como a intensidade da força motriz nominal para a extensão da trinca.

A caracterização de crescimento estável de trinca é de fundamental importância, uma vez que grande parte dos materiais estruturais, soldados ou não, apresentam tal comportamento. As relações matemáticas da integral-J inicialmente desenvolvidas não consideram o crescimento estável de trinca e são válidas apenas para trincas estacionárias carregadas monotonicamente com baixas taxas de deformação, (RICE, 1976). Surgem então alguns problemas com relação ao parâmetro de caracterização J , pois o crescimento estável da trinca provoca simultaneamente um descarregamento elástico do corpo e deformação plástica na ponta da trinca (HUTCHINSON e PARIS, 1979). Sob estas condições, a integral-J já não teria aplicabilidade. Porém, como a maioria dos metais apresentam pequenas quantidades de crescimento estável de trinca em relação às dimensões dos componentes, a teoria original de J pode ainda ser utilizada sob algumas condições.

⁵ RITCHIE, R. O. and THOMPSON, A. W., 1985, "On macroscopic and microscopic analysis for crack growth toughness in ductile alloys", *metallurgical transactions*, vol. 16A, pp. 233-248 apud TARPANI, 1995, Tese de Doutorado, *Universidade de São Paulo, São Carlos, Brasil*

Diz-se então que há crescimento estável de trinca controlado por J , ou seja, J caracteriza completamente as condições na ponta da trinca.

Estas condições garantem que as zonas de descarregamento elástico e deformação plástica na ponta da trinca permaneçam pequenas em relação às dimensões do campo HRR, os campos de tensão e deformação na ponta da trinca definidos por HUTCHINSON, (1968), RICE e ROSENGREN, (1968), conforme apresentada na Fig. 5. As soluções HRR são apropriadas para as regiões nas quais os efeitos de arredondamento da ponta da trinca são desprezíveis, geralmente isto equivale a cerca de 2 ou 3 ordens de grandeza da abertura da ponta da trinca, CTOD, ou equivalentemente distâncias da ordem de $2J/\sigma_0$ (BETEGÓN e HANCOCK, 1991). O contorno de integração selecionado para a obtenção de J , deve englobar totalmente a zona plástica, de outro modo J será dependente do contorno considerado (KUANG e CHEN, 1996).

Figura 5 - Condição para crescimento de trinca controlado por J (HUTCHINSON, 1968; RICE e ROSENGREN, 1968).

As condições para um crescimento estável de trinca relativamente pequeno pode ser expresso como:

$$\Delta \bar{a} \ll b_0 \quad (8)$$

ou seja, o nível médio de propagação estável de trinca, $\Delta \bar{a}$, deve ser bastante pequeno em relação ao ligamento original, b_0 .

Segundo a norma ASTM E1737, (1996), este valor é da ordem de 10%. Já a norma ASTM E1820, (1996), permite extensões de até 25%. Para a zona de deformação plástica na ponta da trinca a condição pode ser estabelecida em termos de w , que é o parâmetro de validade assegurada quanto ao crescimento de trinca controlado por J .

$$w = \frac{b_0}{J} \cdot \frac{dJ}{d\Delta \bar{a}} \gg 1 \quad (9)$$

Este fato também implica na necessidade de pequenas propagações estáveis de trinca. O valor mínimo de w é uma função da geometria do corpo de prova.

Apesar de sua relativa independência de caminho durante o seu crescimento, o valor J contém crescentes porções de trabalho realizado na zona plástica durante o crescimento da trinca, o que superestima o valor J , pois o trabalho realizado na zona plástica não é considerado trabalho essencial no processo de fratura (COTTERELL e ATKINS, 1996). Diferentes geometrias impõem diferente constrictão nos corpos de prova e conseqüentemente na deformação plástica, de modo que o tamanho e a geometria do corpo de prova determina a quantidade de trabalho realizado na zona plástica. Desta forma as curvas de resistência à propagação da trinca são dependentes da espessura e da geometria do corpo de prova. Esta dependência já é bem documentada na literatura (⁶XIA et alii, 1995, JOYCE e LINK, 1995, XIA e SHIH, 1995 apud COTTERELL e ATKINS, 1996). No entanto, se a deformação é suficientemente contida, de modo que se estabeleça um firme estado de propagação, a dissipação de energia na zona plástica será independente da geometria ou do

⁶ L. XIA, C. F. SHIH, and J. W. HUTCHISON, 1995, "A computational approach to ductile crack growth under large scale yielding conditions, *Jour. of Mech. Solid*, 43, pp. 389-413 / J. A. JOYCE and R. E. LINK, 1995, "Effects of constraint on upper shelf fracture toughness, *ASTM STP 1256* / L. XIA and C. F. SHIH, 1995, "Ductile crack growth – A numerical study using computational cells with microstructurally based length scales", *Jour. of the Mech. Phy. Solid*, 43, pp. 233-259, apud B. COTTERELL and A. G. ATKINS, 1996, "A review of the J and I integrals and their implications for crack growth resistance and toughness in ductile fracture", *Int. Jour. of Frac.*, 81, pp. 357-372.

tamanho do corpo de prova. Neste caso, a curva de resistência é única e pode ser usada para a predição da instabilidade em qualquer tipo de corpo de prova ou estrutura grande o suficiente para garantir tais condições.

A dependência do valor de J com a espessura e a geometria do corpo de prova não é verificada quando é utilizado o valor J de iniciação. Até a iniciação da fratura, a deformação plástica é aproximadamente proporcional, ou seja, quase idêntica à de um material elástico não linear com curva $\sigma \times \varepsilon$ de mesmas características, sendo convenientemente modelada por um comportamento não linear (COTTERELL e ATKINS, 1996).

2.2.4 - Determinação experimental de J

A primeira técnica desenvolvida para a determinação experimental de J foi fundamentada nos estudos de BEGLEY e LANDES, (1972). Esta técnica requer o uso de múltiplos corpos de prova pré-trincados por fadiga com diferentes comprimentos de trinca, carregados a dados valores de deslocamento. O valor de J é então calculado a partir da definição de taxa de energia, representado pela eq. 7. Além do número excessivo de corpos de prova, o que torna o ensaio demorado e dispendioso, há a desvantagem de não ser garantida a obtenção de informações a respeito da tenacidade do material (LANDES et alii, 1979).

RICE et alii, (1973), a partir da definição básica da integral- J relacionaram J à área sob a curva carga x deslocamento, ou seja, J , em função do trabalho realizado durante o carregamento do corpo de prova por unidade de área não trincada, conforme ilustra a Fig. 6. Para uma barra trincada, fletida sob três pontos (SE[B]), J pode ser expresso matematicamente por:

$$J = \frac{2A}{b_0} \quad (10)$$

Onde A é o trabalho elasto-plástico realizado no carregamento do corpo de prova para um dado deslocamento, por unidade de espessura, e b_0 é o ligamento original do corpo de prova.

O valor de J pode então ser calculado a partir de uma única curva carga x deslocamento. No caso de corpos de prova do tipo compacto, C(T), a rotação dos

corpos de prova deve-se levada em consideração. MERKLE e CORTEN⁷ (1974) apud TARPANI (1995) desenvolveram a seguinte modificação da eq. (10).

$$J = \frac{hA}{b_0} \quad (11)$$

Onde $h = 2 + (0,522) b_0 / W$ e W é a largura do corpo de prova.

Figura 6 - A integral J como uma função da área sob o diagrama P-δ (RICE, 1973)

2.2.5 - Valor J de iniciação de fratura e as curvas de resistência à propagação dúctil de trincas (Curvas J-R)

A obtenção de J como um parâmetro de caracterização do início do processo de fratura pode ser descrito resumidamente da seguinte maneira. O processo de fratura é iniciado a partir de uma trinca de fadiga. Quando carregada, a ponta desta trinca sofre um arredondamento, que pode crescer com o acréscimo deste carregamento, até um ponto onde ocorre a extensão da frente desta trinca. Neste

⁷ MERKLE, J. G. and CORTEN, H. T., 1974, *Journal of Pressure Vessel Technology Transactions of the American Society of Mechanical Engineers*, vol. 98, pp. 37-43, apud TARPANI, J. R., 1995, "Avaliação da estabilidade de trincas em componentes estruturais por meio do parâmetro elasto-plástico Integral-J", Tese de Doutorado, Universidade de São Paulo, São Carlos, Brasil.

ponto, um parâmetro para caracterização do início de fratura é medido e é denominado de J_{IC} , que é o valor de J de iniciação de rasgamento estável, sob estado de deformação plana ou tenacidade à fratura. O ponto de medida de J_{IC} é determinado em um gráfico de J versus crescimento de trinca, denominado de curva de resistência ou curva J-R.

A Fig. 7 mostra esquematicamente uma curva de resistência para um material dúctil. No estágio inicial de deformação existe apenas uma pequena quantidade de crescimento de trinca aparente devido ao arredondamento na ponta da trinca, a inclinação da curva é causada por este arredondamento. Quando J cresce, o material na ponta da trinca falha e a trinca avança. O crescimento inicial da trinca é geralmente estável, podendo posteriormente ocorrer a instabilidade.

A curva de resistência à propagação lenta e estável de trincas, juntamente com o parâmetro de caracterização de início de fratura, são certamente os mais importantes instrumentos de avaliação do comportamento à fratura de materiais dúcteis.

Figura 7 - Curva J-R esquemática para um material dúctil.

As aplicações das curvas JR vão desde as mais rotineiras, como o índice de tenacidade à fratura do material para seleção de materiais e controle de qualidade, até as mais complexas, como a avaliação de estabilidade de trincas em componentes estruturais de altíssima responsabilidade.

A integral-J é de extrema utilidade para materiais que estão no limite superior da curva de transição dúctil-frágil obtida no ensaio Charpy. Porém, deve ser observado que o valor crítico de J no início de crescimento estável de trinca é indevidamente conservativo quando aplicado a materiais dúcteis. Uma considerável quantidade de vida remanescente ocorre na estrutura após o início do crescimento estável de trinca. Um valor mais realístico para o critério de fratura seria o valor de J no início do crescimento instável de trinca. O uso de J_{IC} para definir o início de fratura é uma aproximação conservativa para a avaliação de falhas. (CLARKE e LANDES, 1977).

2.2.6 - Ensaio de integral-J

Inicialmente a ASTM indicava duas normas para os ensaios de J. A ASTM E813, (1989), para determinação de J_{IC} , que foi publicada inicialmente em 1981 e revisada em 1987 e a ASTM E1152, (1987), para a determinação da curva J-R, publicada em 1987. Uma norma única que combina as duas acima citadas foi publicada em 1996, a ASTM E1737, (1996). Esta última é a norma utilizada no desenvolvimento deste trabalho.

2.2.6.1 – Determinação da curva J-R e J_{IC} segundo a norma ASTM E1737/96

Para a obtenção de uma curva J-R completa, técnicas automatizadas que utilizam um único corpo de prova devem ser usadas. A curva JR consiste do gráfico de J versus extensão da trinca na região de crescimento de trinca controlado por J. Os valores de J são calculados basicamente por meio da avaliação da área sob a curva carga versus deslocamento, que corresponde ao trabalho realizado durante a iniciação e a propagação da trinca. Como a extensão da trinca varia continuamente durante o ensaio, o valor de J deve ser calculado de modo incremental.

Sabe-se que:

$$J_{(i)} = J_{el(i)} + J_{pl(i)} \quad (12)$$

As componentes elástica e plástica de J são dadas pelas expressões:

$$J_{el(i)} = \frac{K_{(i)}^2 (1 - \nu^2)}{E} \quad (13)$$

Onde K é o fator de intensidade de tensão, ν é o coeficiente de poisson e E é o módulo de elasticidade do material.

$$J_{pl(i)} = \left[J_{pl(i-1)} + \left(\frac{h_{(i-1)}}{b_{(i-1)}} \right) \frac{[P_{(i)} + P_{(i-1)}][d_{pl(i)} - d_{pl(i-1)}]/2}{B_N} \right] \times \left[1 - g_{(i-1)} \frac{a_{(i)} - a_{(i-1)}}{b_{(i-1)}} \right] \quad (14)$$

O parâmetro K é obtido pela norma ASTM E399, (1991). $\delta_{pl(i)}$ é o deslocamento plástico na linha de carregamento e $b_{(i-1)}$ é o ligamento instantâneo do corpo de prova, $\eta_{(i-1)}=2$ e $\gamma_{(i-1)} = 1$ para corpos de prova tipo SE[B]. $h_{(i-1)} = 2,0 + 0,522b_{(i-1)} / W$ e $g_{(i-1)} = 1,0 + 0,76b_{(i-1)} / W$ para corpos de prova tipo compacto (C(T)), onde W é a largura do corpo de prova.

Os limites máximos para a validade dos valores de J e do crescimento da trinca, Δa , são fixados em relação à espessura do corpo de prova e ao ligamento original, ou seja:

$$B, b_o \geq \frac{20J_{max}}{\sigma_y} \quad (15)$$

$$\Delta a_{max} \leq 0,10b_o \quad (16)$$

onde σ_y é o valor médio entre o limite de escoamento e o limite de resistência do material. A imposição destes requisitos tenta garantir um estado de deformação predominantemente plana na frente da trinca. A Fig. 8 ilustra estes requerimentos.

Figura 8 - Curva JR para o aço A70. Neste caso, os dados excederam o valor de $J_{máx}$ antes do limite de extensão de trinca, $\Delta a_{máx}$, (ANDERSON, 1995)

As expressões fornecidas pela norma E1737, (1996) são semelhantes às fornecidas pela norma anterior, E813, (1989), diferindo apenas do fator de correção para crescimento de trinca e da utilização do ligamento instantâneo do corpo de prova.

Definidos os limites de J e de Δa , os pontos de dados obtidos durante o ensaio são plotados, e o ajuste da curva é feito por uma lei de potência, a curva JR é assim definida. Um valor inicialmente denominado de J_Q é obtido a partir desta curva, que é determinado pela interseção da curva com uma linha deslocada de 0,2mm no eixo da extensão da trinca e paralela a linha de estiramento ($J=2\sigma_y\Delta a$). O valor J_Q obtido será confirmado como sendo J_{IC} , se forem satisfeitas algumas condições exigidas pela norma. Estas condições, principalmente a fixação de um valor mínimo de B , b_o , são necessárias para assegurar que o processo de propagação ocorra sob condições de deformação plana.

2.2.6.2 - A Técnica da Variação da Flexibilidade Elástica (VFE)

A primeira técnica desenvolvida para a determinação da curva JR e medida de J_{IC} foi fundamentada nos estudos de BEGLEY e LANDES, (1972). Esta técnica requer que múltiplos corpos de prova com diferentes comprimentos de trinca sejam carregados a diferentes níveis crescentes de carga e de deslocamento. No mínimo 10 corpos de prova são exigidos para o levantamento de uma curva J-R completa (ASTM E1152, 1987). A propagação de trinca correspondente para cada corpo de prova é medida por meio do aquecimento do corpo de prova trincado em atmosfera oxidante (“heat tinting”) ou por carregamento final sob fadiga. Apesar da extrema simplicidade e confiabilidade desta técnica, pois ao final de cada ensaio o corpo de prova é bipartido e a extensão da trinca é medida por meios óticos ela se mostra extremamente trabalhosa e dispendiosa, sendo inviável como metodologia de ensaios (TARPANI, 1991), é utilizada apenas como meio de calibração para outros métodos mais avançados (SCHWALBE et alii, 1985).

Como consequência, foram desenvolvidos métodos mais sofisticados que utilizam um único corpo de prova para o levantamento de uma curva JR completa. Os métodos que vêm sendo utilizados com maior frequência nos ensaios da MFEP são os de Queda do Potencial Elétrico (QPE) e da Variação da Flexibilidade Elástica (VFE).

No método da Variação da Flexibilidade Elástica (VFE), o comprimento da trinca é calculado em intervalos regulares durante o ensaio pelo descarregamento parcial do corpo de prova e a medida da sua flexibilidade, que é o recíproco da inclinação da curva carga x deslocamento, normalizada pelo módulo de elasticidade E , e considerando a espessura, B , do corpo de prova. Quando a trinca cresce, o corpo de prova torna-se mais “flexível” e este aumento da flexibilidade é então associado ao incremento da extensão dúctil da trinca, por meio de ciclos sucessivos de descarregamento/recarregamento parciais. O método exige que os ciclos de descarregamento/recarregamento ocorram sempre elasticamente, conforme apresentado na Fig. 9. CLARKE et alii (1976), mostraram que pequenos descarregamentos, da ordem de 10% do valor da carga máxima, não afetam os resultados do ensaio, comprovando assim a viabilidade do método.

Tanto o método da QPE como o da VFE são geralmente utilizados com sistemas de aquisição de dados computadorizados, o que reduz o tempo e garante uma maior precisão dos ensaios (CLARKE, 1991).

Figura 9 - Diagrama P x V com as linhas de descarregamento elástico, método da Variação da Flexibilidade Elástica, (C_i), para monitoração do crescimento da trinca (ANDERSON, 1995).

A norma atual de J, ASTM E1737, (1996), assim como suas versões anteriores, fornecem expressões polinomiais que relacionam a razão a/W à flexibilidade, G , do corpo de prova. A razão a/W deve estar na faixa de $0,45 \leq a/W < 0,7$ uma vez que a técnica não é sensível para valores de $a/W < 0,45$.

WU⁸ (1984) apud ASTM E813, (1989) propôs uma expressão para o cálculo do comprimento da trinca, relacionando a razão a/W à flexibilidade do corpo de prova. Para corpos de prova SE[B], tem-se:

$$\frac{a_{(i)}}{W} = 0.999748 - 3.9504 U_x + 2.9821 U_x^2 - 3.21408 U_x^3 + 51.51564 U_x^4 - 113.03 U_x^5 \quad (17)$$

⁸ WU, S. X., 1980, "Crack length calculation formula for three point bend specimens", *Internat. Journal of Fract.*, vol 24, pp. R33-R35, apud, "Standard test method for J_{IC} , A measure of fracture toughness", 1989, *ASTME813-89*, pp. 713-727.

sendo;

$$U_x = \frac{1}{1 + \sqrt{\frac{B_e W E' C_i}{S/4}}} \quad (18)$$

onde C_i é a flexibilidade elástica, dada por $\Delta V_x / \Delta P_i$, na sequência de descarregamentos, V_x e P_i são respectivamente os incrementos de deslocamento e da carga correspondente; B_e , W e S são a espessura efetiva, a largura e a distância entre os apoios de carga do corpo de prova, respectivamente e E' representa o módulo efetivo de elasticidade do material, $E' = E / (1 - \nu^2)$.

Para corpos de prova compacto, C(T), o comprimento da trinca é dado por (HUDAK e SAXENA⁹, 1978 apud ASTM E813, 1989):

$$\frac{a_{(i)}}{W} = 1,002 - 4,063 U_x + 11,242 U_x^2 - 106,043 U_x^3 + 464,335 U_x^4 - 650,667 U_x^5 \quad (19)$$

onde

$$U_x = \frac{1}{(B_e E' C_{ci})^{1/2} + 1} \quad (20)$$

C_{ci} é a flexibilidade elástica corrigida para a rotação do corpo de prova e E' é o módulo efetivo de elasticidade.

As principais dificuldades quanto à utilização desta técnica diz respeito aos efeitos de plasticidade, característica dos metais com elevada ductilidade. A ocorrência de tunelamento na frente da trinca causa dois problemas, a superestimativa de J e a subestimativa dos valores de propagação dúctil de trinca (Δa). Em vista disto, VASSILAROS et alii (1980), propuseram a diminuição do efeito da plasticidade do material por meio de entalhamento lateral dos corpos de prova. A introdução de entalhes laterais da ordem de 20% da espessura do corpo de prova minimiza o efeito de tunelamento da frente da trinca, produzindo frentes retas

⁹ HUDAK, S. J., Jr., and SAXENA, A., 1978, "Review and extension of compliance information for common crack growth specimens", *Internat. Journal of Fract.*, vol 14, N^o 5, pp. 453-468, apud "Standard test method for J_{IC} , A measure of fracture toughness", 1989, *ASTM E813-89*, pp. 713-727.

de propagação, devido ao maior confinamento plástico e eliminação da condição de tensão plana que sempre é estabelecida nas bordas laterais lisas dos corpos de prova, aumentando o grau de correlação entre os valores preditos de propagação e aqueles fisicamente mensurados e consequentemente levando a confiabilidade maior na utilização da técnica (VASSILAROS, 1980; TARPANI, 1995; ASTM E1737, 1996).

Os efeitos de atrito entre os pinos de carregamento mecânicos e a furação dos corpos de prova, além da furação das garras nos corpos de prova do tipo C(T) e entre os roletes de apoio da carga e os corpos de prova tipo SE[B], podem causar o efeito de histerese, ou seja, não linearidade nas linhas de descarregamento/recarregamento parciais. Estes problemas também são verificados na fricção das hastes do “clip-gage” e as facas de fixação do mesmo ao corpo de prova. A solução encontrada foi a de limitar o movimento dos roletes durante os ensaios com corpos de prova SE[B], bem como lubrificar com graxa todos os pontos críticos de contato acima mencionados (SCHWALBE et alii 1985, TARPANI, 1995).

2.3 – O conceito de CTOD

Assim como a integral J , o deslocamento da abertura da ponta da trinca, CTOD é um parâmetro que caracteriza a tenacidade à fratura dos materiais. É especialmente indicado para materiais que apresentam mudança de comportamento (transição dúctil-frágil) com o decréscimo da temperatura. Sugerido por WELLS¹⁰ em 1963 apud ANDERSON, (1995), o método do CTOD procura caracterizar a capacidade do material de ser deformado plasticamente, antes da fratura, por meio da medida do afastamento das faces de uma trinca pré existente em um corpo de prova padronizado.

A primeira norma para o ensaio de CTOD foi publicada na Grã-Bretanha em 1979 (BS5762, 1979). Uma versão americana foi publicada em 1989, ASTM E1290 (1989) e revisada em 1991. As normas mais recentes disponíveis no momento são a versão americana, ASTM E1820 (1996) e a britânica, BS7448 (1991), ambas são normas mais completas que incluem os parâmetros K , J e CTOD.

¹⁰ WELLS, A. A., 1963, “Unstable crack propagation in metals: Damage and fast fracture, IN: Proceedings of the Crack Propagation Symposium Cranfield, England, pp. 210-230, apud ANDERSON, T. L., 1995, Fracture Mechanics – Fundamentals and Applications, Ed. CRC Press, Inc.

Segundo a norma ASTM E1820, (1996), as componentes elástica e plástica do CTOD, a qualquer ponto da curva carga versus deslocamento são dadas por:

$$d_{el} = \frac{K^2(1-u^2)}{2s_e E} \quad (21)$$

$$d_{pl} = \frac{r_p(W-a_0)V_{pl}}{r_p(W-a_0)+a_0+z} \quad (22)$$

O CTOD, dado por δ é então expresso por

$$d = d_{el} + d_{pl} \quad (23)$$

Onde a_0 – comprimento inicial da trinca

ν - coeficiente de poisson

σ_e – tensão limite de escoamento

E – módulo de elasticidade

V_{pl} – componente plástica da abertura da trinca

z - altura das facas onde é posicionado o clip-gage

W – largura do corpo de prova

K – fator de intensidade de tensão obtido segundo a norma ASTM E399 (1991)

r_p – fator rotacional plástico

para corpos de prova SE[B], $r_p = 0,44$

para corpos de prova C(T), $r_p = 0,4 (1+\alpha)$

$$\text{onde } a = 2 \left[\left(\frac{a_0}{b_0} \right)^2 + \frac{a_0}{b_0} + \frac{1}{2} \right]^{\frac{1}{2}} - 2 \left(\frac{a_0}{b_0} + \frac{1}{2} \right) \quad (24)$$

A norma BS7448 (1991) difere da norma ASTM E1820 (1996) principalmente no valor do fator rotacional plástico. Para a norma BS7448, $r_p = 0,4$ para corpos de prova SE[B] e $r_p = 0,46$ para corpos de prova C(T).

BHATTACARYA e KUMAR (1992) compararam os valores de CTOD obtidos segundo as normas BS5762 (1979) e ASTM E1290 (1989) (versões mais antigas), em corpos de prova do tipo SE[B]. Notaram uma diferença de apenas 2% entre os valores da componente plástica do CTOD, para o CTOD de carga máxima a diferença foi de apenas 0,4%.

As normas BS7448 (1991) e ASTM E1820, (1996) podem ser aplicadas para materiais dúcteis, frágeis e materiais na região de transição dúctil-frágil. Estas normas apresentam uma notação para os valores críticos de CTOD que descrevem o comportamento à fratura do corpo de prova.

δ_c – CTOD crítico no início da extensão instável da trinca, com menos que 0,2mm de crescimento estável. Corresponde à região do patamar inferior de energia onde ocorre fratura por clivagem.

δ_u – CTOD crítico no início de fratura instável que tenha sido precedida por mais que 0,2mm de crescimento estável de trinca.

δ_{IC} – CTOD próximo à iniciação do crescimento estável de trinca. Parâmetro de tenacidade análogo a J_{IC} .

δ_m – CTOD crítico no primeiro ponto de carga máxima, onde observa-se que a propagação estável da trinca prossegue após a carga máxima.

2.4 - Avaliação da tenacidade em juntas soldadas

Estruturas soldadas são largamente usadas em muitas aplicações de engenharia, tais como, tubos, vasos de pressão e plataformas de prospecção de petróleo. As soldas são geralmente as partes mais sensíveis de estruturas, com relação à nucleação e propagação de trincas, devido à concentração de defeitos tais como falta de fusão, vazios e segregação. As juntas soldadas possuem ainda uma microestrutura altamente heterogênea.

A principal dificuldade nos ensaios de tenacidade à fratura de soldas, é devido ao fato de que altas tensões residuais estão geralmente presentes na junta como-soldada e tendem a influenciar o crescimento da pré-trinca, causando um crescimento desigual que é formalmente rejeitado pela norma. Afetam também a tenacidade do material de maneira que se faz necessário a utilização de técnicas de alívio de tensões

anteriores à realização dos ensaios em soldas. Uma das técnicas geralmente utilizadas é a compressão local do ligamento à frente do entalhe, antes do pré-trincamento por fadiga. Aplicação de altas taxas de carregamento durante o pré-trincamento é também indicado. No entanto não há nenhum consenso sobre qual técnica é a mais indicada e se ela mesma não afetaria a tenacidade do material (HADLEY e DAWES, 1996).

As normas para os ensaios de tenacidade à fratura não referenciam os problemas específicos associados com os ensaios de juntas soldadas. Embora não haja normas específicas para os ensaios de tenacidade à fratura em soldas, os laboratórios de pesquisa e parte das indústrias têm obtido uma experiência significativa nesta área. O Instituto da Soldagem em Cambridge, Inglaterra, tem publicado alguns trabalhos relativos a ensaios de soldas (DAWES et alii, 1989). O Instituto Internacional de Soldagem (IIW) publicou também um documento similar (SATOK e TOYODA, 1986).

O principal requerimento para ensaios de tenacidade à fratura em juntas soldadas é que a solda deve ser representativa da estrutura de interesse, uma vez que a tenacidade à fratura das soldas pode ser afetada por fatores tais como processos e consumíveis de soldagem, espessura da junta, temperatura de interpasse, aporte de calor, configuração da junta, tratamentos pós soldagem, etc. A espessura do corpo de prova deve ser aproximada ao máximo da espessura da chapa. Corpos de prova tipo compacto, C(T), ou SE[B], podem ser utilizados, no entanto os corpos de prova SE[B] são preferíveis na maioria dos casos, pois para um dado B e W, os mesmos consomem menos solda em algumas orientações. Os corpos de prova SE[B] podem ter seção quadrada ou retangular, cuja escolha depende da orientação do entalhe.

O conhecimento das propriedades mecânicas convencionais são a base para um bom entendimento da tenacidade à fratura de cada região da solda. Desde que a dureza está linearmente relacionada ao limite de escoamento para muitos tipos de aços, é possível quando necessário, estimar o limite de escoamento a partir de medidas de dureza. O limite de escoamento da ZTA, região geralmente de pequena espessura e desta forma de difícil caracterização, é estimado pela média dos valores obtidos para o metal de base e metal de solda.

Ensaio de tenacidade à fratura em soldas exigem uma atenção especial. O projeto e a fabricação dos corpos de prova são mais difíceis de serem obtidos devido

à forma irregular e superfícies curvadas associadas com algumas juntas soldadas e a microestrutura heterogênea dificulta a localização do entalhe no corpo de prova.

Devido à microestrutura altamente heterogênea, a tenacidade à fratura pode variar consideravelmente a curtas distâncias. Desta forma, a correta localização do entalhe e da pré-trinca por fadiga é de fundamental importância. Geralmente, a determinação da tenacidade à fratura em soldas visa a região mais frágil. Nos metais de solda C-Mn, os menores valores encontrados de tenacidade estão normalmente associados com a região de granulação grosseira e região reaquelada intercrítica da ZTA. Medidas de microdureza podem auxiliar na identificação das regiões de baixa tenacidade, uma vez que alta dureza é frequentemente associada com comportamento frágil. A correta localização da pré-trinca por fadiga no metal de solda de um único passe não é difícil, uma vez que esta região é relativamente homogênea. A microestrutura da ZTA porém, muda drasticamente a pequenas distâncias, desta forma, a localização da pré-trinca por fadiga é feita por tentativa e erro.

O ensaio de impacto Charpy foi certamente o primeiro a ser desenvolvido para a avaliação da tenacidade. Foram suficientes até a 2ª guerra mundial quando houve uma grande incidência de falhas das chapas soldadas nos navios americanos da série Liberty. Este fato levou a um estudo mais detalhado sobre as causas destas falhas e formas de preveni-las. Os ensaios de impacto são ainda hoje largamente utilizados para a comparação da tenacidade em materiais estruturais. Sua vantagem é o baixo custo e a simplicidade. Porém, seus resultados fornecem apenas uma indicação qualitativa da tenacidade, uma vez que não apresentam o rigor matemático dos conceitos da Mecânica da Fratura.

2.4.1 – Algumas aplicações da integral-J para a avaliação da tenacidade à fratura em soldas

A integral-J em juntas soldadas é afetada pelas heterogeneidades microestruturais, imperfeições geométricas e tensões residuais. Porém, sob certas condições de limitação ao crescimento estável e ao escoamento na ponta da trinca, a integral-J mantém a característica de independência do caminho, sendo desta forma um parâmetro válido de análise de tenacidade à fratura. Como observado por LIU e

VARGA, (1994), existe uma forte dependência entre os parâmetros de fratura, integral-J e CTOD, e a microestrutura heterogênea do metal de solda.

Como já mencionado, as tensões residuais podem influir na avaliação da tenacidade à fratura de soldas. SEDMAK e PETROVSKI, (1992), avaliaram o efeito destas tensões nas diferentes regiões de uma solda em um vaso de pressão, aplicando o conceito da integral-J. Concluíram que as tensões residuais no vaso de pressão podem contribuir para uma estimativa conservativa da tenacidade.

A estimativa de J para uma trinca localizada no centro de uma solda que apresenta diferentes tensões de escoamento e de expoentes de encruamento em relação ao metal de base requer algumas considerações. Segundo TANG e SHIH, (1995), para corpos de prova SE[B], os maiores valores de tenacidade foram obtidos na situação onde o metal de solda apresenta maior resistência que o metal de base (“overmatching”). A principal razão para isto é que quando o metal de solda é mais resistente que o metal de base, a zona plástica na ponta da trinca pode se expandir durante o carregamento em direção ao metal de base. Isto não ocorre na situação inversa (“undermatching”), quando a zona plástica fica restrita ao metal de solda. Como a zona plástica na primeira situação (“overmatching”) é maior, ocorre uma relaxação parcial da concentração de tensões na ponta da trinca, que se reflete no acréscimo da tenacidade à fratura. SMITH, (1995), também realizou estudos acerca do efeito da diferença de propriedades mecânicas na tenacidade à fratura de juntas soldadas. Para uma predição conservativa na análise da integridade estrutural, SMITH, (1995), propôs as seguintes considerações. Para o caso onde o metal de solda é mais resistente que o metal de base, as propriedades de fluxo do metal de base devem ser utilizadas na determinação da tenacidade à fratura, seja esta expressa por J ou CTOD. No caso onde o metal de base é mais resistente que o metal de solda, as propriedades do metal de solda devem ser utilizadas. Estas considerações são também consistentes com a metodologia de integridade estrutural R6¹¹, (1988) apud SMITH, (1995).

Já é bem documentado que a tenacidade à fratura de corpos de prova com trinca curta é maior que para corpos de prova com trinca longa. A triaxialidade de

¹¹ MILNE, I., AINSWORTH, R. A., DOWLING, A. R. & STEWART, A. T., 1988, “Assessment of the integrity of structures containing defects”, *Int. J. Press. Vess. Piping*, 32, pp. 3-104, apud SMITH, E., 1995, “The relation between the applied loadings and crack extension characterising parameter for a weld crack”, *Int. J. Press. Vess. & Piping*, 63, pp.81-88.

tensões para as trincas curtas é menor que para as trincas longas o que resulta no acréscimo na tenacidade (SHI e HAN, 1993, SHI et alii, 1992). Segundo TANG e SHI, (1995), existe um pico na curva da tenacidade (J ou CTOD) versus profundidade da trinca (a/W). A razão a/W correspondente a este pico é influenciada pela diferença de propriedades mecânicas da solda, sendo o maior valor obtido para a situação onde o metal de solda é mais resistente que o metal de base (“overmatching”).

Em juntas soldadas, a relação entre J e CTOD não depende unicamente das propriedades de fluxo do material no qual a trinca se localiza, como no caso de um material homogêneo. Essa relação depende das propriedades de fluxo de ambos metal de solda e metal de base, além de parâmetros geométricos tais como tamanho da trinca e espessura da solda (SMITH, 1992). Foi constatado por SHI e HAN, (1993), uma forte dependência entre a relação J / CTOD e o estado de tensões na ponta da trinca, que por sua vez está intrinsecamente relacionado ao tamanho da trinca. Ainda, esta relação é pouco sensível ao material ao redor da ponta da trinca. Se os campos HRR dominam a região na ponta da trinca os parâmetros J e CTOD são equivalentes e relacionáveis. A análise realizada pelo método da integral- J mostrou-se menos sensível ao efeito do comprimento da trinca do que pelo método do CTOD, especialmente quando o extensômetro é montado na superfície do corpo de prova onde ocorre uma pequena deformação plástica quando uma trinca curta esteja aí localizada. Segundo JOCH e AINSWORTH, (1994), a relação entre J e CTOD, depende do tipo de carregamento, flexão ou tração, da razão entre o limite de escoamento entre o metal de solda e metal de base e da largura da solda comparado ao ligamento à frente da trinca.

HOMMA et alii, (1995) avaliou a integral- J , determinada em corpos de prova C(T) compostos de diferentes tipos de aços. Os mesmos foram soldados de tal maneira que, durante o ensaio a trinca cresce cruzando materiais de diferentes propriedades mecânicas. Foi observado que a resistência ao crescimento da trinca não depende unicamente do material onde a ponta da trinca está inicialmente localizada mas também do material que a trinca cruza durante o seu crescimento. Observaram ainda que a descontinuidade de propriedades mecânicas ao longo do caminho de integração, selecionado para a análise da integral- J , não afetou significativamente a característica de independência de caminho da integral- J .

3 – MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 - Material

Os dois tipos de soldas utilizadas neste trabalho foram produzidas pela deposição de múltiplos passes, em chapas de aço estrutural, conforme a BS 4360, (1972), grau 43A, cuja a composição química está apresentada na Tabela I:

Tabela I - Composição química da placa base (% em peso).

	C	Mn	Ti	Cr	Ni	Cu	Co	V	Si	S	P
Placa base	0,088	0,80	0,004	0,057	0,13	0,633	0,013	0,002	0,172	0,03	0,017

As soldas aqui designadas por A1 e A2, foram preparadas pelo processo de eletrodo revestido e o metal da solda é constituído de um aço ARBL CMn acalmado com titânio, obtido pelo depósito de 6 camadas, com 2 passes por camada. Enquanto que as soldas designadas por B1 e B2, são também constituídas de um aço ARBL CMn acalmado com titânio, porém, outros elementos de liga foram adicionados com a finalidade de elevar a temperabilidade. Neste caso, o processo de soldagem utilizado foi o de arco submerso, sendo o metal de solda composto pelo depósito de oito camadas, com o número de passes por camada variando da base para o topo. Os arranjos esquemáticos das chapas base com os respectivos mata juntas são apresentados na Fig. 10.

As composições químicas e propriedades mecânicas de ambos os metais de solda são listadas nas Tabelas II e III, respectivamente.

(a)

(b)

Figura 10 - Arranjo esquemático para a produção das soldas. Montagem para, (a) soldas produzidas pelo processo de eletrodo revestido (MW), (b) soldas produzidas pelo processo de arco submerso (SW).

Tabela II - Composição química dos metais de solda (% em peso).

Solda	C	Mn	Ti*	Ni	Cr	Al*	O*	N*	B*	Si	Mo	V*	W*
A1	0,07	1,4	300	0,85	---	80	350	70	<5	0,42	---	---	---
A2	0,07	1,4	230	0,83	---	70	400	75	<5	0,40	---	---	---
B1	0,05	1,07	490	2,38	0,60	110	650	55	---	0,58	0,55	230	380
B2	0,05	1,32	760	2,65	0,05	100	750	120	---	0,65	---	230	510

Obs: - As quantidades de S e P estão na faixa de 0,022 à 0,024 (% em peso)

- * valores em ppm

Tabela III - Valores do limite de escoamento e de resistência, dos metais de solda estudados, obtidos por BOSE FILHO, (1995).

T (°C)	Limite de escoamento, MPa				Limite de resistência, MPa			
	A1	A2	B1	B2	A1	A2	B1	B2
24	516	484	771	757	771	577	909	798
-10	527	518	-	-	777	610	-	-
-20	570	531	-	-	779	622	-	-
-25	577	537	-	-	780	628	-	-
-50	613	568	-	-	784	657	-	-
-65	634	586	-	-	786	675	-	-
-85	663	611	-	-	790	698	-	-

Os parâmetros de soldagem para os dois processos usados, são listados a seguir:

- Diâmetro do fio	1,2mm
- Corrente	DC - 260A, solda A1 e A2, DC + 260A, solda B1 e B2
- Voltagem	30V
- Gás de proteção	80% de argônio e 20% de dióxido de carbono
- Temperatura de pré-aquecimento	120°C
- Temperatura de interpasse	150°C
- Velocidade do eletrodo	375mm/min
- Aporte de calor	1,3kJ/mm

Durante o processo de soldagem as placas foram completamente restringidas para reduzir a distorção.

Os metais de solda A1 e A2, possuem similar composição química e foram produzidos utilizando os mesmos parâmetros de soldagem, o mesmo acontecendo com as soldas B1 e B2. Portanto para uma maior facilidade de análise, os mesmos foram divididos em dois grupos: grupo A, soldas (A1 e A2) e grupo B, soldas (B1 e B2).

3.2 – Métodos

3.2.1 – Análise Macro e Microestrutural

Para análise macroestrutural foram retiradas amostras na seção transversal à direção de soldagem, incluindo a placa base e o metal de solda. As amostras foram embutidas em resina, lixadas em lixa d'água até grana 600, polidas em óxido de cromo e alumina e finalmente polidas em pasta de diamante com granulometria de 3 e 1µm. Para o exame microestrutural as amostras foram retiradas na mesma direção, porém apenas o metal de solda foi analisado. A preparação dos corpos de prova seguiram os mesmos procedimentos empregados para os corpos de prova da análise macroestrutural. A seguir as amostras foram atacadas com nital 2%, e analisadas através de microscopias ótica e eletrônica de varredura.

Para a caracterização da microestrutura na região da ponta da pré-trinca por fadiga, após o ensaio de integralJ, utilizou-se a técnica de seccionamento do corpo de prova sugerida por DAWES et alii, (1989). A técnica está esquematizada na Fig. 11. Após o seccionamento do corpo de prova, as amostras foram embutidas em resina e preparadas tal como descrito anteriormente.

Figura 11 – Esquema de seccionamento dos corpos de prova para análise micrográfica da região na ponta da pré-trinca por fadiga (DAWES et alii, 1989).

3.2.2 - Ensaio de dureza

Nas mesmas amostras utilizadas para análise microestrutural, foram realizadas medidas de microdureza utilizando-se uma máquina “Leits Miniload-2 Vickers” com uma carga constante de 100g. As medidas foram realizadas a partir do último passe, com início na região como depositada, passando pela região reaquescida de granulação grosseira (RRGG) e terminando na região reaquescida de granulação fina (RRGF).

3.2.3 – Ensaio de Tenacidade à fratura

A determinação da tenacidade à fratura foi realizada usando-se o conceito de integral-J, sendo os ensaios executados conforme a norma ASTM E1737, (1996). Para tanto, foram utilizados corpos de prova SE[B] contendo entalhes laterais da ordem de 20% da espessura do corpo de prova, $W=15\text{mm}$, $B=7,5\text{mm}$ ($B_N = 6\text{mm}$) e $a_0/W = 0,6$. Estes corpos de prova foram pré-trincados em fadiga, conforme a norma ASTM E1737, (1996), usando uma razão de carga, $R=0,1$, e frequência de 30Hz. Foi empregado um fator de intensidade de tensão máximo, $K_{m\acute{a}x}$, de aproximadamente $30\text{MPam}^{1/2}$, para os últimos 1,3mm de crescimento da pré-trinca. A monitoração ótica do crescimento da pré-trinca de fadiga, foi realizada através de uma luneta, adaptada para esta finalidade. Após a execução da pré-trinca, os corpos de prova SE[B] foram então ensaiados por flexão em 3 pontos, sob controle de deslocamento.

Foram utilizados também corpos de prova compacto, C(T), contendo entalhes laterais também da ordem de 20% da espessura do corpo de prova, com $W=36\text{mm}$,

$B=18\text{mm}$ ($B_N = 14.4\text{mm}$) e $a_0/W = 0,6$. Estes corpos de prova foram pré-trincados em fadiga, conforme a norma ASTM E1737, (1996), com um $K_{\text{máx}}$ final de $40\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, razão de carga, $R=0,1$ e frequência de 30Hz. Após a execução da pré-trinca, os corpos de prova foram ensaiados sob controle de deformação. Ambos os tipos de corpos de prova foram ensaiados utilizando-se a técnica da variação da flexibilidade elástica, com os descarregamentos parciais de 15% da carga máxima. Os corpos de prova foram designados da seguinte forma, identificação da solda (A1, A2, B1, B2), seguido pelo tipo do corpo de prova (SE[B] ou C(T)) e numeração dos mesmos, por exemplo, A1SE[B]3 e B2CT1.

Para as soldas do grupo A (A1 e A2), os ensaios em corpos de prova SE[B] ocorreram nas temperaturas de -20 , -25 , -50 , -65 , e -85°C , enquanto que para as soldas do grupo B (B1 e B2), foram realizados somente à temperatura ambiente, pelo fato das soldas deste grupo apresentarem temperatura de transição dúctil-frágil próxima da temperatura ambiente (BOSE-FILHO, 1995). No caso dos corpos de prova C(T), os ensaios foram realizados à temperatura ambiente e a -10 , e -20°C para as soldas do grupo A. Por segurança, foi utilizado controle de deslocamento para os corpos de prova ensaiados nas temperaturas de -10 e -20°C . Enquanto que para as soldas do grupo B, somente à temperatura ambiente, pela razão acima citada.

Os corpos de prova foram confeccionados de tal maneira que o metal de solda ficou localizado no centro do corpo de prova, onde foi posicionado o entalhe para posterior realização da pré-trinca de fadiga. A Fig. 12 mostra um esquema da posição de retirada dos corpos de prova em relação à junta soldada e na Fig. 13 as dimensões dos mesmos. Na Fig. 14 é observado um corpo de prova tipo barra entalhada, SE[B], e um corpo de prova tipo compacto, C(T), que foram polidos e atacados quimicamente para visualização da posição do entalhe no cordão de solda.

Os ensaios a baixas temperaturas foram realizados em uma câmara ambiental INSTRON, modelo 3111, a qual permite ensaios em temperaturas entre -100 e 200°C . Cada corpo de prova foi mantido por um período mínimo de 20min na temperatura desejada. A Fig. 15 apresenta uma vista geral do sistema de ensaio com a câmara ambiental e o microconsole 458.20. Nas Fig(s). 16 e 17 são os apresentados detalhes da fixação de um corpo de prova SE[B] e C(T), onde é observado um extensômetro à entrada do entalhe, o qual permite o registro da abertura da trinca e um termopar fixo próximo ao entalhe para medida da temperatura.

Para a realização dos ensaios foi utilizado o programa denominado de J_{IC} 759.50 versão V2.0A, desenvolvido pela MTS Systems Co. Este programa é particularmente indicado para a determinação de valores J de iniciação de acordo com as normas ASTM E813 versões 1981 e 1987. O mesmo permite a utilização de corpos de prova compacto, C(T), ou de flexão em três pontos, SE[B], e o ensaio pode ser conduzido em controle de deslocamento do curso do pistão ou controle da abertura do extensômetro (controle de COD). Neste trabalho foi utilizado a norma ASTM E1737, (1996), que juntamente com a norma ASTM E1820, (1996) são as publicações mais recentes para caracterização da tenacidade à fratura através do conceito de integral- J . Como o programa, J_{IC} 759.50, utilizado nos ensaios, é específico para a norma ASTM E813 nas versões de 1981 e 1987, é portanto necessário que ao final do ensaio os valores de J sejam corrigidos segundo as especificações da norma atual. Esta correção é devida basicamente ao fato da norma E1737 considerar o crescimento estável de trinca durante o ensaio, o que não acontece na norma E813. O programa J_{IC} 759.50 permite corrigir após o ensaio os valores do comprimento inicial e final da trinca (a_0) e (a). Com este propósito, após o ensaio, as superfícies de fratura dos corpos de prova foram demarcadas através da técnica da oxidação seletiva, sendo que para isto os corpos de prova foram mantidos à temperatura de 400°C por um período de aproximadamente 20min e então fraturados em nitrogênio líquido. As medidas de comprimento de trinca foram tomadas através de uma mesa micrométrica e o valor médio de propagação ($\overline{\Delta a_p}$) foi obtido pela média de nove medidas igualmente espaçadas ao longo da espessura líquida do corpo de prova (B_N).

A correção dos valores de J foi realizada através da seleção de determinados conjuntos de pontos de dados (Δa , J), tais que tanto o crescimento médio da trinca Δa , quanto J estivessem dispostos de modo crescente. A correção foi realizada ponto a ponto até o nível máximo de crescimento de trinca alcançado, segundo as expressões fornecidas pela norma E1737, (1996). Após a correção dos dados foram obtidas as curvas J - Δa , também denominadas de curvas J -R, sendo o ajuste das mesmas realizado segundo lei de potência tal como recomenda a norma E1737, (1996). A expressão matemática para o cálculo de J segundo a norma ASTM E813, (1987) é utilizada como ponto de partida para a correção dos valores de J . Observa-se

grande semelhança entre as expressões das duas normas, a menos obviamente do fator de correção para o crescimento de trinca na E1737 e do fato da E813 utilizar o ligamento original do corpo de prova, enquanto que a E1737 utiliza o ligamento instantâneo.

A partir das curvas carga versus deslocamento obtidas dos ensaios de integral J , foi determinado o valor do CTOD de carga máxima, δ_m , segundo a norma ASTM E1290, (1991).

Figura 12 – Posição de retirada dos corpos de prova relativamente à junta soldada

(a)

(b)

Figura 13 – Dimensões dos corpos de prova, (a) corpo de prova C(T) e (b) corpo de prova SE[B]

Figura 14 - Corpos de prova compacto C(T) e de flexão em três pontos SE[B], atacados quimicamente para visualização do cordão de solda.

Figura 15 – Vista geral do sistema de ensaio apresentando a câmara ambiental INSTRON para os ensaios à baixas temperaturas e o microconsole 458.20.

Figura 16 – Detalhe do interior da câmara onde é observado um corpo de prova SE[B], extensômetro e termopares.

Figura 17 - Interior da câmara onde é observado um corpo de prova C(T) extensômetro e termopares.

4 – RESULTADOS

Como já mencionado os metais de solda do grupo A possuem composições química similares e foram produzidos utilizando os mesmos parâmetros de soldagem, o mesmo acontecendo com os metais de solda do grupo B, portanto serão apresentadas apenas as micrografias de um dos metais de solda de cada grupo.

As macroestruturas dos metais de solda A1 e B1 são apresentadas na Fig. 18, elas fornecem uma visão geral dos metais de solda. As micrografias, mostrando as regiões como depositada e regiões reaquecidas de granulação grosseira (RRGG) e fina (RRGF), são apresentadas nas Fig(s). 19-22 e 23-26, respectivamente para os metais de solda A1 e B1. Para o metal de solda A1 a análise por microscopia ótica foi suficiente para completa identificação da microestrutura. O mesmo não foi possível para o metal de solda B1, que por possuir uma microestrutura mais refinada, exigiu análise em um microscópio eletrônico de varredura.

As curvas da Variação da microdureza Vickers versus distância da linha de fusão, para os metais de solda A1/A2 e B1/B2, são apresentadas nas Fig(s). 27 e 28, respectivamente.

Na Fig. 29 são apresentadas curvas carga versus deslocamento ($P \times V$) obtidas durante o ensaio de integral-J, com os diversos carregamentos/descarregamentos parciais para alguns corpos de prova do grupo A. Nas Fig(s). 30 – 33 são apresentadas curvas carga versus deslocamento ($P \times V$), juntamente com as curvas JR correspondentes, para alguns dos corpos de prova do grupo B. A partir da curva JR foi determinado, quando possível, o valor J_C (J de iniciação de rasgamento estável em deformação plana) segundo os critérios da norma ASTM E1737 (1996). Nas curvas JR apresentadas apenas os pontos cheios, (σ), foram utilizados no ajuste da curva, os demais pontos, (Δ), foram classificados como inválidos segundo os critérios da mesma norma.

Os valores J_C e δ_m , para as soldas dos grupos A e B são apresentadas nas Tabelas IV e V, respectivamente.

As superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados foram analisadas por meio de microscopia eletrônica de varredura. As fractografias de alguns dos corpos de prova ensaiados podem ser vistas nas Fig(s). 34 - 41.

Os corpos de prova que apresentaram alguma variação significativa no valor de J_C , foram seccionados, conforme mencionado no item 3.2.1, com o objetivo de verificar a composição microestrutural na ponta da pré-trinca por fadiga. As mesmas são apresentadas nas Fig(s). 42 e 43. Este procedimento foi realizado apenas nos corpos de prova de flexão, uma vez que nos corpos de prova C(T) a linha de frente da ponta da pré-trinca por fadiga é composta pelas várias microestruturas características das soldas de múltiplos passes. Isto ocorre devido à orientação do corpo de prova em relação à junta soldada, que pode ser claramente entendido observando as Fig(s). 12 e 14 apresentadas no item 3.2.1.

(a)

(b)

Figura 18 - Seção transversal da chapa mostrando o arranjo dos metais de solda: (a) A1/A2, (b) B1/B2.

Figura 19 - Metal de solda A1. Fotomicrografia da região como depositada apresentando microestrutura composta de ferrita acicular, AF, ferrita de contorno de grão, PF(G), e ferrita Widmanstätten, FW. Ataque: Nital 2%.

Figura 20 – Metal de solda A1. Detalhes da ferrita acicular na região como depositada, observa-se também a presença de microfases, M-A. Microscopia eletrônica de varredura. Ataque Nital 2%.

Figura 21 - Metal de solda A1. Fotomicrografia da região reauecida de granulação grosseira (RRGG), apresentando uma microestrutura composta de ferrita acicular, ferrita de Widmanstätten e ferrita de contorno de grão. Ataque: Nital 2%.

Figura 22 - Metal de solda A1. Fotomicrografia da região reauecida de granulação fina (RRGF), apresentando microestrutura composta de ferrita equiaxial. Ataque: Nital 2%.

Figura 23 - Metal de solda B1. Fotomicrografia da região como depositada, apresentando uma microestrutura do tipo de ripas. Microscopia eletrônica de varredura. Ataque Nital 2%.

Figura 24 – Metal de solda B1. Detalhes da região como depositada.

Figura 25 - Metal de solda B1. Fotomicrografia da região reauecida de granulação grosseira (RRGG). Microscopia eletrônica de varredura. Ataque: Nital 2 %.

Figura 26 - Metal de solda B1. Fotomicrografia da região reauecida de granulação fina (RRGF). Microscopia eletrônica de varredura. Ataque: Nital 2%.

Figura 27 - Variação da microdureza Vickers versus distância da linha de fusão, metais de solda A1/A2.

Figura 28 - Variação da microdureza Vickers versus distância da linha de fusão, metais de solda B1/B2.

Figura 29 – Diagrama de carga (P) versus deslocamento da abertura do extensômetro (V). (a) corpos de prova de flexão, SE[B], (b) corpos de prova compacto C(T).

Figura 30 – (a) Diagrama de carga (P) versus deslocamento da abertura do extensômetro (V), (b) curva J-R, corpo de prova B1CT6 ($T=24^{\circ}\text{C}$).

Figura 31 – (a) Diagrama de carga (P) versus deslocamento da abertura do extensômetro (V), (b) curva J-R, corpo de prova B2CT7 ($T=24^{\circ}\text{C}$).

Figura 32 – (a) Diagrama de carga (P) versus deslocamento da abertura do extensômetro (V), (b) curva J-R, corpo de prova B1SE[B]6 ($T=24^{\circ}\text{C}$).

(b)

(b)

Figura 33 – (a) Diagrama de carga (P) versus deslocamento da abertura do extensômetro (V), (b) curva J-R, corpo de prova B2SE[B]7 ($T=24^{\circ}\text{C}$).

Tabela IV – Valores de J_{IC} e δ_m para as soldas do grupo A. Corpos de prova SE[B] (A2SE[B]1, A2SE[B]2, A1SE[B]3, A1SE[B]4, A1SE[B]5), corpos de prova C(T) (A1CT1, A1CT2, A2CT3, A2CT4).

Corpos de prova SE[B] T (°C)	A2SE[B]1 -20°C	A2SE[B]2 -25°C	A1SE[B]3 -50°C	A1SE[B]4 -65°C	A1SE[B]5 -85°C
δ_m (mm)	0,268	0,215	0,180	0,171	0,134
Corpos de prova C(T) T (°C)	A1CT1 24°C	A1CT2 24°C	A2CT3 -10°C	A2CT4 -20°C	
J_{IC} (kJ/m ²)	280	270	100	110	
δ_m (mm)	0,206	0,225	0,139	0,152	

Tabela V – Valores de J_{IC} e δ_m para as soldas do grupo B. Corpos de prova SE[B] (B1SE[B]6 e B2SE[B]7), corpos de prova C(T) (B1CT5, B1CT6, B2CT7).

Corpos de prova SE[B] e C(T) T = 24°C	B1SE[B]6	B2SE[B]7	B1CT5	B1CT6	B2CT7
J_{IC} (kJ/m ²)	60	66	32	35	85
δ_m (mm)	0,052	0,054	0,031	0,031	0,058

(a)

(b)

Figura 34 - Corpo de prova A1SE[B]4 ($T=-65^{\circ}\text{C}$). (a) aspecto geral da superfície de fratura, onde observa-se uma região de clivagem, (b) detalhes da formação dos microvazios.

(a)

(b)

Figura 35 – Corpo de prova A1SE[B]5 ($T=-85^{\circ}\text{C}$). (a) aspecto geral da superfície de fratura onde observa-se região de clivagem, (b) detalhes da formação dos microvazios.

(a)

(b)

Figura 36 – Corpo de prova A1CT1 ($T=24^{\circ}\text{C}$). (a) aspecto geral da superfície de fratura mostrando a interface entre a pré-trinca por fadiga e a propagação estável da trinca, (b) detalhes da formação dos microvazios durante a propagação estável da trinca.

(a)

(b)

Figura 37 - Corpo de prova A2CT4 ($T=-20^{\circ}\text{C}$). (a) e (b) detalhes da formação dos microvazios durante a propagação estável da trinca.

(a)

(b)

Figura 38 - Corpo de prova B1CT6 ($T=24^{\circ}\text{C}$). (a) Fotomicrografia mostrando região de clivagem, (c) detalhe do sítio de início de fratura mostrando a inclusão nucleadora (seta) do processo de clivagem.

(a)

(b)

Figura 39 – Corpo de prova B1SE[B]6 ($T=24\text{ }^{\circ}\text{C}$). (a) aspecto geral da superfície de fratura mostrando a interface entre a pré-trinca por fadiga e a propagação estável da trinca, (b) detalhes da formação dos microvazios durante a propagação estável da trinca.

(a)

(b)

Figura 40 - Corpo de prova B2SE[B]7 ($T=24^{\circ}\text{C}$). (a) exemplo de região de clivagem, presente durante o processo de extensão da trinca (b) detalhes da formação dos microvazios durante a propagação estável da trinca.

(a)

(b)

Figura 41 - Corpo de prova B2CT7 ($T=24^{\circ}\text{C}$). (a) aspecto geral da superfície de fratura, (b) detalhes da formação dos microvazios durante a propagação estável da trinca.

Figura 42 – Microestrutura da ponta da pré-trinca por fadiga do corpo de prova B1SE[B]6, a mesma encontra-se na parte final de um região reaquecida de granulação fina e se propaga em uma região como depositada, aumento de 100X.

Figura 43 – Microestrutura da ponta da pré-trinca por fadiga do corpo de prova B2SE[B]7, a mesma encontra-se em uma região como depositada, aumento de 100X

5 – DISCUSSÃO

5.1 – Microestrutura e Dureza

As soldas A1/A2 apresentam a região como depositada composta por colônias de ferrita acicular, circundada por ferrita de contorno de grão e com a eventual formação de ferrita Widmanstätten, Fig. 19. A partir do detalhe da região como depositada, Fig. 20, foi observado a presença de microfases entre as ferritas aciculares. Este tipo de microestrutura pode receber a denominação geral de microestrutura do tipo clássica.

A Fig. 21 apresenta a microestrutura da região reaquecida de granulação grosseira (RRGG), composta de uma microestrutura similar à da região como depositada, entretanto nesta região os grãos perdem a forma colunar e existe uma maior quantidade de ferrita alotriomórfica. O que já era esperado devido à recristalização que acontece nessa região e que induz à formação de uma granulometria grosseira, aumentando assim a quantidade de contornos em relação à região como depositada e favorecendo desta forma, a nucleação da ferrita alotriomórfica. Devido ao progressivo decréscimo da temperatura de recristalização, a microestrutura da região reaquecida de granulação fina (RRGF) é composta de ferrita equiaxial, como pode ser visto na Fig. 22.

Da Tabela II verifica-se que os metais de solda B1/B2 em relação aos metais de solda A1/A2, apresentam um menor teor de C e Mn e uma maior quantidade de O e Al. Pode também ser notado que houve um acréscimo nos percentuais de Ni e Ti. Além disso Mo, Cr, V e W foram adicionados. Como consequência houve um acréscimo da temperabilidade o que causou aumento no limite de escoamento dessas soldas, ver Tabela III. É também importante observar que os metais de solda B1/B2, ainda que apresentem valores de limite de escoamento similares, mostram diferença significativa de aproximadamente 100MPa entre seus limites de resistência.

A mudança na composição química e consequentemente na temperabilidade, resultou para os metais de solda B1/B2, uma microestrutura mais refinada, do tipo ripas, como pode ser observado na Fig. 23. As microestruturas destes metais de solda passaram a ser compostas de uma mistura de bainita, martensita de baixo teor de carbono e constituintes do tipo M-A (microfases), isto é, martensita e austenita

retida, tal como observado por BOSE FILHO, (1995). A quantidade de cada fase é dependente do calor recebido durante a deposição dos passes subsequentes, podendo ser uma grande quantidade de martensita de baixo teor de carbono na região como-depositada, e uma maior quantidade de bainita superior na RRGF.

Detalhes da região como-depositada é apresentando na Fig. 24 e mostra que este tipo de composição microestrutural não apresenta a formação de ferrita de contorno de grão. No entanto, nos passes anteriores que sofreram reaquecimento, esta pode aparecer apenas como um pequeno filete no contorno.

As Fig(s). 25 e 26 mostram as microestruturas das RRGF e RRG, onde é observado grande similaridade com a microestrutura da região como depositada, ou seja, esta também é composta de bainita, martensita de baixo teor de carbono e microfases. A principal diferença entre elas está no tamanho de grão da austenita anterior a transformação e na proporção entre estas fases.

Como observado as microestruturas do tipo ripas são de difícil qualificação e quantificação. Desta forma, foi analisado a variação da microdureza no metal de solda, com a finalidade principal de obter mais informações a respeito da composição microestrutural de cada região.

A Fig. 27 apresenta a variação da microdureza para os metais de solda A1/A2, onde é observado um decréscimo da dureza quando caminha-se da região como-depositada para as regiões reaquecidas. Os valores máximos de dureza foram 233 e 224,5HV, para as soldas A1 e A2, respectivamente. Esta variação da dureza é devido a um contínuo decréscimo na quantidade de ferrita acicular, sendo que na RRGF, tem-se o mais baixo nível de dureza. Este comportamento pode ter influenciado nos ensaios de tenacidade dos corpos de prova SE[B], uma vez que durante a execução da pré-trinca por fadiga não se pode precisar a correta localização da ponta da pré-trinca. Esta pode, por exemplo atingir uma região de mais alta dureza, geralmente associada com um comportamento mais frágil. Nos corpos de prova C(T), devido a sua orientação em relação à junta soldada a tenacidade obtida representa um valor médio da tenacidade das várias regiões do metal de solda, não sofrendo influência de uma única região, tal como ocorre nos corpos de prova SE[B].

A Fig. 28 apresenta o resultado da variação da microdureza a partir da região como depositada para os metais de solda B1/B2. Neste caso, é observado um nível de dureza mais elevado do que das soldas A1/A2, fato este já esperado, devido às

alterações na composição microestrutural em decorrência de uma maior temperabilidade. Foi também observado uma maior homogeneidade microestrutural, sendo que a RRGG, apresenta níveis maiores de dureza. Os valores máximos foram de 391 e 337,5HV para as soldas B1 e B2, respectivamente. Isto é devido ao fato de que nesta região, os grãos são menores, favorecendo a nucleação da bainita, que durante a sua formação segrega carbono para a austenita remanescente, fazendo que a martensita formada a partir desta austenita possua uma dureza mais elevada. Como consequência, esta composição microestrutural (martensita e bainita) pode apresentar dureza superior à região como depositada, que é composta quase que inteiramente por martensita. Na RRGF, a dureza volta a cair pois a quantidade de bainita aumenta devido a maior quantidade de contornos (grãos menores) e devido às taxas de resfriamentos menores.

5.2 – Ensaio de Tenacidade

Os ensaios de tenacidade à fratura das soldas do grupo A (A1/A2), utilizando-se corpos de prova SE[B], mostraram que na temperatura ambiente não foi possível a obtenção de uma curva J-R e consequentemente um valor de J_{IC} . Isto ocorreu em função de uma maior plasticidade desenvolvida na frente da trinca, acarretando o freiamento da mesma, devido principalmente ao tipo de microestrutura (alta ductilidade da microestrutura clássica), espessura (o volume de material na frente da pré-trinca por fadiga submetido a um estado plano de deformação aumenta com o aumento da espessura) e geometria de corpo de prova. Com o abaixamento da temperatura a plasticidade diminui um pouco, fato este comprovado pela análise fractográfica, apresentadas nas Fig(s). 34 e 35, mas apenas esta não foi suficiente para permitir a obtenção de curvas J-R e valores de J_{IC} , válidos conforme especificação da norma ASTM E1737, (1996). Com isto ficou caracterizado que o principal problema na obtenção da curva JR, para este grupo de soldas e tipo de corpo de prova, estava relacionado com a espessura adotada. Os requisitos não atendidos referem-se principalmente à espessura líquida e ligamento mínimos do corpo de prova, e ao valor $J_{máx}$.

$$B, b_o) \frac{25J_Q}{S_Y} \quad (24)$$

Onde: B, é a espessura líquida do corpo de prova

b_o , é o ligamento original

σ_Y , é a média entre o limite de escoamento e o limite de resistência do material

J_Q é o valor provisório de J_{IC}

$$J_{\max} = \frac{b_o \cdot S_Y}{15} \quad (25)$$

Como mencionado, com a diminuição da temperatura houve um decréscimo da plasticidade, sendo este fato observado nos corpos de prova ensaiados à -65 e -85°C , os quais apresentaram pequenas regiões com aspecto de fratura frágil por clivagem, circundadas por regiões de fratura dúctil por coalescência de microvazios, ver Fig(s). 34 e 35. Estas regiões certamente estão relacionadas com perda de tenacidade local (fragilização), que provavelmente estão associadas com alguma variação local da microestrutura.

Sendo assim, foram realizados ensaios de tenacidade à fratura a temperatura ambiente e a -10 e -20°C , utilizando-se corpos de prova compacto, C(T), com espessura de 18mm. Os ensaios possibilitaram a obtenção de curvas J-R que atenderam os requerimentos da norma ASTM E1737, (1996), segundo as equações 24 e 25. Desta forma, foi possível também a obtenção de valores de iniciação, J_{IC} , nas temperaturas ensaiadas. Conforme Tabela IV, à temperatura ambiente foi obtido um valor médio de $J_{IC} \cong 275\text{kJ/m}^2$ enquanto que no intervalo de -10 a -20°C a tenacidade à fratura praticamente não variou e foi obtido um valor médio de 105kJ/m^2 . Das observações fratógráficas, dos corpos de prova ensaiados à temperatura ambiente e a -20°C , Fig(s). 36 e 37, foi verificado que a extensão da trinca ocorreu de modo estável pela coalescência dos microvazios, sem ocorrência de regiões frágeis.

Como não foi possível a determinação de J_{IC} para os metais de solda A1/A2 utilizando-se corpos de prova SE[B], devido ao acima exposto, e não havendo a possibilidade da confecção de corpos de prova de maior espessura, devido a insuficiência de material, foi realizada uma avaliação da tenacidade utilizando-se o conceito de CTOD. Como a extensão estável da trinca, para corpos de prova SE[B] e C(T), acontecia sempre após a carga máxima, observar Fig. 29, foi determinado o valor de CTOD para propagação estável da trinca em carga máxima, δ_m , a partir das curvas $P \times V$ (carga versus abertura de trinca), obtidas dos ensaios de integral-J. Estes valores, para as soldas do grupo A, são apresentados na Tabela IV. FALCÃO em 1997 já havia utilizado com sucesso a técnica de determinar o CTOD de carga máxima a partir das curvas $P \times V$ obtidas dos ensaios de integral-J, pelo método da Variação da Flexibilidade Elástica.

Comparando os valores de CTOD para os corpos de prova SE[B] e C(T), foi observado que em geral, com a diminuição da temperatura a tenacidade à fratura, CTOD, deste grupo de soldas diminuiu, sendo que a -85°C ela ficou reduzida de aproximadamente 50% da tenacidade apresentada pelo corpo de prova SE[B] ensaiado a temperatura de -20°C . Também foi observado que os corpos de prova SE[B] apresentaram maior tenacidade que os corpos de prova C(T), Tabela IV. BURGET e BLAUEL, (1987), já haviam observado que os corpos de prova SE[B] apresentam maior plasticidade que os corpos de prova C(T) de mesma espessura, isto devido à menor constricção na ponta da trinca dos mesmos. No presente trabalho os corpos de prova SE[B] possuem menor espessura que os corpos de prova C(T), isto contribui ainda mais para a obtenção dos maiores valores de tenacidade dos corpos de prova SE[B].

Para as soldas do grupo B (B1/B2), as quais possuem uma microestrutura do tipo ripas, os ensaios de tenacidade à fratura foram realizados utilizando-se ambos os tipos de corpos de prova, isto é, SE[B] e C(T). Entretanto, neste caso as soldas foram ensaiadas somente a temperatura ambiente, devido a baixa tenacidade apresentada nesta temperatura. Ambos os tipos de corpos de prova possibilitaram a obtenção de curvas J-R que atenderam a norma ASTM E 1737, (1996).

Nos ensaios de tenacidade onde empregou-se corpos de prova do tipo SE[B], foi encontrado um valor médio, J_{IC} , de aproximadamente 63kJ/m^2 para ambas as soldas (B1/B2). Para os ensaios usando-se corpos de prova C(T), diferentes vabres

de tenacidade foram encontrados sendo observado um valor médio de tenacidade de 33,5 e 85kJ/m², respectivamente para ambas as soldas B1 e B2, ver Tabela V. No caso da solda B1, observa-se a partir da Fig. 30 que quando empregou-se corpos de prova do tipo C(T), a curva P x V apresentou algumas descontinuidades durante os diversos carregamentos/descarregamentos parciais. Este fato não foi observado nos ensaios da solda B2, usando-se corpos de prova C(T) e no caso de ambas as soldas empregando-se corpos de prova SE[B], ver Fig(s). 31, 32 e 33.

Como no caso das soldas do grupo A, quando ensaiadas a baixas temperaturas, isto é, -65 a - 85°C, Fig(s). 34 e 35, a análise fratógrfica do corpo de prova C(T) da solda B1 revelou regiões nas quais ocorreram fratura por clivagem, sendo estas regiões também circundadas por fratura do tipo dúctil, ver Fig. 38. Neste caso, foi observado uma redução drástica da tenacidade ($J_{IC} \cong 33,5\text{kJ/m}^2$), em relação ao corpo de prova SE[B], ($J_{IC} = 60\text{kJ/m}^2$) e as anomalias encontradas nas curvas P x V, certamente ocorreram durante a extensão instável da trinca nestas regiões.

Como comentado anteriormente ainda que ambas as soldas (B1/B2), possuísem similar composição microestrutural e limite de escoamento, nota-se a partir da Tabela III, que o limite de resistência é particularmente alto para a solda B1. O que pode ser uma das razões para a solda B1 ter apresentado mais baixa tenacidade do que a solda B2, ao menos quando foi utilizado corpos de prova C(T). Para o corpo de prova SE[B], solda B1, a geometria e espessura do corpo de prova inibiram o surgimento de regiões frágeis e a fratura ocorreu de maneira dúctil por coalescência de microvazios, ver Fig. 39. A análise microestrutural da região na ponta da pré-trinca por fadiga, para o corpo de prova B1SE[B]6, Fig. 42, revelou que a mesma encontra-se na parte final de uma região reaquelada de granulação fina, antes da extensão estável, e se propaga inicialmente em uma região como depositada.

Foi anteriormente mencionado que nos corpos de prova SE[B], a maior plasticidade desenvolvida foi devido a ambos tipo de carregamento na frente da trinca e a menor espessura do corpo de prova, quando comparado aos corpos de prova C(T). A associação desses dois fatores evitou o surgimento de regiões frágeis e portanto estes corpos de prova apresentaram maior tenacidade. Exceção aconteceu para a solda B2, onde o valor de J_{IC} obtido, quando foi utilizado corpos de prova C(T), foi maior que para o corpo de prova SE[B]. Isto ficou mais claro após a análise das superfícies de fratura dos dois tipos de corpos de prova, ver Fig(s). 40 e 41. No

caso do corpo de prova C(T), foi observado que a extensão da trinca ocorreu de maneira totalmente dúctil. Entretanto para o corpo de prova SE[B], ainda que a propagação da trinca de uma maneira geral ocorreu como dúctil, foi encontrado uma região de clivagem, indicativo de redução local da tenacidade. Nota-se portanto que as regiões de clivagem não estão associadas somente com o tipo de carregamento na ponta da pré-trinca por fadiga, que é função da geometria do corpo de prova, mas também com o tipo de microestrutura ao redor desta. Na Fig. 43 é apresentada a composição microestrutural desenvolvida próximo a ponta da pré-trinca por fadiga do corpo de prova B2SE[B]7. Esta microestrutura é característica de uma região como depositada, para este tipo de solda. Uma análise detalhada do caminho percorrido pela trinca mostrou que esta se propagou inicialmente em uma região reaquecida de granulação grosseira, cruzando uma estreita região reaquecida de granulação fina e novamente uma região reaquecida de granulação grosseira. Logo, observou-se que no caminho da propagação da trinca há uma predominância de regiões microestruturais de baixa tenacidade, ou seja, região como depositada e região reaquecida de granulação grosseira, o que provavelmente causou o surgimento de uma região de clivagem durante a extensão da trinca neste corpo de prova.

Os valores de CTOD de carga máxima (δ_m), para as soldas do grupo B, ver Tabela V, confirmam os comentários anteriores com relação à avaliação da tenacidade. Porém, observa-se que a variação em δ_m quando determinada utilizando-se corpos de prova C(T), $\delta_m = 0,058\text{mm}$ e SE[B], $\delta_m = 0,054\text{mm}$, não é tão expressiva, quando comparados aos valores de J_{IC} , 85 e 66kJ/m^2 para os mesmos corpos de prova.

Analisando de uma maneira geral os dois grupos de solda, nota-se a partir dos resultados de tenacidade à fratura, J_{IC} e δ_m , resumidos nas Tabelas IV e V, que quando a temperabilidade da solda aumentou e a microestrutura passou a ser do tipo ripas (soldas do grupo B), os valores de tenacidade diminuíram. Esta redução da tenacidade pode ser atribuída a alguns fatores que passam a ser discutidos a seguir.

A propagação dúctil de uma trinca não acontece pela quebra das ligações entre os átomos do reticulado cristalino como no caso da fratura clivagem, mas sim pela nucleação e crescimento de um grande número de microvazios ao redor de inclusões ou partículas de segunda fase localizadas na frente da trinca. O avanço da

trinca ocorre pela coalescência destes microvazios, sendo que a ductilidade crítica na sua ponta, no início de propagação dúctil, depende de alguns fatores. Esta diminui com o aumento da densidade de inclusões ou partículas de segunda fase, com a diminuição do expoente de encruamento e com o aumento das tensões transversais. Com a redução do expoente de encruamento, as deformações ficam mais localizadas na ponta da trinca, acarretando um valor mais baixo de abertura de trinca necessária para causar cisalhamento no metal (CLAYTON e KNOTT, 1976). O aumento do expoente de encruamento causa um acréscimo na triaxialidade de tensões na ponta da trinca necessário para iniciar a nucleação, crescimento e coalescimento dos microvazios (KUMAR et alii, 1995). O crescimento dos microvazios pode ser afetado pela componente hidrostática do estado de tensão, pelo fato de que a presença de tensões de tração transversais, facilitam o crescimento lateral dos microvazios. Ainda que a influência do limite de escoamento não esteja bem definida, é pensado que um aumento deste pode causar um aumento nas componentes de tensões hidrostáticas ao redor de concentradores de tensões (KNOTT, 1973). O efeito da redução na temperatura na redução da tenacidade (K_{IC}) está intrinsecamente vinculado à elevação do limite de escoamento do material e redução de n . Um outro fator que pode afetar a tenacidade de metais de solda, seria a distribuição de inclusões não metálicas. Na tabela VI, obtida por BOSE FILHO, (1995), está apresentado a população de inclusões, o coeficiente de encruamento e o limite de escoamento para as soldas estudadas.

Tabela VI – População de inclusões (fração volumétrica), coeficiente de encruamento e limite de escoamento (a temperatura ambiente) das soldas estudadas

Metal de Solda	População de inclusões	Coeficiente de encruamento	Limite de escoamento (MPa)
A1	0.045	0.14	516
A2	0.049	0.13	484
B1	0.121	0.07	771
B2	0.058	0.09	757

Obs: resultados obtidos por BOSE-FILHO, (1995)

Como pode ser observado na Tabela VI, os baixos valores de J_{IC} das soldas do grupo B (B1 e B2) quando comparado com as soldas do grupo A (A1 e A2) podem ser atribuídos à associação de uma maior densidade de inclusões, menor valor do coeficiente de encruamento, n , e maior valor do limite de escoamento. Analisando apenas as soldas do grupo B, observa-se na Tabela VI que o metal de solda B2 possui uma densidade de inclusões muito menor que a solda B1, o que provavelmente contribuiu para os maiores valores de tenacidade da solda B2, quando comparado a solda B1.

Em suma, a microestrutura clássica, composta de ferrita acicular, ferrita de contorno de grão e ferrita Widmanstätten, possui uma maior resistência à propagação de trincas do que a microestrutura do tipo ripas, a qual é composta por bainita e martensita de baixo teor de carbono, fornecendo consequentemente maiores valores de tenacidade. Este fato endossa a observação de KUMAR et alii (1995), na qual a presença de ferrita acicular e martensita são os constituintes microestruturais de maior influência na tenacidade destas soldas.

6 – CONCLUSÕES

1. As soldas do grupo A (A1/A2) apresentaram na região como depositada uma microestrutura clássica composta por ferrita acicular, circundada por ferrita de contorno de grão e com alguma formação de ferrita Widmanstätten. A mudança na composição química elevou a temperabilidade e as soldas do grupo B (B1/B2), apresentaram uma microestrutura mais refinada composta principalmente de bainita e martensita de baixo teor de C, denominada de microestrutura do tipo ripas.
2. Devido à maior temperabilidade, as três principais regiões dos metais de solda do grupo B, apresentaram maiores valores de dureza do que os metais de solda do grupo A. Para as soldas do grupo A o pico de dureza foi medido na região como depositada, por possuir uma maior quantidade de ferrita acicular, sendo 233HV para a solda A1 e 224,5HV para a solda A2. Para os metais de solda do grupo B o pico de dureza foi obtido na RRG. Os valores máximos obtidos foram de 391HV para a solda B1 e 337,5HV para a solda B2.
3. Em geral para as soldas do grupo A, os corpos de prova SE[B] apresentaram maior tenacidade que os corpos de prova C(T) devido à menor constricção da geometria SE[B] e da menor espessura dos mesmos em relação aos corpos de prova C(T).
4. Ainda que ambos os grupos de soldas possam pertencerem à classe dos aços ARBL, as diferenças de plasticidade decorrentes das diferentes constituições microestruturais, resultaram em valores de tenacidade bem diferentes para os mesmos. As soldas do grupo A (A1/A2), com uma microestrutura clássica, forneceram valores de tenacidade superiores ao das soldas do grupo B (B1/B2), que apresentaram uma microestrutura do tipo ripas. Isto provavelmente ocorreu devido ao mais baixo valor do expoente de encruamento, mais alto limite de escoamento e um maior quantidade de inclusões das soldas do grupo B.

5. A determinação do CTOD de carga máxima a partir das curvas $P \times V$, obtidas dos ensaios de integral-J, utilizando a técnica da variação da flexibilidade elástica, possibilitou uma análise contínua da tenacidade para ambos os tipos de corpos de prova, SE[B] e C(T), e temperaturas empregadas. Foi também observado que a diminuição da temperatura de ensaio para as soldas do grupo A, causou um decréscimo da ductilidade fazendo surgir nos corpos de prova ensaiados, regiões de fratura frágil circundadas por fratura dúctil.
6. Analisando apenas as soldas do grupo B observa-se que no caso da solda B2 o corpo de prova SE[B] apresentou menor tenacidade que o corpo de prova C(T). Sendo o inverso verificado para a solda B1. Concluiu-se então que as regiões de clivagem foram responsáveis pelos baixos valores de tenacidade encontrados para as duas soldas, e que as mesmas não estão associadas somente com o tipo de carregamento na ponta da pré-trinca por fadiga, que é função da geometria do corpo de prova, mas também com o tipo de microestrutura ao redor desta.
7. Foi verificado também que em todas as regiões de fratura frágil por clivagem apresentadas por ambos os metais de solda, uma inclusão não metálica estava presente como precursora do processo
8. A técnica da Variação da Flexibilidade Elástica se mostrou mais eficaz quando aplicada aos corpos de prova tipo C(T), do que aos corpos de prova tipo SE[B].

7- SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

1. Verificar a influência da geometria do corpo de prova na determinação de J_C , em soldas realizando ensaios com corpos de prova SE[B] e C(T) de mesma espessura
2. Ensaiar corpos de prova (SE[B] e C(T)) com mesma orientação. Comparar com os resultados até então obtidos para verificar a influência da orientação dos corpos de prova na tenacidade à fratura.
3. Analisar a influência da espessura e geometria do corpo de prova na ocorrência de regiões frágeis, durante a realização dos ensaios, seja em corpos de prova SE[B] ou C(T).
4. Fazer simulação microestrutural, obtendo corpos de prova com um único tipo de microestrutura, e assim obter a tenacidade à fratura específica de cada tipo de microestrutura.
5. Estudar a redução gradual de inclusões não metálicas do metal de solda, mantendo-se a mesma composição microestrutural e verificando a variação da tenacidade à fratura.

8 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABSON, D. J. and DOLBY, R. E., 1980, "A scheme for the quantitative description of ferritic weld metal microstructure", *Weld Inst. Res. Bull.*, vol 21, pp. 100-103.
- ANDERSON, T. L., 1995, Cap. 7 (Fracture Toughness Testing of Metals), *Fracture Mechanics - Fundamentals and Applications*, T. L. Anderson, Ph. D., Ed. CRC Press, Inc.
- BHATTACARYA, S. and KUMAR, N. A., 1992, Crack tip opening displacement (CTOD) toughness evaluation by ASTM E1290 and BS 5762: A comparative analysis, *Journal of Testing and Evaluation*, vol 20, n. 2.
- BEGLEY, J. A. and LANDES, J. D., 1972, "The J-integral as a fracture criterion", Fracture Toughness, *Proceedings of the 1971 National Symposium on Fracture Mechanics*, Part II, ASTM STP 514, American Society for Testing and Material, Philadelphia, pp. 1-20.
- BETEGÓN, C. and HANCOK, J. W., 1991, "Two-parameter characterization of elastic-plastic crack-tip fields", *Journal of Applied Mechanics*, vol 58, pp. 104-110.
- BHADESHIA, H. K. D. H. and SVENSSON, L. E., 1989, "The microstructure of submerged arc-weld deposits for high-strength steels", *Journal of Materials Science*, vol 24, pp. 3180-3188.
- BHADESHIA, H. K. D. H. and SVENSSON, L. E., 1993, "Modelling of evolution of microstructure in steel weld metal in Mathematical modeling of weld phenomena". Ed. Cerjak, H. e Easterling, K. E., *The institute of Materials*, pp. 109-180.
- BISWAS, K., 1994, "Notch tip deformation and J-integral analysis for implant weldability test specimen", *International Journal of Fracture*, vol 67, pp. 99-116.
- BOSE FILHO, W. W., 1995, "PhD Thesis", *The University of Birmingham, U. K.*
- BRITISH STANDARDS INSTITUTION, 1972, "Specification for weldable structural steels", BS4360.
- BRITISH STANDARDS INSTITUTION, 1979, "Methods for crack opening displacement (COD) testing", BS 5762, pp.1-10.
- BRITISH STANDARDS INSTITUTION, 1991, "Method for determination of K_{IC} , critical CTOD (crack tip opening displacement) and critical J values of metallic materials", BS 7448, part 1.

- BURGET, W. and BLAUDEL, J. G., 1987, "Fracture toughness of welding procedure qualification and component welds tested in SENB and C-specimens", *The fracture Mechanics of Welds*, EGF Pub. 2, London, pp. 19-42.
- CLAYTON, J. Q. and KNOTT, J. F., 1976, "Observations of fibrous fracture modes in a pre-strained low-alloy steel", *Metal Sci.*, vol 10, pp. 63-71.
- CLARKE, G. A., ANDREWS, W. R., PARIS, P. C., and SCHIMIDT, D. W., 1976, "Single specimen tests for J_{IC} determination", *Mechanics of Crack Growth*, ASTM STP 590, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 27-42.
- CLARKE, G. A. & LANDES, J. D., 1977, "Toughness testing of materials by J integral techniques", *Conference Proceedings - Toughness Characterization and Specifications for HSLA and Structural Steels*, ed. P. L. MANGONON, J. R., The Metallurgical Society of AIME, pp. 79-111.
- CLARKE, G. A., 1991, "Single specimen test for J_{IC} determination - Revisited", *Fracture Mechanics: Thirteenth conference*, ASTM STP 743, Richard Roberts, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 553-575.
- COTTERELL, B. and ATKINS, A. G., 1996, "A review of the J and I integrals and their implications for crack growth resistance and toughness in ductile fracture", *International Journal of fracture*, vol 81, pp. 357-372.
- DAWES, M. G., PISARK, H. G. e SQUIRRELL, H. G., 1989, "Fracture mechanics tests on welded joints" ASTM STP 995, J. D. LANDES; A. SAXENA and J. G. MERKLE, ed's., pp.191-213.
- DeLOACH, J. J. e FRANKE, G. L., 1990, "Microstructural features controlling transition behaviour in martensite high strength steel weld metals", *In Proc. Int. Conf. Welding - 90 - Technology, Material and Fracture*, Geesthacht, Germany.
- ERNST, H. A., PARIS, P. C. and LANDES, J. D., 1981, "Estimation on JIntegral and tearing modulus T from a single specimen test record", ASTM STP 743, pp. 476-502
- EVANS, G. M., 1980, "Effect of manganese on the microstructure and properties of all-weld metal deposits", *Welding Journal*, vol 59(3), pp. 67s-75s.
- EVANS, G. M., 1983, "The effect of carbon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits", *Welding Research Supplement*, pp. 313s-320s.
- EVANS, G. M., 1986, "The effect of silicon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits". *Metal Construction*, vol 18, pp. 438R-444R.
- EVANS, G. M., 1988, "The effect of molybdenum on the microstructure and properties of C-Mn all weld metal deposits", *Joining and Materials*, vol 18, pp. 239s-246s.

- EVANS, G. M., 1989, "The effect of chromium on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits", *Welding and Metal Fab.*, vol 57, pp. 346s-358s.
- EVANS, G. M., 1990, "The effect of nickel on the microstructure and Properties of C-Mn all-weld metal deposits", *OERLINKON - Scweibmitt*, vol 48, pp. 18-35.
- EVANS, G. M., 1991(a), "The effect of titanium on the microstructure and properties of C-Mn all weld metal deposits", *OERLINKON – Scweibmitt*, vol 49, pp. 22-33.
- EVANS, G. M., 1991(b), "The effect of niobium in manganese containing MMA weld deposits". *OERLINKON- Scweibmitt*, vol 49, pp. 24-36.
- EVANS, G. M., 1991(c), "The influence of aluminium on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits", *Welding Journal*, vol 70, pp. 32s-39s.
- EVANS, G. M., 1992, "Effect of micro-alloying elements in C-Mn steel weld metal", *ADESOL Conference, Madrid*.
- FALCÃO, C. A. J., 1997, "Avaliação da tenacidade à fratura na zona termicamente afetada de soldas de múltiplos passes em um aço ARBL", dissertação de mestrado, *Universidade de São Paulo, São Carlos, Brasil*.
- HADLEY, I. and DAWES, M. G., 1996, "Fracture toughness testing of weld metal: Results of a European Round Robin", *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.* vol 19, No 8, pp. 963-973.
- HOMMA, H., KANTO, Y., KUBO, T. and TANAKA, Y., 1995, "Crack growth resistance in bi-metallic weldment", *Int. J. Press. Ves & Piping*, vol 63, pp. 225-236.
- HUTCHINSON, J. N. and PARIS, P. C., 1979, "Stability analysis of J-controlled crack growth", *Elastic-Plastic Fracture*, J. D. LANDES, J. A. BEGLEY AND G. A. CLARKE, eds., *ASTM STP 668*, pp. 251-265.
- HUTCHINSON, J. W., 1968, "Singular behaviour at end of tensile crack in a hardening material", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol 16 - n.1, pp. 13-31.
- IIW Doc. No.IX - 1533-88 / IXJ - 123-87 Revision 2, 1988, "Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals". pp. 1-5.
- JOCH, J. and AINSWORTH, R. A., 1994, "Relationships between the Jintegral and the crack tip opening displacement for stationary cracks in weldments at plastic collapse", *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, vol 17, No 10, pp. 1175-1185.
- KNOTT, J. F., 1973, "Fundamentals of Fracture Mechanics", *Butterworths, London*.

- KUANG, J. H. e CHEN, Y. C., 1996, "The values of J-integral within the plastic zone", *Engineering Fracture Mechanics*, vol 55, No 6, pp.869-881.
- KUMAR, A. N., PANDEY, R. K., SUNDARAM, P., 1995, "Microstructure - Fracture Toughness Correlation in Weld of Cr-Mo, *Journal of Materials Science*, vol 30, pp.3531-3538.
- LANDES, J. D., WALKER, H., and CLARKE, G. A., 1979, "Evaluation of estimations procedures used in J-integral testing", *Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP 668*, J. D. LANDES, J. A. BEGLEY, and G. A. CLARKE, eds, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 266-287.
- LIU, Q. and VARGA, T., 1994, "The relationship between CTOD, J and microstructural inhomogeneity", *Engineering Fracture Mechanics*, vol 49, No 3, pp. 435-444.
- RAHMAN, S. and BRUST, F. W., 1992, "An estimation method for evaluating energy releases rates of circumferential through - wall cracked pipe welds", *Engineering Fracture Mechanics*, vol 43, No 3, pp. 414-430.
- RICE, J. R. and ROSEGREN, G. F., 1968, "Plane strain deformation near crack tip in a power law hardening material", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol 16 - n.1, pp. 1-12.
- RICE, J. R., 1968a, "A Path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks", *Journal of Applied Mechanics - Transactions of the ASME*, pp. 379-386.
- RICE, J. R., 1968b, *In Fracture*, vol 2, Academic Press, New York, pp. 191-911.
- RICE, J. R., 1976, "Elastic plastic fracture mechanics", *The Mechanics of Fracture*, F. Erdogan, eds., American Society of Mechanical Engineers, pp. 23-53.
- RICE, J. R., PARIS, P.C., and MERKLE, J. G., 1973, "Progressin flaw growth and fracture testing", *ASTM STP 536*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 231-245.
- SATOK, K. and TOYODA, M., "Guidelines for fracture mechanics testing of WM/HAZ", Working Group on fracture mechanics testing of weld metal/HAZ, *International Institute of welding*, Commission X, IIW Document X-1113-86.
- SCHWALBE, K. H., HELLMAN, D., HEERENS, J., KNAACK, J., and MULLER-ROSS, J., 1985, "Measurement of stable crack growth including detection of initiation of growth using the DC potential drop and the partial unloading methods", *ASTM STP 856*, PP.338-362,

- SEDMAK, S. and PETROVSKI, B., 1992, "The resistance to crack growth of different regions of weldments in a real structure", *Int. J. Press. Ves. & Piping*, vol 52, pp.313-335.
- SHI, Y. W., HAN, Z. X., ZHOU, N. N. and LI, J., 1992, "The significance of crack depth in fracture toughness specimens for HSLA steel welds", *Engineering Fracture Mechanics*, vol 41, No 1, pp. 143-151.
- SHI, Y. W. and HAN, Z. X., 1993, "The effects of crack depth on the J-integral and CTOD fracture toughness for welded bend specimens", *Fatigue Fracture Engng Mater. Struct.*, vol 16, No 3, pp.281-287.
- SMITH, N. J., McGRATH, J. T., GIANETTO, J. A. and ORR, R. F., 1989, "Microstructure/mechanical property relationships of submerged arc welds in HSLA 80 steel", *Welding Journal*, vol 3, pp. 112s-120.
- SMITH, E., 1992, "The value of the J-integral at the onset of crack extension from a weld defect: weld material is harder than parent material", *International Journal of Fracture*, vol 57, pp. 309-316.
- SMITH, E., 1995, "The relation between the applied loadings and crack extension characterising parameter for a weld crack", *Int. J. Press. Ves. & Piping*, vol 63, pp.81-88.
- STANDARD test method for determining J-R curves, 1987, Annual Book of American Society Testing and Materials Standards, *ASTM E1152/87*, pp.825-835.
- STANDARD test method for J_{IC} , A measure of fracture toughness, 1989, Annual Book of American Society for Testing and Materials Standards, *Designation E813-89*, pp. 713-727.
- STANDARD test method for J-integral characterization of fracture toughness, 1996, Annual Book of American Society for Testing and Materials Standards, *Designation E1737/96*, pp. 1-24.
- STANDARD test method for crack tip opening displacement (CTOD) fracture toughness measurement", 1989, Annual Book of American Society for Testing and Materials Standards, *Designation ASTM E1290*.
- STANDARD test method for measurement of fracture toughness, 1996, Annual Book of American Society for Testing and Materials Standards, *Designation E1820/96*, pp. 1-33.
- STANDARD test method for plane-strain fracture toughness of metallic materials, K_{IC} , 1991, Annual Book of American Society for Testing and Materials Standards, *Section 3, v.03.01, Designation E399/90*, pp. 485-515.
- SVENSSON, L. E. and GRETOFT, B., 1990, "microstructure and impact toughness of C-Mn weld metals", *Welding Journal*, vol 69, pp. 444s - 461s.

- TANG, W., and SHI, Y. W., 1995, "Influence of strength matching and crack depth on fracture toughness of welded joints", *Engineering Fracture Mechanics*, vol 51, No 4, pp. 649-659.
- TARPANI, J. R., 1991, "Curvas de resistência à propagação estável de trincas sob condições de tensão plana tendo como parâmetro de tenacidade a Integral-J", *Dissertação de Mestrado, Departamento de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos*.
- TARPANI, J. R., 1995, "Avaliação da estabilidade de trincas em componentes estruturais por meio do parâmetro elasto-plástico integral-J e comparação com resultados via mecânica da fratura elástica-linear", Tese de Doutorado, *Universidade de São Paulo, São Carlos, Brasil*
- VASSILAROS, M. G., JOYCE, J. A., and GUDAS, J. P., 1980, "Effects of specimen geometry on the J-R curve for ASTM A533B steel", *Fracture Mechanics, Proceedings of the National Symposium, ASTM STP 700*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 252-270.
- ZHANG, J. X., SHI, Y. W., TU, M. J., 1989, *Engineering Fracture Mechanics*, vol 34, pp. 1041-1050.