MAURÍCIO DE CARVALHO SILVA

**CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS E METALÚRGICAS DO AÇO API 5L
X80 E DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DE
CURVAS J-R PARA AVALIAÇÃO DA
TENACIDADE A FRATURA**

Dissertação apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de São Paulo
para obtenção do Título de Mestre em
Engenharia.

São Paulo
2004

MAURÍCIO DE CARVALHO SILVA

**CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS E METALÚRGICAS DO AÇO API 5L
X80 E DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DE
CURVAS J-R PARA AVALIAÇÃO DA
TENACIDADE A FRATURA**

Dissertação apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de São Paulo
para obtenção do Título de Mestre em
Engenharia.

Área de concentração:
Engenharia Naval e Oceânica

Orientador:
Prof. Livre-Docente Dr. Claudio Ruggieri

São Paulo
2004

Este exemplar foi revisado e alterado em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, de novembro de 2004.

Assinatura do autor _____

Assinatura do orientador _____

FICHA CATALOGRÁFICA

Silva, Mauricio de Carvalho

Caracterização das propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço API 5L X80 e determinação experimental de curvas J-R para avaliação da tenacidade a fratura / M.C. Silva. -- ed.rev. -- São Paulo, 2004.

96 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica.

1.Mecânica da fratura 2.Tenacidade dos materiais 3.Propriedades mecânicas I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica II.t.

*Aos meus pais, José Carlos e Lindaci,
pelo incentivo e discernimento de
sempre.*

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Claudio Ruggieri pela orientação, incentivo, crédito e exemplo de profissionalismo;

Ao Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco do Centro Universitário da FEI por dedicar parte de seu precioso tempo à realização dos ensaios experimentais apresentados neste trabalho;

Aos meus familiares pelo estímulo e incansável apoio, em especial Carla de Carvalho Silva, Izabel de Melo e Larissa Silva Fernandes;

Ao amigo Eduardo Hippert Junior, pela amizade e competência técnica, que tanto contribuiu para o desenvolvimento deste trabalho;

Aos amigos Aline Szabo Ponce e Rodrigo César do Nascimento Liberto, não só pela amizade, mas também pelo apoio incondicional;

Aos amigos do Grupo de Mecânica da Fratura e Integridade Estrutural (NVFRAC) Fernando Dotta, Luiz Augusto de Lima e Silva e Sebastian Cravero pelo companheirismo e estímulo;

À Clarice Terui Kunioshi do Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura e Microanálise do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP (*LabMev/PMT*) pela amizade e pelas análises de MEV;

Ao colega Airton Luiz Morassi do Instituto de Pesquisas e Estudos Industriais (IPEI) pela paciência e pelas fotos tiradas durante os ensaios;

Ao Centro Universitário da FEI pelo apoio institucional e, em especial, aos técnicos do LabMat (Geleci, Manoel, Marcos, Miron, Romildo e Wanderley);

Ao CENPES/PETROBRÁS, em especial ao Eng. José Cláudio G. Teixeira, pela doação dos corpos-de-prova compactos C(T) de mecânica da fratura;

Ao Laboratório de Propriedades Mecânicas (LAPROMEC) da Escola de Engenharia de São Carlos, em especial aos Prof. Dr. Dirceu Spinelli e Prof. Dr. Waldek W. Bose Filho pelo empréstimo do extensômetro utilizado nos ensaios de mecânica da fratura;

Ao Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT) pela disponibilização das facilidades laboratoriais (em especial ao técnico Marcos Gomes), à CONFAB (em especial ao Eng. Sérgio Kojima) pela disponibilização de amostras de tubos de API 5L X80 e à USIMINAS (em especial aos Eng. Carlos Salaroli e Marcos Sampaio) pelas informações técnicas;

À Agência Nacional do Petróleo (ANP) pelos 23 meses de bolsa concedida.

RESUMO

Caracterizar propriedades de resistência à propagação de trinca em materiais dúcteis é um elemento central em métodos de avaliação de integridade estrutural de dutos destinados ao transporte de gás, petróleo e seus derivados que utilizam os aços ARBL. Sendo assim, o objetivo deste trabalho foi estudar as propriedades de fratura dúctil do aço API 5L X80, através da obtenção da curva de resistência à propagação estável de defeitos (curvas J-R) do material. O ensaio de tenacidade à fratura para obtenção da curva J-R foi conduzido utilizando a técnica do corpo-de-prova único (*single specimen*) empregando o método da flexibilidade no descarregamento (*unloading compliance*), segundo a norma de ensaios ASTM E1820-96. Os corpos-de-prova compactos C(T) apresentaram espessura $B=15\text{mm}$, largura $W=2B$ e uma relação aproximada entre o tamanho de trinca (a) e a largura, $a/W=0,6$. O ensaio foi conduzido numa máquina universal de ensaios (MTS) servo-controlada e capacidade máxima de 250kN. Adicionalmente, foram conduzidos ensaios convencionais de tração (limite de escoamento – 550MPa, limite de resistência – 676MPa e alongamento total em 50mm – 27%), ensaios de impacto Charpy (energia absorvida de 220J à 0°C – sentido longitudinal) e análises metalográficas (microestrutura refinada composta por ferrita, colônias de perlita e presença do constituinte MA). Tais caracterizações permitirão uma maior precisão na comparação da curva J-R do aço API 5L X80 em estudo com estudos futuros de tenacidade à fratura.

ABSTRACT

Assessments of crack growth resistance in ductile materials play a key role in structural integrity procedures for high strength, low alloy (HSLA) pipeline steels commonly employed in gas and petroleum transmission systems. This work presents an investigation of the ductile tearing properties for an API 5L X80 pipeline steel using experimentally measured crack growth resistance curves (*J-R* curves) for the material. Testing of the X80 pipeline steel employed compact tension (C(T)) fracture specimens to determine the *J-R* curves based upon the unloading compliance method using a single specimen technique in accordance with the ASTM E1820 standard procedure. The C(T) specimens have thickness $B=15\text{mm}$, width $W=2B$ and a ratio between crack size (a) and width, $a/W=0,6$. The experimental tests utilized a 250 kN MTS universal machine. Conventional tensile tests were also performed to determine the tensile properties for the tested material: yield strength of 550MPa, tensile strength of 676MPa and elongation of 27% (gage length of 50 mm). The Charpy V-notch impact tests also provided and absorbed energy of 220J at 0°C. The metallographic analysis showed colonies of perlite and MA constituent islands in a ferrite matrix. This experimental characterization provides additional toughness and mechanical data against which the general behavior of X80 class pipeline steel can be compared.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

LISTA DE EQUAÇÕES

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

LISTA DE SÍMBOLOS

1	INTRODUÇÃO.....	1
2	AÇOS ESTRUTURAIS UTILIZADOS EM SISTEMAS DUTOVIÁRIOS.....	5
2.1	Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL).....	5
2.1.1	Laminação controlada.....	6
2.1.2	Delaminações em aços ARBL.....	8
2.1.3	Caracterização microestrutural dos aços ARBL: princípios básicos.....	10
2.2	Aço API 5L X80.....	15
2.2.1	Efeitos dos elementos de liga no aço API 5L X80.....	20
2.3	Desenvolvimento do aço API 5L X80 no Brasil.....	24
3	MECÂNICA DA FRATURA ELASTO-PLÁSTICA (MFEP).....	27
3.1	Parâmetro CTOD.....	28
3.2	Integral J.....	30
3.2.1	J como uma integral de linha independente do caminho.....	31
3.2.2	J como taxa de liberação de energia não-linear.....	32
3.2.3	J como um parâmetro de intensificação de tensão.....	34
3.3	Relação entre o parâmetro CTOD e a integral J.....	37
4	CURVAS DE RESISTÊNCIA À PROPAGAÇÃO ESTÁVEL DE DEFEITOS (CURVAS J-R).....	39
4.1	Utilização da integral J para caracterizar o crescimento de trincas....	39
4.2	Considerações gerais sobre os ensaios de curvas J-R.....	42
4.2.1	Configuração dos corpos-de-prova utilizados.....	42
4.2.2	Orientação dos corpos-de-prova.....	44
4.2.3	Pré-trinca por fadiga.....	45
4.2.4	Entalhe lateral (side groove).....	47
4.3	Primeiros ensaios para obtenção de J.....	48
4.4	Procedimentos experimentais para obtenção de curvas J-R.....	52
5	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	55
5.1	Material utilizado.....	55
5.2	Caracterização microestrutural do aço API 5L X80.....	56

5.3	<i>Medidas de microdureza.....</i>	57
5.4	<i>Determinação da curva tensão vs. deformação.....</i>	57
5.5	<i>Determinação da curva de transição dúctil-frágil.....</i>	59
5.6	<i>Determinação das curvas J-R.....</i>	59
5.6.1	<i>Usinagem das garras de ensaio.....</i>	59
5.6.2	<i>Corpos-de-prova utilizados.....</i>	61
5.6.3	<i>Pré-trinca de fadiga.....</i>	62
5.6.4	<i>Curvas J-R.....</i>	65
6	<i>RESULTADOS E DISCUSSÃO.....</i>	68
6.1	<i>Análise metalográfica.....</i>	68
6.2	<i>Microdureza.....</i>	70
6.3	<i>Ensaio de tração.....</i>	72
6.4	<i>Ensaio de impacto Charpy.....</i>	76
6.5	<i>Curva J-R.....</i>	78
7	<i>CONCLUSÕES.....</i>	85
8	<i>SUGESTÕES PARA CONTINUAÇÃO DO TRABALHO..</i>	87
9	<i>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</i>	88
	<i>APÊNDICE.....</i>	94

LISTA DE FIGURAS

Figura 1:	<i>Sistemas dutoviários – exemplo de aplicação.....</i>	<i>2</i>
Figura 2:	<i>Mudanças na austenita durante a laminação controlada.....</i>	<i>7</i>
Figura 3:	<i>Ilustração do processo de laminação controlada em função da microestrutura obtida.....</i>	<i>7</i>
Figura 4:	<i>Frente de trinca irregular ocasionada pela presença da delaminação central, num corpo-de-prova na direção TL.....</i>	<i>9</i>
Figura 5:	<i>(a) Ferrita poligonal num aço ARBL-80, transformado isotermicamente a 675°C por 500s. (b) Ferrita de Widmanstätten num aço ARBL-80, formada durante a transformação isotérmica da austenita a 600°C por 100s. (c) Ferrita quase-poligonal num aço ultrabaixo carbono, contendo 0,005%C e 3%Mn. (d) Ferrita bainítica ou acicular num aço ARBL-80, transformado isotermicamente a 500°C por 5000s.....</i>	<i>12</i>
Figura 6:	<i>Diagrama de transformação por resfriamento contínuo de um aço com adições de Ni-Cr-Mo.....</i>	<i>13</i>
Figura 7:	<i>Micrografias obtidas em microscópio ótico de um aço com adições de Ni-Cr-Mo: (a) Taxa de resfriamento de 461°C/minuto – bainita acicular (com alguma martensita). (b) Taxa de 3°C/minuto –ferrita poligonal com ilhas de MA.....</i>	<i>14</i>
Figura 8:	<i>Alternativas para obtenção de aços API X70, X80 e X100.....</i>	<i>15</i>
Figura 9:	<i>Evolução da soldabilidade dos aços API.....</i>	<i>17</i>
Figura 10:	<i>Efeitos da adição de nióbio na resistência mecânica de um aço API 5L X80 contendo 0,07%C – 1,9%Mn – 0,015Ti.....</i>	<i>21</i>
Figura 11:	<i>Efeitos da adição de vanádio na resistência mecânica de um aço API 5L X80 contendo 0,07%C – 1,9%Mn – 0,043%Nb – 0,015Ti.....</i>	<i>22</i>
Figura 12:	<i>Efeitos da adição de molibdênio na resistência mecânica de um aço API 5L X80 contendo 0,07%C – 1,9%Mn – 0,043%Nb – 0,015Ti.....</i>	<i>22</i>
Figura 13:	<i>Efeitos da adição de nióbio na tenacidade ao impacto de um aço API 5L X80 contendo 0,07%C – 1,9%Mn – 0,015Ti.....</i>	<i>23</i>
Figura 14:	<i>Efeitos da adição de vanádio na tenacidade ao impacto de um aço API 5L X80 contendo 0,07%C – 1,9%Mn – 0,015Ti.....</i>	<i>23</i>

Figura 15:	<i>Curvas de energia de impacto absorvida versus temperatura para amostras transversais das ligas Nb-Mo-Ti e Nb-V-Cr-Ni..</i>	25
Figura 16:	<i>Definições alternativas de CTOD. a) deslocamento na ponta original da trinca; b) intercepto a 90°.....</i>	29
Figura 17:	<i>Comparação esquemática do comportamento tensão-deformação de materiais elasto-plásticos e elásticos não-lineares.....</i>	30
Figura 18:	<i>Contorno arbitrário em torno da ponta da trinca.....</i>	31
Figura 19:	<i>Taxa de liberação de energia não-linear.....</i>	33
Figura 20:	<i>J como um parâmetro de intensificação de tensão dos campos HRR.....</i>	35
Figura 21:	<i>Efeito do coeficiente de encruamento (n) na constante de integração (In).....</i>	36
Figura 22:	<i>Variação angular do adimensional de tensões para estado plano de deformação e coeficiente de encruamento $n = 13$.....</i>	37
Figura 23:	<i>Efeito do coeficiente de encruamento (n) no coeficiente adimensional (dn).....</i>	38
Figura 24:	<i>Esquema da curva R para materiais dúcteis.....</i>	40
Figura 25:	<i>Esquema do crescimento de trinca controlado por J.....</i>	41
Figura 26:	<i>Corpos-de-prova permitidos para ensaios de mecânica da fratura – ilustração das dimensões principais.....</i>	43
Figura 27:	<i>Notação da ASTM E1820 para corpos-de-prova extraídos de uma chapa laminada.....</i>	44
Figura 28:	<i>Pré-trincamento de fadiga num corpo-de-prova de mecânica da fratura através de carregamentos cíclicos.....</i>	45
Figura 29:	<i>Método da queda de potencial para monitoramento do crescimento de trinca.....</i>	47
Figura 30:	<i>Corpo-de-prova com entalhe lateral.....</i>	47
Figura 31:	<i>Esquema dos primeiros procedimentos experimentais para obtenção de J.....</i>	48
Figura 32:	<i>Corpo-de-prova SE(B).....</i>	49
Figura 33:	<i>Curva de carga vs. deslocamento, mostrando a energia plástica absorvida por um corpo-de-prova durante o teste de J_{IC}</i>	51

Figura 34:	<i>O Método “unloading compliance” para monitoramento do crescimento da trinca.....</i>	<i>52</i>
Figura 35:	<i>Curva J-R típica, onde a região delimitada por $J_{máx}$ e $\Delta a_{máx}$ tem crescimento de trinca controlado por J.....</i>	<i>54</i>
Figura 36:	<i>(a) Foto do corpo-de-prova de tração após o ensaio. (b) Desenho mostrando as medidas principais do corpo-de-prova de tração, em mm.....</i>	<i>58</i>
Figura 37:	<i>Foto das garras de ensaios usinadas nas dependências do Centro Universitário da FEL.....</i>	<i>60</i>
Figura 38:	<i>Desenho mostrando dimensões da garra, em mm.....</i>	<i>61</i>
Figura 39:	<i>(a) Corpo-de-prova compacto C(T) utilizado neste trabalho, (b) Desenho mostrando as medidas do corpo-de-prova C(T), em mm.....</i>	<i>62</i>
Figura 40:	<i>Foto do corpo-de-prova C(T) evidenciando a excessiva deformação plástica na ponta da trinca, ao utilizar a carga máxima (13,4 kN) no pré-trincamento de fadiga.....</i>	<i>63</i>
Figura 41:	<i>Montagem do corpo-de-prova durante o ensaio de curva J-R: (a) máquina universal de ensaios (MTS), (b) detalhe da garra de fixação, corpo-de-prova e extensômetro utilizado, (c) detalhe da tela do computador, (d) detalhe do corpo-de-prova durante abertura controlada pelo COD.....</i>	<i>65</i>
Figura 42:	<i>Foto de um corpo-de-prova C(T) utilizado no ensaio: (a) Extensômetro apoiado nas lâminas metálicas. (b) Detalhe do posicionamento do extensômetro nas lâminas metálicas.....</i>	<i>66</i>
Figura 43:	<i>Análise metalográfica conduzida no aço API 5L X80 em estudo revela microestrutura refinada composta por ferrita (área clara) e colônias de perlita (área escura): (a) e (b) Sentido longitudinal. (c) e (d) Sentido transversal.....</i>	<i>68</i>
Figura 44:	<i>Análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV): (a) Presença do constituinte MA (indicadas pelas setas). (b) Presença de perlita (constituente lamelar em detalhe).....</i>	<i>69</i>
Figura 45:	<i>Análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV): (a) Segregação visualizada na região central da chapa. (b) Análise química na região de segregação apresenta 2,88%Mn, sendo que no metal de base este valor é de 2,16%Mn.....</i>	<i>70</i>

Figura 46:	<i>Análise de microdureza na seção longitudinal do aço API 5L X80 de 15mm de espessura obtido por laminação controlada: (a) gráfico de microdureza ao longo da espessura de 15mm, (b) macrografia mostrando a região de segregação no centro do corpo-de-prova.....</i>	<i>71</i>
Figura 47:	<i>Curva tensão-deformação obtida a partir de corpos-de-prova retangulares retirados do tubo na direção longitudinal.....</i>	<i>72</i>
Figura 48:	<i>(a) Corpo-de-prova após ensaio de tração. (b) Detalhe da delaminação ocorrida na região central do corpo-de-prova (as setas indicam a localização do corte para análise discutida na Fig.49).....</i>	<i>73</i>
Figura 49:	<i>(a) Macrografia feita a partir do corte do corpo-de-prova de tração. (b) e (d) Análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV) entre o final da delaminação e início da segregação. (c) Análise semiquantitativa por espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (EDS) da inclusão visualizada na Fig.49(d), comprovando que esta é do tipo sulfeto de manganês(MnS).....</i>	<i>74</i>
Figura 50:	<i>(a) Exame fractográfico do corpo-de-prova de tração CP01. Análise micro-fractográfica na superfície de fratura do CP01, com aumentos de 2500x (b) e 5000x (d). (c) Análise semiquantitativa por espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (EDS) da inclusão visualizada na Fig.50(d), comprovando que esta é do tipo sulfeto de manganês(MnS).....</i>	<i>75</i>
Figura 51:	<i>Análise micro-fractográfica na superfície de fratura do CP03. (a) Aumento de 1000x. (b) Aumento de 2500x.....</i>	<i>76</i>
Figura 52:	<i>Resultados do ensaio de impacto Charpy obtidos a partir de corpos-de-prova retirados do tubo na direção longitudinal e transversal.....</i>	<i>77</i>
Figura 53:	<i>Curvas J-R determinadas para o aço API 5L X80 em corpos-de-prova C(T), relação $a/W=0,6$ orientação TL.....</i>	<i>79</i>
Figura 54:	<i>Curvas J-R determinadas para o aço API 5L X80 em corpos-de-prova C(T), relação $a/W=0,6$ nas orientações TL e LT.....</i>	<i>79</i>
Figura 55:	<i>Corpo-de-prova TL08. (a) Ocorrência de delaminações na superfície de fratura. (b) Curva de P vs. COD.....</i>	<i>81</i>
Figura 56:	<i>(a) Indicação de corte no corpo-de-prova C(T) para avaliar a profundidade das delaminações. (b) Profundidade das delaminações.....</i>	<i>82</i>

Figura 57: (a) Indicação da delaminação central ocorrida num corpo-de-prova C(T), aço API 5L X80. (b) Aspecto frágil de fratura encontrado no interior da delaminação. (c) Aspecto dúctil de fratura encontrado na superfície de propagação de trinca..... 83

Figura 58: Curvas J-R para os aços API 5L X80 (obtidas neste estudo) e de X60 (Silva^[34]) em corpos-de-prova C(T) na orientação TL... 84

LISTA DE TABELAS

Tabela 1:	<i>Simbologia e nomenclatura dos diferentes produtos ferríticos de decomposição da austenita.....</i>	<i>11</i>
Tabela 2:	<i>Especificação para o aço API 5L X80.....</i>	<i>16</i>
Tabela 3:	<i>Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X80 – contendo 0,05%C.....</i>	<i>18</i>
Tabela 4:	<i>Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X80 – contendo 0,08%C.....</i>	<i>18</i>
Tabela 5:	<i>Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X100 – contendo 0,05%C.....</i>	<i>18</i>
Tabela 6:	<i>Composição química (%massa) do aço API 5L X80 – Bufalini.</i>	<i>19</i>
Tabela 7:	<i>Propriedades mecânicas da chapa do aço API 5L X80 – Bufalini.....</i>	<i>19</i>
Tabela 8:	<i>Propriedades mecânicas do tubo do aço API 5L X80 – Bufalini.....</i>	<i>20</i>
Tabela 9:	<i>Parâmetros utilizados na laminação controlada para obtenção das ligas do aço API 5L X80 – Park.....</i>	<i>20</i>
Tabela 10:	<i>Composição química (%massa) do aço API 5L X80 – Park.....</i>	<i>20</i>
Tabela 11:	<i>Propriedades mecânicas do aço API 5L X80 – Park.....</i>	<i>21</i>
Tabela 12:	<i>Parâmetros utilizados na laminação controlada para obtenção das ligas do aço API 5L X80 – Lazzari.....</i>	<i>24</i>
Tabela 13:	<i>Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X80 desenvolvido no Brasil – dados de 1986.....</i>	<i>25</i>
Tabela 14:	<i>Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X80 desenvolvido no Brasil – dados de 2002.....</i>	<i>26</i>
Tabela 15:	<i>Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X80.....</i>	<i>56</i>
Tabela 16:	<i>Parâmetros de abertura de pré-trinca para corpos-de-prova compactos C(T) de aço API 5L X80 utilizados neste estudo.....</i>	<i>64</i>
Tabela 17:	<i>Resumo dos resultados do ensaio de tração apresentados na Figura 47.....</i>	<i>72</i>
Tabela 18:	<i>Resultados do ensaio de impacto Charpy obtidos a partir de corpos-de-prova retirados do tubo na direção longitudinal e transversal.....</i>	<i>77</i>

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 1:	<i>Carbono equivalente.....</i>	<i>16</i>
Equação 2:	<i>Relação entre CTOD e fator de intensificação de tensões K</i>	<i>29</i>
Equação 3:	<i>Integral J independente do caminho.....</i>	<i>31</i>
Equação 4:	<i>Densidade de energia de deformação.....</i>	<i>32</i>
Equação 5:	<i>Vetor de tração normal ao contorno.....</i>	<i>32</i>
Equação 6:	<i>J como taxa de liberação de energia.....</i>	<i>32</i>
Equação 7:	<i>Energia potencial.....</i>	<i>33</i>
Equação 8:	<i>Energia potencial para espessura unitária.....</i>	<i>33</i>
Equação 9:	<i>Energia de deformação complementar.....</i>	<i>33</i>
Equação 10:	<i>J para controle de carga.....</i>	<i>34</i>
Equação 11:	<i>J para controle por deslocamento.....</i>	<i>34</i>
Equação 12:	<i>J em função da carga.....</i>	<i>34</i>
Equação 13:	<i>J em função do deslocamento.....</i>	<i>34</i>
Equação 14:	<i>Ramberg-Osgood.....</i>	<i>34</i>
Equação 15:	<i>Solução HRR, tensão.....</i>	<i>36</i>
Equação 16:	<i>Solução HRR, deformação.....</i>	<i>36</i>
Equação 17:	<i>Relação entre o parâmetro CTOD e a integral J.....</i>	<i>37</i>
Equação 18:	<i>Relação entre o parâmetro CTOD e a integral J para crescimento de trinca.....</i>	<i>38</i>
Equação 19:	<i>Crescimento de trinca controlado por J.....</i>	<i>41</i>
Equação 20:	<i>Parâmetro de dominância J para crescimento de trinca.....</i>	<i>42</i>
Equação 21:	<i>Carga máxima de fadiga.....</i>	<i>46</i>
Equação 22:	<i>Tensão de referência.....</i>	<i>46</i>
Equação 23:	<i>J como uma taxa de liberação de energia considerando a espessura do corpo-de-prova.....</i>	<i>48</i>
Equação 24:	<i>Deslocamento angular.....</i>	<i>49</i>
Equação 25:	<i>Energia absorvida pela placa.....</i>	<i>50</i>
Equação 26:	<i>J para a amostra SE(B).....</i>	<i>50</i>

<i>Equação 27:</i>	<i>Deslocamento angular para corpo-de-prova trincado.....</i>	<i>50</i>
<i>Equação 28:</i>	<i>Integral J em função do ligamento remanescente.....</i>	<i>50</i>
<i>Equação 29:</i>	<i>Integral J em função dos deslocamentos angulares.....</i>	<i>50</i>
<i>Equação 30:</i>	<i>Integral J para uma variedade de configurações.....</i>	<i>50</i>
<i>Equação 31:</i>	<i>Integral J separada em componentes elástica e plástica.....</i>	<i>51</i>
<i>Equação 32:</i>	<i>Integral J simplificada utilizada para determinar J_{IC}.....</i>	<i>51</i>
<i>Equação 33:</i>	<i>Parcela elástica da integral J.....</i>	<i>53</i>
<i>Equação 34:</i>	<i>Parcela plástica da integral J.....</i>	<i>53</i>
<i>Equação 35:</i>	<i>Fator de intensidade de tensão instantâneo.....</i>	<i>53</i>
<i>Equação 36:</i>	<i>Máxima integral J.....</i>	<i>54</i>
<i>Equação 37:</i>	<i>Máxima extensão de trinca.....</i>	<i>54</i>

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

<i>AF</i>	<i>Ferrita acicular</i>
<i>API</i>	<i>American Petroleum Institute</i>
<i>ARBL</i>	<i>Aços de alta resistência e baixa liga</i>
<i>C(T)</i>	<i>Corpo-de-prova de mecânica da fratura compacto submetido à tração</i>
<i>COD</i>	<i>Crack opening displacement</i>
<i>CTOD</i>	<i>Crack tip opening displacement</i>
<i>CVN</i>	<i>Charpy V-notch</i>
<i>DC(T)</i>	<i>Corpo-de-prova de mecânica da fratura compacto de formato circular submetido à tração</i>
<i>DWTT</i>	<i>Drop-weight tear test</i>
<i>FCT</i>	<i>Temperatura final de resfriamento</i>
<i>FT</i>	<i>Temperatura final de laminação</i>
<i>HRR</i>	<i>Hutchinson, Rice e Rosengreen</i>
<i>LLD</i>	<i>Load line displacement</i>
<i>LT</i>	<i>Carregamento no sentido longitudinal e propagação da trinca no sentido transversal</i>
<i>MA</i>	<i>Constituinte martensita-austenita</i>
<i>MEV</i>	<i>Microscópio eletrônico de varredura</i>
<i>MFEL</i>	<i>Mecânica da fratura elástica linear</i>
<i>MFEP</i>	<i>Mecânica da fratura elasto-plástica</i>
<i>PF</i>	<i>Ferrita poligonal</i>
<i>SE(B)</i>	<i>Corpo-de-prova retangular de mecânica da fratura entalhado lateralmente submetido à flexão</i>
<i>TL</i>	<i>Carregamento no sentido transversal e propagação da trinca no sentido longitudinal</i>
<i>UOE</i>	<i>Dobramento em U, fechamento em O e expansão E</i>

LISTA DE SÍMBOLOS

<i>J-R</i>	<i>Curvas de resistência à propagação de trincas, curvas J-R</i>
<i>σ_{LE}</i>	<i>Tensão limite de escoamento</i>
<i>σ_{LR}</i>	<i>Tensão limite de resistência</i>
<i>Ceq</i>	<i>Carbono equivalente</i>
<i>A_T</i>	<i>Alongamento total</i>
<i>α_p</i>	<i>Ferrita poligonal</i>
<i>α_B^0</i>	<i>Ferrita acicular</i>
<i>J</i>	<i>Integral J</i>
<i>δ</i>	<i>Crack tip opening displacement (CTOD)</i>
<i>E</i>	<i>Módulo de elasticidade</i>
<i>Γ</i>	<i>Caminho arbitrário em torno da ponta da trinca</i>
<i>w</i>	<i>Densidade de energia de deformação</i>
<i>ds</i>	<i>Incremento de comprimento ao longo do contorno Γ</i>
<i>dy</i>	<i>Componente de ds na direção y</i>
<i>T_i</i>	<i>Componentes do vetor de tração</i>
<i>u_i</i>	<i>Componentes do vetor de deslocamento</i>
<i>σ_{ij}</i>	<i>Tensor de tensão</i>
<i>ε_{ij}</i>	<i>Tensor de deformação</i>
<i>n_j</i>	<i>Componentes unitários ao vetor normal a Γ</i>
<i>Π</i>	<i>Energia potencial</i>
<i>A</i>	<i>Área da trinca</i>
<i>U</i>	<i>Energia de deformação armazenada no corpo</i>
<i>F</i>	<i>Trabalho devido as forças externas</i>
<i>U*</i>	<i>Energia de deformação complementar</i>
<i>Δ</i>	<i>Deslocamento da linha de carga</i>
<i>σ</i>	<i>Tensão verdadeira</i>
<i>ε</i>	<i>Deformação verdadeira</i>

σ_0	<i>Tensão de referência igual ao limite de escoamento</i>
ε_0	<i>Deformação referente à tensão de referência</i>
α	<i>Constante adimensional da equação de Ramberg-Osgood, adotar igual a 1</i>
N	<i>Expoente de encruamento para a equação de Ramberg-Osgood</i>
n	<i>Coeficiente de encruamento</i>
r	<i>Distância à ponta da trinca, em coordenadas polares</i>
θ	<i>Ângulo em relação ao plano de propagação da trinca, em coordenadas polares</i>
$\tilde{\sigma}_{ij}$ e $\tilde{\varepsilon}_{ij}$	<i>Funções adimensionais de n e θ</i>
dn	<i>Coeficiente adimensional que relaciona J e CTOD</i>
Δa	<i>Extensão de trinca</i>
J_{IC}	<i>Tenacidade à iniciação ao crescimento dúctil de trinca</i>
λ	<i>Constante que estabelece a máxima extensão de trinca controlada por J</i>
b	<i>Ligamento remanescente</i>
ω	<i>Parâmetro de dominância J para crescimento de trinca</i>
W	<i>Largura do corpo-de-prova</i>
B	<i>Espessura do corpo-de-prova</i>
a	<i>Comprimento de trinca</i>
P_f	<i>Carga máxima de fadiga</i>
b_0	<i>Ligamento remanescente inicial</i>
a_0	<i>Comprimento de trinca inicial</i>
σ_y	<i>Tensão de referência igual a média aritmética entre os limites de resistência e escoamento</i>
P	<i>Carga aplicada</i>
M	<i>Momento de flexão</i>
Ω	<i>Deslocamento angular</i>
Ω_{nc}	<i>Deslocamento angular se não existir trinca</i>
Ω_c	<i>Deslocamento angular na presença de trinca</i>

η	<i>Constante adimensional dependente da geometria do corpo-de-prova</i>
J_{pl}	<i>Integral J simplificada para determinar J_{IC}</i>
A_{pl}	<i>Área plástica abaixo da curva de Carga vs. Deslocamento</i>
ν	<i>Coeficiente de Poisson</i>
$J_{el(i)}$	<i>Parcela elástica instantânea da integral J</i>
$J_{pl(i)}$	<i>Parcela plástica instantânea da integral J</i>
$f(a_i/W)$	<i>Fator de forma</i>
γ	<i>Constante adimensional dependente da geometria do corpo-de-prova</i>
$J_{máx}$	<i>Máxima integral J para crescimento de trinca controlado por J</i>
$\Delta a_{máx}$	<i>Máxima extensão de trinca controlada por J</i>

1 INTRODUÇÃO

O rápido aumento recente da produção de petróleo e gás natural associado à grande demanda energética e de matérias primas vêm provocando um incremento significativo no consumo nacional de óleo, gás e derivados claros (gasolina, diesel, nafta, etc.). Estimativas recentes projetam um consumo médio doméstico de 2,2 milhões de barris de petróleo e derivados por dia (BPD) no ano de 2005 (aumento médio de 4% ao ano entre 2000 e 2005) com grande participação dos chamados leves e claros.^[1] Ao mesmo tempo, a demanda doméstica por gás natural vem sofrendo um impulso extremamente acelerado; projeções recentes estimam um aumento médio de 35% ao ano com um consumo projetado diário de 73 milhões de metros cúbicos no ano de 2005. A participação do gás na matriz energética nacional passará, portanto, de 2,5% em 2000 para cerca de 7,5% em 2005.^[1]

O uso crescente do gás natural como uma fonte de energia faz com que grandes investimentos sejam dedicados a este setor como, por exemplo, o recém construído gasoduto Brasil – Bolívia (GASBOL). Além disso, as recentes descobertas de gás natural na bacia de Santos transformaram o Estado de São Paulo na maior província de gás do Brasil, o que deve incrementar significativamente o consumo deste combustível pela indústria da região sudeste.^[1] Adicionalmente, estima-se uma ampliação da malha dutoviária brasileira em 3000 km (gasodutos: 2400 km, oleodutos: 600 km) e a construção de 1000 km de dutos submarinos, entre os anos 2003 e 2007.^[2]

Em função desta significativa expansão, torna-se necessário aumentar os níveis de segurança e confiabilidade operacional em sistemas dutoviários. Os objetivos são redução de custos, aumento da eficiência operacional e, mais importante, a eliminação de acidentes causadores de danos ambientais e acidentes potencialmente perigosos em áreas densamente urbanizadas. Paralelamente ao desenvolvimento de novas metodologias de avaliação de integridade estrutural, tais requisitos têm estimulado rapidamente a utilização de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) como uma maneira eficaz para a utilização de sistemas dutoviários operando a altas pressões e vazões com menor peso e menores custos construtivos.^[3,4]

Dentre os aços ARBL, encontram-se os de estrutura ferrítica-perlítica, que com uma pequena adição de elementos de liga, tais como nióbio (0,02% de Nb pode aumentar o limite de escoamento entre 70 e 100 MPa) e vanádio, e sob um processo de laminação controlada, têm sua resistência mecânica aumentada (os valores típicos de limite de escoamento estão entre 345 e 620 MPa ^[4]) sem que seja necessário aumentar as quantidades de carbono ou manganês (elementos prejudiciais à soldabilidade e tenacidade ^[4,5]). Por apresentarem excelente combinação de resistência, tenacidade, ductilidade e soldabilidade, estes aços apresentam uma vasta aplicação; entre elas a indústria de dutos, como mostra a Fig. 1. ^[4-6] Em particular, os aços de classe API 5L X60 – X100 (*American Petroleum Institute*) são especificamente adequados à construção de tubulações e dutos empregados na indústria de petróleo e petroquímica. Tal classe de aços apresenta limite de escoamento na faixa de 400 a 700 MPa e possui estrutura metalúrgica refinada devido a adição de elementos microligantes (Nb, V, Ti).

Figura 1: Sistemas dutoviários – exemplo de aplicação. ^[7]

Estes aços geralmente apresentam comportamento dúctil a temperaturas normais de operação, onde estão sujeitos a carregamentos que podem produzir uma significativa

plasticidade. Sob tais condições, a avaliação da integridade estrutural de componentes contendo defeitos requer o emprego da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP).^[8] Observações experimentais demonstram que aumentos significativos na capacidade de carga, além dos limites elásticos e elasto-plásticos de uma estrutura contendo um defeito macroscópico (trinca), são possíveis sob condições de crescimento (propagação) estável de trinca; tal crescimento estável é comumente caracterizado pela curva de resistência J vs. Δa (denominada curva J - R) do material.^[9,10]

O objetivo central deste trabalho de pesquisa é estudar propriedades de fratura dúctil do aço de alta resistência e baixa liga classificação API 5L X80, utilizando corpos-de-prova compactos C(T), através da obtenção da curva de resistência à propagação estável de defeitos (curva J - R) do material. Adicionalmente, ensaios convencionais de tração, ensaios de impacto *Charpy* e análises metalográficas foram conduzidos para permitir uma maior precisão na comparação da curva J - R do aço API 5L X80 em estudo com outros aços similares.

O material utilizado (aço API 5L X80) é fabricado pela *USIMINAS* (corrida número 457151 do ano de 2002) e empregado em sistemas dutoviários. Os corpos-de-prova C(T) para ensaios de curvas J - R foram doados pelo *CENPES/PETROBRÁS* enquanto que o material para os demais ensaios foi doado pela *CONFAB*. Para os ensaios de mecânica da fratura, as pré-trincas de fadiga foram obtidas no Laboratório de Mecânica da Fratura do Instituto de Pesquisas Tecnológicas (*IPT*) enquanto que as curvas J - R , assim como os ensaios de tração, impacto *Charpy* e microscopia ótica, foram conduzidas no Laboratório de Materiais do Departamento de Engenharia Mecânica do Centro Universitário da FEI (*LabMat/FEI*). A microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi conduzida no Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura e Microanálise do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP (*LabMev/PMT*).

Inicialmente, o trabalho apresenta uma revisão bibliográfica (Capítulos 2 a 4) sobre aços estruturais utilizados em sistemas dutoviários, em particular os aços de classe API, mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP) e descrição das curvas J - R .

Finalmente, são descritos os procedimentos experimentais (Capítulo 5), resultados obtidos e discussão (Capítulo 6), as conclusões (Capítulo 7) e sugestões para trabalhos futuros (Capítulo 8). Finalmente, consta nos apêndices os resultados de ensaios de forma tabular.

2 AÇOS ESTRUTURAIS UTILIZADOS EM SISTEMAS DUTOVIÁRIOS

2.1 Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL)

Com o crescimento do consumo de energia, novas fontes de óleo e gás passaram a ser exploradas, freqüentemente em regiões remotas e com condições climáticas adversas. A necessidade de se transportar economicamente quantidades crescentes destes recursos tornou comum a utilização de dutos de grandes diâmetros e espessuras de parede grossas, operando sob altas pressões. Isto levou a um aumento na demanda por aços estruturais de alta resistência e boa tenacidade a baixas temperaturas, tais como os aços ARBL de classificação API.^[11] Estes materiais são aços microligados que apresentam (em sua forma original mais simples) microestrutura típica de ferrita-perlita. Sua composição química é similar a de um aço baixo-carbono, mas com micro-adições de elementos de liga de aproximadamente 0,1% Nb, Ti ou V para garantir propriedades mecânicas superiores.^[12]

Em função desta demanda, a tecnologia para produzir estes aços vem se desenvolvendo rapidamente. Por exemplo, melhorias no processo de laminação têm proporcionado a estes materiais um maior limite de escoamento (obtenção de tamanho de grão reduzido), acompanhado de uma diminuição gradual do carbono (a quantidade de carbono pode ser reduzida com o objetivo de aumentar a soldabilidade e tenacidade), já que adições de nióbio e vanádio compensam a diminuição da resistência devido à redução deste elemento.^[4 - 6]

Dentre as práticas utilizadas na fabricação dos aços ARBL, a mais difundida tem sido a laminação controlada, onde combinações diversas entre temperatura e quantidade de deformação a quente objetivam elevados valores de resistência e tenacidade a partir dos efeitos do refino do grão e da precipitação de carbonetos e nitretos dos elementos microligantes.^[11]

2.1.1 Laminação controlada

A laminação controlada é um procedimento pelo qual os vários estágios de laminação têm temperatura controlada, quantidade de redução pré-determinada em cada passe e a temperatura de acabamento precisamente definida. Este processamento é largamente utilizado para obtenção de aços destinados a dutos, pontes, estruturas *offshore*, e outras aplicações de engenharia. O objetivo básico da laminação controlada é deformar os grãos de austenita durante o processo de laminação para obtenção de grãos de ferrita finos durante o resfriamento. Isto resulta num aumento (simultâneo) de resistência e tenacidade e tem possibilitado a redução da quantidade de carbono nos aços ARBL, melhorando a soldabilidade destes aços.^[4]

Normalmente, para se obter um menor tamanho de grão de ferrita, utiliza-se laminar a austenita em temperaturas onde a recrystalização não ocorra. Nesta região, proporciona-se a maior redução possível em intervalos de temperatura (antes do início da transformação da ferrita) para que a austenita deforme sem recrystalizar.^[5,13]

Pode ser visto na Fig. 2 ^[14] que a faixa de temperatura onde a recrystalização não ocorre é representada pela faixa III e, relacionando com a Fig. 3 ^[15], esta faixa de temperatura varia de 950°C até a temperatura A_{r3} (abaixo desta haverá formação de ferrita). Como o tempo para recrystalização entre os passes é insuficiente, pode-se obter grãos de ferrita no resfriamento posterior na ordem de 3 a 6 μm .^[4, 5]

No entanto, a laminação controlada convencional (veja Fig. 3) é conduzida entre as faixas de temperatura I e II (veja a Fig. 2), onde há recrystalização e, conseqüentemente, os grãos de austenita são deformados de maneira que exista um grande número de locais de nucleação de novos grãos, seja nos contornos de grão da austenita deformada ou nas bandas de deformação. Estes locais permitem a nucleação de um grão de ferrita na ordem de 5 a 10 μm (tamanho de grão ASTM entre 10 e 12).^[4, 5]

Figura 2: Mudanças na austenita durante a laminação controlada.^[14]

Figura 3: Ilustração do processo de laminação controlada em função da microestrutura obtida.^[15]

A precipitação do Nb(CN) na austenita durante a laminação a quente provoca um aumento da faixa de temperatura na qual não há recristalização. Ou seja, haverá uma vasta faixa de temperatura em que o aço pode ser trabalhado a quente para produzir

austenita altamente deformada. A quantidade ótima de nióbio para suprimir a recristalização entre passes pode ser por volta de 0,02%.^[5, 13]

2.1.2 Delaminações em aços ARBL

A utilização da laminação controlada para fabricação dos aços ARBL tem gerado discussões relacionadas à influência das delaminações (cavidades geradas durante o processo de fratura, paralelas à direção de laminação) na tenacidade a fratura do material. Acredita-se que a ocorrência da delaminação está relacionada a uma tensão perpendicular à tensão principal no modo I, que atua no fraturamento, favorecendo ou a clivagem de grãos grandes, ou a fratura-decoesão de interfaces fracas na matriz metálica.^[12, 16]

A ocorrência de delaminação do tipo clivagem está relacionada à textura cristalográfica do material. Tal textura geralmente aparece em aços API microligados que sofreram grandes deformações plásticas, durante a laminação controlada conduzida em temperaturas abaixo da A_{r3} (Fig.3), e se caracteriza pela orientação preferencial de determinados planos cristalográficos em relação à direção de máxima deformação, gerando anisotropia no material.^[12]

Um outro tipo de delaminação é aquela formada a partir de inclusões não metálicas alongadas presentes no material como, por exemplo, sulfetos de manganês. Segundo Hippert^[12], no entanto, este tipo de delaminação não é comum nos aços ARBL atuais, uma vez que os níveis de inclusões estão bastante reduzidos.

Considerando-se a morfologia das delaminações, esta pode variar em função do modo de carregamento, da temperatura e do estado de tensões atuante, sendo que os corpos-de-prova retangulares de tração uniaxial geralmente exibem uma única delaminação central e para os corpos-de-prova de impacto *Charpy* (o que pode ser estendido a corpos-de-prova de mecânica da fratura) poderá existir um sistema de delaminações paralelas e de diferentes níveis, sendo a delaminação central a mais profunda.^[12]

Conseqüentemente, num ensaio de mecânica da fratura, a energia necessária para provocar crescimento dúctil de trinca (ver capítulo 4 para maiores esclarecimentos) será maior após a introdução de uma delaminação central. Pois, ao “separar” o corpo-de-prova em duas partes ocorre uma diminuição da restrição plástica (*constraint*), fazendo com que o estado plano de deformação que estava atuante se aproxime do estado plano de tensão.^[12, 17]

Adicionalmente, Thoulow et. al.^[16] e Faucher e Dogan^[18] estudaram as propriedades de fratura em aços produzidos por laminação controlada contendo delaminações e associaram as dificuldades experimentais encontradas durante a medição do crescimento dúctil de trincas à forma irregular da frente de trinca provocada pela presença de delaminações, conforme Fig.4. Thoulow et. al.^[16] ressaltam que as delaminações são mais freqüentes em corpos-de-prova obtidos na direção TL se comparado com os LT (informações sobre as direções no item 4.2.2).

Figura 4: Frente de trinca irregular ocasionada pela presença da delaminação central, num corpo-de-prova na direção TL.^[16]

A incidência de delaminações nos aços ARBL modernos poderia ser reduzida com o processamento (laminação controlada) do material em temperaturas de acabamento acima da A_{F3} (com o objetivo de criar uma textura cristalográfica mais favorável), mas isto acarretaria também na redução da resistência mecânica do material. Por outro lado, o emprego da técnica de resfriamento acelerado e a obtenção de microestruturas aciculares e bainíticas parecem ser a alternativa que produz menor

ocorrência de delaminações durante a fratura, e também melhores propriedades mecânicas.^[12, 19]

2.1.3 Caracterização microestrutural dos aços ARBL: princípios básicos

Uma característica importante dos aços ARBL é a apreciável resistência mecânica, combinada com ductilidade e tenacidade, em comparação com os outros aços que estes substituem. Isto acontece em decorrência da coexistência de diferentes constituintes microestruturais.

Atualmente os produtos da transformação bainítica, junto com uma variedade de outros produtos de decomposição da austenita, formam parte da microestrutura dos novos aços estruturais ARBL.^[20] O efeito da microestrutura sobre as propriedades físicas e mecânicas de aços ao carbono torna a análise metalográfica uma ferramenta importante para estabelecer correlações entre estes parâmetros.^[21]

A complexidade da microestrutura desses aços e a dificuldade de identificação de suas fases e microconstituintes originaram discussões em relação à nomenclatura dos mesmos. Em 1991, Araki et al.^[22] apresentaram uma sugestão de nomenclatura para os microconstituintes ferríticos. Utilizando aços de baixo carbono expostos a ciclos de resfriamento contínuo, relatam a ocorrência de formação de microestruturas em determinadas faixas de temperatura.^[20, 22]

Um estudo mais completo, baseado na classificação de Araki, foi desenvolvido pelo Comitê de Bainita (*Bainite Committee*) do ISIJ (*The Iron and Steel Institute of Japan*) apud Krauss e Thompson.^[23] Nesse estudo foram unificadas as nomenclaturas dos mais diversos produtos ferríticos de decomposição da austenita por resfriamento contínuo, junto a outros produtos que podem se formar. Um quadro com essas nomenclaturas é reproduzido na Tab.1.^[20, 23]

Tabela 1: Simbologia e nomenclatura dos diferentes produtos ferríticos de decomposição da austenita.^[20, 23]

Símbolo	Nomenclatura
<i>I₀ (fase matriz principal)</i>	
α_p	Ferrita poligonal
α_q	Ferrita quase-poligonal
α_w	Ferrita de Widmanstätten
α_B	Bainita granular
α_B^0	Ferrita bainítica (ou ferrita acicular)
<i>II₀ (fases secundárias minoritárias)</i>	
γ_r	Austenita retida
MA	Constituinte martensita-austenita
α_M	Martensita
B	B _U : Bainita superior
	B _L : Bainita inferior
P	Perlita
θ	Partículas de cementita

Alguns exemplos das morfologias da ferrita em aços ARBL são mostrados na Fig.5.^[23] Os aços denominados ARBL-80, nas Fig.5(a), 5(b) e 5(d) referem-se aos aços de alta resistência e baixa liga com limite de escoamento igual a 80 ksi (550MPa).

Figura 5: (a) Ferrita poligonal num aço ARBL-80, transformado isotermicamente a 675°C por 500s. (b) Ferrita de Widmanstätten num aço ARBL-80, formada durante a transformação isotérmica da austenita a 600°C por 100s. (c) Ferrita quase-poligonal num aço ultrabaixo carbono, contendo 0,005%C e 3%Mn. (d) Ferrita bainítica ou acicular num aço ARBL-80, transformado isotermicamente a 500°C por 5000s.^[23]

Na Fig. 5(a) pode ser observada a ferrita poligonal correspondente a um aço ARBL-80, transformado isotermicamente a 675°C por 500s. As regiões escuras correspondem a martensita formada na têmpera após tratamento isotérmico a 675°C.^[20,23]

A Fig. 5(b) evidencia a presença de ferrita de Widmanstätten formada durante a transformação isotérmica da austenita em um aço ARBL-80 tratado a 600°C por 100s. As regiões brancas correspondem a ferrita de Widmanstätten e as escuras a martensita formada durante a tempera após o tratamento isotérmico.^[20,23]

A Fig. 5(c) mostra um exemplo de ferrita quase-poligonal (notação do Comitê de Bainita do ISIJ) em um aço ultrabaixo carbono, contendo 0,005% C e 3% Mn.^[20,23]

A Fig. 5(d) mostra uma micrografia da ferrita bainítica ou acicular formada em um aço ARBL-80 transformado isotermicamente a 500°C por 5000s. Os aspectos mais predominantes dessa microestrutura são: presença de ilhas de austenita retida paralelas, alinhadas e alongadas dentro dos grãos da austenita anterior, e a preservação dos contornos originais da austenita.^[20,23]

O diagrama de transformação por resfriamento contínuo da Fig. 6 indica que diversas microestruturas bainíticas podem ser obtidas em função das possíveis taxas de resfriamento.^[24]

Figura 6: Diagrama de transformação por resfriamento contínuo de um aço com adições de Ni-Cr-Mo.^[24]

Para uma taxa de resfriamento de $461^{\circ}\text{C}/\text{minuto}$, observa-se uma microestrutura de bainita acicular (com alguma martensita) na Fig.7(a). Numa taxa de $3^{\circ}\text{C}/\text{minuto}$ é produzida uma microestrutura de ferrita poligonal com ilhas de MA, mostrada na Fig.7(b). No entanto, alguns autores (Habraken e Economopoulos apud Bramfitt e Speer^[24] e Batista et. al^[25]) definem esta microestrutura como bainita granular.

(a)

(b)

Figura 7: Micrografias obtidas em microscópio ótico de um aço com adições de Ni-Cr-Mo. (a) Taxa de resfriamento de $461^{\circ}\text{C}/\text{minuto}$ – bainita acicular (com alguma martensita). (b) Taxa de $3^{\circ}\text{C}/\text{minuto}$ – ferrita poligonal com ilhas de MA.^[24]

2.2 Aço API 5L X80

Os aços para tubulações na indústria do petróleo são classificados segundo a API (*American Petroleum Institute*) em função de sua aplicação, composição química e resistência mecânica.^[26] Os aços utilizados especificamente na fabricação de tubos para linhas de transmissão seguem a classificação API 5L (*Specification for Line Pipe Steel*).^[12] Por exemplo, para o aço API 5L X80, os dois últimos dígitos após a letra X especificam o limite de escoamento mínimo do material igual a 80 ksi (550MPa).

De acordo com Gray e Pontremoli^[27], as alternativas metalúrgicas para a fabricação dos aços de classificação API 5L X70 e API 5L X80 variam entre 50 e 60 opções, as quais são predominantemente relacionadas às composições químicas e ao processo de laminação. Algumas das possibilidades visualizadas por Gray e Pontremoli^[27] estão na Fig.8.

Figura 8: Alternativas para obtenção de aços API X70, X80 e X100.^[27]

As especificações de composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X80 podem ser vistas na Tab. 2.^[26,28] Percebe-se que haverá diversas opções para fabricação destes materiais, pois a norma API não faz uma restrição severa em relação aos elementos de liga. Como requisito de propriedade mecânica, o limite de escoamento (σ_{LE}) do material (já mencionado anteriormente) deve ser maior ou igual a 80 ksi (550MPa). Para o limite de resistência (σ_{LR}) a faixa está entre 620 e 827MPa.

Tabela 2: Especificação para o aço API 5L X80.^[26,28]

Composição Química	$C \leq 0,18\%$
	$Mn \leq 1,80\%$
	$P \leq 0,030\%$
	$S \leq 0,018\%$
Carbono equivalente (Ceq)	$Ceq \leq 0,25\%$
Ensaio de tração	$\sigma_{LE} \geq 80\text{ksi (550MPa)}$
	$\sigma_{LR} = 90 \text{ a } 120 \text{ ksi (620 a 827MPa)}$
	$\sigma_{LE} / \sigma_{LR} \leq 0,93$
Tenacidade a 0°C no metal base	Energia absorvida $\geq 68\text{J}$

Vale ressaltar que uma preocupação tradicional dos usuários de tubos fabricados com os materiais de classe API está relacionada à soldabilidade, a qual aumenta com a diminuição do teor de carbono e do valor de carbono equivalente, conforme Fig.9. Nota-se que os primeiros aços X52 eram praticamente impossíveis de serem soldados se comparados com os que apresentam limites de escoamento na faixa de X70 a X100.^[27] Atualmente, estes materiais possuem teores de carbono menores que 0,1% e, sendo assim, o parâmetro utilizado para medir a soldabilidade tem sido carbono equivalente (Ceq), definido pela norma API 5L 2000^[26] como:

$$Ceq = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5 \cdot B \quad (1)$$

Figura 9: Evolução da soldabilidade dos aços API.^[27]

Extensivas investigações laboratoriais e industriais mostraram que com uma escolha adequada da composição química e dos parâmetros da laminação controlada, poder-se-iam produzir aços API 5L X80 contendo ferrita acicular, com quantidades de carbono menores que 0,06% e, ainda, associado a excelente resistência mecânica e tenacidade.^[27] As composições químicas e as propriedades mecânicas, tais como os limites de escoamento e resistência e o alongamento total (A_T) podem ser visualizadas nas Tab.3 a 5 apresentadas por Ueda et al.^[29]

As Tab.3 e 4 apresentam duas alternativas do material API 5L X80 utilizado na fabricação de dutos. A Tab.5 apresenta um material da classe X100, obtido a partir do aço API 5L X80 apresentado na Tab.3. Ressalta-se que a obtenção do API 5L X100 (nestas condições) é possível devido a eficiência do equipamento utilizado, o qual permite um aumento significativo da taxa de resfriamento aplicada ao material logo após a laminação controlada.

Tabela 3: Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X80 – contendo 0,05%C.^[29]

API 5L X80: Tubo Ø30" x 0,812"								
Composição Química (%massa)								
C	Si	Mn	P	S	Nb	V	N	Ceq
0,05	0,26	1,74	0,014	0,001	0,038	0,04	0,030	0,15
Propriedades Mecânicas								
Direção	σ_{LE} [MPa]	σ_{LR} [MPa]	A_T [%]	Resfriamento Lento				
Longitudinal	594	647	42,6					
Transversal	614	690	37,1					

Tabela 4: Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X80 – contendo 0,08%C.^[29]

API 5L X80: Tubo Ø36" x 0,625"								
Composição Química (%massa)								
C	Si	Mn	P	S	Nb	V	N	Ceq
0,08	0,43	1,68	0,007	0,002	0,034	0,08	0,040	0,19
Propriedades Mecânicas								
Direção	σ_{LE} [MPa]	σ_{LR} [MPa]	A_T [%]	Resfriamento Lento				
Longitudinal	556	653	41,8					
Transversal	590	678	36,2					

Tabela 5: Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X100 – contendo 0,05%C.^[29]

API 5L X100: Tubo Ø30" x 0,812"								
Composição Química (%massa)								
C	Si	Mn	P	S	Nb	V	N	Ceq
0,05	0,26	1,74	0,014	0,001	0,038	0,04	0,030	0,15
Propriedades Mecânicas								
Direção	σ_{LE} [MPa]	σ_{LR} [MPa]	A_T [%]	Resfriamento Rápido				
Longitudinal	689	779	36,8					
Transversal	717	814	37,8					

Em função da taxa de resfriamento utilizada, pode-se obter materiais de classes diferentes (X80 ou X100) mesmo que a composição química não mude. No entanto, pode-se variar a taxa de resfriamento sem que a classe do material seja mudada, com o intuito de obter melhores propriedades mecânicas. Bufalini e Pontremoli^[30] mostram o efeito do resfriamento acelerado após a laminação controlada para o aço API 5L X80 através das Tab.6 (composição química), Tab.7 (propriedades mecânicas da chapa) e Tab.8 (propriedades mecânicas do tubo).

O material foi obtido da seguinte maneira: a operação final de laminação foi conduzida na temperatura denominada FT (*Finishing Rolling Temperature*) igual a 760°C, sendo que a temperatura de resfriamento final denominada FCT (*Finishing Cooling Temperature*) foi de 525°C para a condição 1 e 445°C para a condição 2. Esta diminuição na temperatura de resfriamento é responsável pelo aumento da porcentagem de ferrita acicular (condição 2 apresenta maior porcentagem) proporcionando ao material um alto limite de resistência associado a uma boa tenacidade. Entretanto, vale ressaltar que o limite de escoamento mínimo para o aço X80 de 550MPa, exigido pela norma API, será atingido após a fabricação do tubo devido a capacidade de encruamento do material.

Tabela 6: Composição química (%massa) do aço API 5L X80 – Bufalini et al.^[30]

C	Mn	P	S	Si	Nb	Ti	Ni	Cr	Mo	Ceq
0,06	1,87	0,030	0,003	0,29	0,037	0,093	0,27	0,16	0,13	0,18

Tabela 7: Propriedades mecânicas da chapa do aço API 5L X80 – Bufalini et al.^[30]

Condição	Processo		Propriedades Mecânicas			Microestrutura	
	FT [°C]	FCT [°C]	σ_{LE} [MPa]	σ_{LR} [MPa]	CVN _(-20°C) [J]	PF* [%]	AF** [%]
1	760	525	536	712	146	50	50
2	760	445	452	742	188	20	80

* PF: Ferrita poligonal (α_p ^[20, 23])

** AF: Ferrita acicular (α_B^0 ^[20, 23])

Tabela 8: Propriedades mecânicas do tubo do aço API 5L X80 – Bufalini et al.^[30]

Condição	Processo		Propriedades Mecânicas			Microestrutura	
	FT [°C]	FCT [°C]	σ_{LE} [MPa]	σ_{LR} [MPa]	CVN _(-20°C) [J]	PF* [%]	AF** [%]
1	760	525	596	719	140	50	50
2	760	445	637	743	162	20	80

* PF: Ferrita poligonal (α_p ^[20, 23])** AF: Ferrita acicular (α_B^0 ^[20, 23])

2.2.1 Efeitos dos elementos de liga no aço API 5L X80

Park et. al.^[31] estudaram os efeitos dos elementos de liga no aço API 5L X80 obtido por processamento termomecânico controlado, de acordo com a Tab.9. A composição química e as propriedades mecânicas deste aço estão nas Tab.10 e 11, respectivamente.

Tabela 9: Parâmetros utilizados na laminação controlada para obtenção das ligas do aço API 5L X80 – Park et al.^[31]

Temperatura de reaquecimento	1100 a 1200 °C
Taxa de redução acumulada	60 a 70 %
Temperatura final de laminação	700 a 780 °C
Taxa do resfriamento acelerado	5 a 20 °C/s
Temperatura final de resfriamento	540 a 450 °C

Tabela 10: Composição química (%massa) do aço API 5L X80 – Park et al.^[31]

C	Mn	Nb	V	Ti	Cu	Ni	Mo
0,07 a 0,10	1,70 a 2,00	0,030 a 0,050	0,050 a 0,080	0,010 a 0,020	0,10 a 0,30	0,10 a 0,30	0,10 a 0,30

Tabela 11: Propriedades mecânicas do aço API 5L X80 – Park et al.^[31]

Espessura [mm]	σ_{LE} [MPa]	σ_{LR} [MPa]	A_T [%]	DWTT _(-20°C)	CVN _(-20°C) [J]
14 a 20	580 a 680	700 a 800	23 a 31	100 %	160 a 210

Os efeitos da adição de nióbio em um aço com 0,07%C, 1,9%Mn e 0,015%Ti podem ser vistos na Fig.10. A adição de 0,03 a 0,05% de nióbio provocou um aumento de 70 MPa no limite de escoamento do material e 30 MPa no limite de resistência. Isto mostra que o nióbio é um elemento muito efetivo para o aumento do limite de escoamento. Com relação a adição de Ti, Park et al. ^[31] relatam que adicionar Nb e Ti ao mesmo tempo é mais eficaz do que só adicionar Ti, isto porque obtém-se um tamanho de grão mais refinado como resultado da “inibição” da recristalização durante a laminação.

Figura 10: Efeitos da adição de nióbio na resistência mecânica de um aço API 5L X80 contendo 0,07%C – 1,9%Mn – 0,015Ti.^[31]

A adição de 0,05% de vanádio promove um aumento de 50 MPa tanto no limite de escoamento como no limite de resistência do material enquanto que, o molibdênio aumenta o limite de resistência do material em 70 MPa e não altera o limite de escoamento. Estes efeitos são mostrados nas Fig. 11 e 12, respectivamente.^[31]

Figura 11: Efeitos da adição de vanádio na resistência mecânica de um aço API 5L X80 contendo 0,07%C – 1,9%Mn – 0,043%Nb – 0,015Ti.^[31]

Figura 12: Efeitos da adição de molibdênio na resistência mecânica de um aço API 5L X80 contendo 0,07%C – 1,9%Mn – 0,043%Nb – 0,015Ti.^[31]

Sendo assim, a resistência mecânica deste aço pode ser aumentada por volta de 200MPa através da adição de elementos de liga em sua composição básica (0,07%C, 1,9%Mn e 0,015%Ti). Mostrou-se que a adição de nióbio e titânio aumenta a resistência em 100 MPa, devido ao efeito do refinamento do grão. O vanádio melhora o limite resistência em aproximadamente 50 MPa devido ao endurecimento por precipitação, e a adição de molibdênio, cobre e níquel aumentam a resistência por volta de 100MPa em função da sinergia entre o efeito da transformação e endurecimento por solução sólida.^[31]

Conforme a Fig.13, adições de nióbio e titânio aumentam a tenacidade do material, sendo que para a adição de 0,04%Nb o aumento da tenacidade ao impacto é muito pronunciado (efeito do refinamento do grão). Por outro lado, conforme Fig. 14, a adição de vanádio não provoca um aumento significativo na tenacidade ao impacto, apesar do endurecimento por precipitação.^[31]

Figura 13: Efeitos da adição de nióbio na tenacidade ao impacto de um aço API 5L X80 contendo 0,07%C – 1,9%Mn – 0,015Ti.^[31]

Figura 14: Efeitos da adição de vanádio na tenacidade ao impacto de um aço API 5L X80 contendo 0,07%C – 1,9%Mn – 0,015Ti.^[31]

2.3 Desenvolvimento do aço API 5L X80 no Brasil

Com base nos requerimentos do aço API 5L X80, que pode ser obtido com diferentes composições químicas e através de processos de fabricação variados, Lazzari et al.^[32] estudaram duas ligas: a Nb-V-Cr-Ni e a Nb-Mo-Ti, produzidas pela COSIPA em 1986. Ambas foram obtidas pelo processo de laminação controlada, com adição de cálcio para controle da morfologia das inclusões de sulfeto. Dados adicionais da laminação controlada podem ser vistos na Tab.12.

Tabela 12: Parâmetros utilizados na laminação controlada para obtenção das ligas do aço API 5L X80 – Lazzari et al.^[32]

Temperatura de reaquecimento	1100 °C
Redução total de espessura	95 %
Redução total na região de não recristalização na operação de acabamento	67 %
Temperatura final de laminação	740 °C

A microestrutura resultante foi grão de ferrita alongado contendo ilhas do constituinte MA dispersas (microestrutura diferente daquela encontrada por Bufalini e Pontremoli^[27]). Para a liga Nb-V-Cr-Ni, o tamanho de grão médio é de 5,8 μm e a fração volumétrica de MA é 13,4%. A liga Nb-Mo-Ti apresenta tamanho de grão médio igual a 6,35 μm e a fração volumétrica de MA é 16,7%. As ligas apresentam carbono equivalente, calculado a partir da eq.(1), menor que 0,25% e energia de impacto absorvida no ensaio *Charpy*, na direção transversal da chapa, a -20°C de 102 J para a liga Nb-V-Cr-Ni e 174 J para a liga Nb-Mo-Ti. A composição química e as propriedades mecânicas das ligas são apresentadas na Tab.13.^[32]

Tabela 13: Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X80 desenvolvido no Brasil – dados de 1986.^[32]

Composição Química (% massa)												
Liga	C	Mn	Si	Al	Nb	V	Cr	Ni	Mo	Ti	N	Ceq
A	0,09	1,56	0,37	0,022	0,044	0,066	0,20	0,22	---	---	0,007	0,20
B	0,08	1,53	0,21	0,026	0,026	---	---	---	0,34	0,016	0,004	0,19
Propriedades Mecânicas												
Liga	σ_{LE} [MPa]	σ_{LR} [MPa]	A_T [%]	CVN ^(-20°C) [J]	<div>Liga A: Nb-V-Cr-Ni</div> <div>Liga B: Nb-Mo-Ti</div>							
A (chapa)	565	703	28	102								
B (chapa)	488	663	31	174								
A (tubo)	590	721	26	87								
B (tubo)	564	694	30	123								

Os tubos foram produzidos, através do processo UOE (dobramento em U, fechamento em O e Expansão E)^[12], com diâmetro externo de 22" (558,8 mm) e 9,53 mm de espessura. Comparando-se os resultados de propriedades mecânicas entre a chapa e o tubo, apresentadas na Tab.13 e na Fig.15, percebe-se que a liga Nb-Mo-Ti apresenta limites de escoamento e resistência inferiores e tenacidade ao impacto superior à liga Nb-V-Cr-Ni. Como a liga Nb-Mo-Ti apresenta maior capacidade de encruamento, os requisitos para o material API 5L X80 (Tab.2) podem ser obtidos durante o processo de fabricação (UOE) do tubo. Ressalta-se, portanto, que esta liga é uma boa opção para os fabricantes de tubos, pois as chapas com baixo limite de escoamento apresentam melhor formabilidade.^[32]

Figura 15: Curvas de energia de impacto absorvida versus temperatura para amostras transversais das ligas Nb-Mo-Ti e Nb-V-Cr-Ni.^[32]

Como resultado de um primeiro trabalho, Lazzari et al.^[32] acreditam que a fabricação do aço API 5L X80 por laminação controlada no Brasil apresenta bons resultados de propriedades mecânicas, porém ressaltam a necessidade do desenvolvimento contínuo desta classe de material. Dados mais recentes (atualização de 2002) de quatro corridas (códigos 45, 46, 51 e 52) de chapas de material API 5L X80 desenvolvido no Brasil pela *USIMINAS* estão na Tab.14.^[33] As melhorias apresentadas são: diminuição da fração volumétrica de MA para a faixa de 5%, menor quantidade de carbono e melhoria das propriedades de tenacidade a fratura. Porém, foi necessário adicionar elementos de liga tais como nióbio, cromo e molibdênio (provável aumento de custo).

Os materiais na forma de chapa apresentados nas Tab.13 e 14 que aparentemente não apresentam os requisitos para o aço API 5L X80, ao serem deformados a frio durante o processo de fabricação do tubo, terão seus limites de escoamento e resistência aumentados em função da capacidade de encruamento do material, alcançando assim os requisitos da API 5L.

Tabela 14: Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X80 desenvolvido no Brasil – dados de 2002.^[33]

3 MECÂNICA DA FRATURA ELASTO-PLÁSTICA (MFEP)

Os desenvolvimentos ocorridos nos processos de fabricação de aços para dutos os tornaram mais resistentes a defeitos, fazendo com que os mesmos sustentem significativo crescimento estável de trincas acompanhado por deformação plástica antes da falha. Deste modo, torna-se necessário prever e controlar o crescimento estável de trinca, para que seja possível providenciar os devidos reparos em tempo hábil, a fim de evitar rompimentos ou possíveis vazamentos que seriam catastróficos sob o ponto de vista econômico e ecológico.^[34]

Procedimentos convencionais utilizados para avaliação da integridade estrutural de dutos geralmente utilizam critérios simplificados incorporando mecanismos de colapso plástico e as propriedades mecânicas do material. Adicionalmente, estes métodos estabelecem critérios de aceitação de defeitos baseados em dados experimentais limitados a aços estruturais de baixa resistência, os quais não refletem necessariamente o mecanismo de falha real (por exemplo, crescimento estável de defeito macroscópico antes do colapso do duto) e nem consideram requisitos específicos para aços estruturais de alta resistência correntemente em uso.^[9] De acordo com Jones ^[35], por muitos anos aceitou-se que a resistência à propagação de fratura dúctil dos aços utilizados em dutos era essencialmente relatada por uma tenacidade inerente ou por uma energia absorvida no teste de impacto. No entanto, a propagação de uma fratura em dutos envolve taxas de deformação e condições geométricas bem diferentes daquelas produzidas em corpos-de-prova *Charpy*.

O aumento da plasticidade na região da ponta da trinca com o aumento do carregamento da estrutura representa, em termos genéricos, a dissipação do trabalho das forças externas na forma de energia de deformação plástica. Conseqüentemente, uma estrutura dúctil contendo um defeito suporta elevados níveis de carga, mesmo após a iniciação e propagação estável da fratura.^[9] Por isso, em muitos materiais é virtualmente impossível caracterizar o comportamento à fratura através da Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL).

Sendo assim, uma abordagem alternativa é necessária. Por exemplo, a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) aplica-se a materiais com nível de plasticidade capaz de violar a MFEL.^[9,12,36,37] Dentro do contexto da MFEP, os parâmetros de caracterização de fratura para os materiais plasticamente deformáveis como o parâmetro *CTOD* (escola inglesa) e a integral *J* (escola americana) apresentam larga aplicabilidade. A propagação estável de trinca é comumente mostrada pela curva de resistência *J* vs. Δa do material.

Aplicando este tipo de metodologia é possível monitorar o crescimento da trinca através de inspeções periódicas por ensaios não-destrutivos até que ela atinja valores considerados críticos e a estrutura seja então condenada. Este crescimento estável pode, por outro lado, provocar plastificação de toda a seção resistente e levar a estrutura ao colapso plástico. Desta forma, são muito importantes procedimentos de avaliação de integridade de estruturas trincadas que definam metodologias para estimar a capacidade da estrutura trincada de continuar em serviço de forma segura.^[9,12,36,37]

A mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP) é, então, uma alternativa desenvolvida para o estudo da fratura em materiais de comportamento não-linear exibindo considerável plasticidade na ponta da trinca. Como já foi citado, o parâmetro *CTOD* e a integral *J* se apresentam como parâmetros de caracterização de fratura para materiais plasticamente deformáveis. Portanto, será mostrada nesta seção a definição destes parâmetros, assim como, a relação entre *CTOD* e *J*. Finalmente, será apresentada uma breve introdução sobre as curvas de resistência *J*- Δa (curvas *J*-*R*).

3.1 Parâmetro *CTOD*

Quando Wells tentou medir o valor de tenacidade à fratura K_{IC} em uma série de aços estruturais, notou que estes materiais eram muito tenazes para serem caracterizados pela MFEL.^[36] Ou seja, atingiram um grau de plastificação na ponta da trinca que invalidava a aplicação da teoria linear elástica.

Ao examinar os corpos-de-prova fraturados, Wells percebeu que o grau de arredondamento da ponta da trinca era proporcional à tenacidade do material. Esta

observação o levou a propor o parâmetro *CTOD* (*Crack Tip Opening Displacement*) como uma medida de tenacidade à fratura do material.^[36] Em seu artigo original, Wells realizou análises que relacionavam o *CTOD* (δ) ao fator de intensificação de tensões K (no modo I de sollicitação), obtendo a eq.(2):

$$\delta = \frac{4 \cdot K_I^2}{E \cdot \pi \cdot \sigma_0} \quad (2)$$

Assim, considerando pequenas deformações na ponta da trinca (*small scale yielding*), o parâmetro *CTOD* tem uma relação direta com o fator K da MFEL, porém os limites de validade deste parâmetro são maiores do que aqueles estabelecidos pela MFEL.

Há uma série de definições alternativas para o parâmetro *CTOD*, sendo que as duas mais comuns estão apresentadas na Fig.16. Estas são denominadas como *deslocamento na ponta original da trinca* e o *deslocamento na intersecção do vértice de 90° com o flanco da trinca (intercepto a 90°)*. A última é mais utilizada em análises numéricas por elementos finitos.^[36]

Figura 16: Definições alternativas de *CTOD*. a) deslocamento na ponta original da trinca; b) intercepto a 90°.^[36]

O parâmetro *CTOD* tem a desvantagem de não ser um parâmetro adequado de campo (parâmetro global), portanto não descreve convenientemente o campo de tensões e deformações ao redor da ponta da trinca.^[36] Entretanto, o *CTOD* ainda é largamente utilizado no estudo da fratura de estruturas e materiais soldados.

3.2 Integral J

A integral J é definida como um parâmetro da MFEP que pode ser interpretada de duas maneiras. Como uma taxa de liberação de energia para materiais elásticos não-lineares ou um escalar que caracteriza a intensidade dos campos de tensão e deformação a frente da trinca para materiais elasto-plásticos.^[36,38]

Em 1968, Rice^[39] provou que a taxa de liberação de energia não-linear, J , poderia ser expressa como uma integral independente do caminho (definição original de J) para sólidos elásticos não-lineares. Ainda não era possível, entretanto, aplicar a teoria da integral J a materiais reais, elasto-plásticos. Idealizando o comportamento elasto-plástico de metais por um comportamento elástico não-linear, conforme Fig.17 (onde o caminho de deformação é constante no carregamento e no descarregamento), Rice forneceu as bases para estender a mecânica da fratura muito além dos limites de validade da MFEL.^[36]

Figura 17: Comparação esquemática do comportamento tensão-deformação de materiais elasto-plásticos e elásticos não-lineares.^[36]

Na Fig.17 se vê o comportamento da tensão-deformação uniaxial dos materiais não-linear elástico e elasto-plástico. O comportamento de carregamento para os dois materiais é idêntico, mas as respostas dos materiais diferem quando são descarregados. O material elasto-plástico segue um caminho de descarregamento linear, com a inclinação igual ao módulo de elasticidade, enquanto que o material elástico não-linear descarrega pelo mesmo caminho que foi carregado. Há uma única relação entre tensão e deformação para o material elástico, mas uma dada deformação no material elasto-plástico pode corresponder a mais que um valor de tensão, caso o material seja descarregado ou carregado ciclicamente. Conseqüentemente, é muito mais fácil analisar um material elástico do que um material que exhibe plasticidade irreversível.^[36]

3.2.1 J como uma integral de linha independente do caminho

Considere um caminho arbitrário no sentido anti-horário (Γ) em torno da ponta da trinca, como ilustrado na Fig.18.

Figura 18: Contorno arbitrário em torno da ponta da trinca.

A integral J é definida como:^[36]

$$J = \int_{\Gamma} \left(w \cdot dy - T_i \cdot \frac{\partial u_i}{\partial X} \cdot ds \right) \quad (3)$$

onde,

w : é a densidade de energia de deformação

dy : é a componente de ds na direção y .

T_i : são componentes do vetor de tração

u_i : são componentes do vetor de deslocamento

ds : é o incremento de comprimento ao longo do contorno Γ

A densidade de energia de deformação é definida como:

$$w = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} \cdot d\varepsilon_{ij} \quad (4)$$

onde σ_{ij} e ε_{ij} são tensores de tensão e deformação, respectivamente.

A tração (T) é um vetor de tensão normal ao contorno, e suas componentes são dadas pela eq.(5). Isto é, se fosse construído um diagrama de corpo livre dentro do material do contorno, T_i poderia definir a tensão normal atuando no contorno.^[36]

$$T_i = \sigma_{ij} \cdot n_j \quad (5)$$

onde n_j são as componentes unitárias do vetor normal a Γ .

Rice^[39] mostrou que o valor da integral J é independente do caminho de integração em torno da trinca e, por isso, a definiu desta maneira.^[36]

3.2.2 J como taxa de liberação de energia não-linear

Rice apresentou uma integral de contorno independente do caminho para análises de trincas. Mostrou-se então que o valor desta integral é igual a taxa de liberação de energia num corpo elástico não-linear contendo uma trinca.^[36] Utilizando uma definição similar ao dos materiais lineares elásticos, porém direcionada aos não-lineares, tem-se a definição de J como taxa de liberação de energia:

$$J = \frac{-d\Pi}{dA} \quad (6)$$

onde:

Π : é a energia potencial.

A : é a área da trinca.

A energia potencial é dada por:

$$\Pi = U - F \quad (7)$$

onde:

U : é a energia de deformação armazenada no corpo.

F : é o trabalho devido às forças externas.

Considere-se então uma placa trincada que exhibe uma curva não-linear de *Carga vs. Deslocamento*, ilustrada na Fig.19.

Figura 19: Taxa de liberação de energia não-linear.^[36]

Se a placa tem espessura unitária, então $A = a$ (a é o tamanho da trinca) e para controle de carga, tem-se:

$$\Pi = U - P\Delta = -U^* \quad (8)$$

onde U^* é a energia de deformação complementar, definida como:

$$U^* = \int_0^P \Delta \cdot dP \quad (9)$$

conseqüentemente, se a placa da Fig.19 está sob controle de carga, J é dado por:

$$J = \left(\frac{dU^*}{da} \right)_P \quad (10)$$

Se a trinca avança com deslocamento fixo, $F = 0$ e J é dado por:

$$J = - \left(\frac{dU}{da} \right)_\Delta \quad (11)$$

de acordo com a Fig.19, dU^* (controle de carga) difere de $-dU$ (controle de deslocamento) por uma quantidade de $\left(\frac{1}{2} \cdot dP \cdot d\Delta \right)$, o que é muito pequeno se comparado a dU . Sendo assim, J para controle de carga é igual a J com controle de deslocamento. Considerando as definições para U e U^* , pode-se expressar J em termos de carga e deslocamento:^[36]

$$J = \left(\frac{\partial}{\partial a} \int_0^P \Delta \cdot dP \right)_P = \int_0^P \left(\frac{\partial \Delta}{\partial a} \right)_P \cdot dP \quad (12)$$

$$J = - \left(\frac{\partial}{\partial a} \int_0^\Delta P \cdot d\Delta \right)_\Delta = - \int_0^\Delta \left(\frac{\partial P}{\partial a} \right)_\Delta \cdot d\Delta \quad (13)$$

3.2.3 J como um parâmetro de intensificação de tensão

Em 1968, Hutchinson^[40], Rice e Rosengreen^[41] mostraram separadamente que J descreve unicamente o campo de tensões e deformações na ponta da trinca de um material elástico não-linear. Utilizando a eq.(14) de Ramberg-Osgood e aplicando a teoria de pequenas deformações definiram a singularidade HRR. A eq.(14) é uma lei potencial que estabelece uma relação entre a deformação plástica e a tensão (para uma dada deformação uniaxial).^[36]

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \cdot \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^N \quad (14)$$

onde:

σ_0 : é o valor da tensão referência que é usualmente igual ao limite de escoamento.

ε_0 : é a relação entre a tensão de referência e o módulo de elasticidade $\varepsilon_0 = \frac{\sigma_0}{E}$.

α : é uma constante adimensional.

N : é o expoente de encruamento para a equação de Ramberg-Osgood, definido

como $N = \frac{1}{n}$.

n : é o coeficiente de encruamento.

Hutchinson^[40], Rice e Rosengren^[41] mostraram que para se ter a integral de linha independente do caminho, é necessário que os campos de tensões e deformações próximos a ponta da trinca variem conforme a singularidade $(1/r)^{\frac{1}{1+N}}$, sendo que r é a distância da ponta da trinca a um ponto material, observada na Fig.20.^[36,42]

Figura 20: J como um parâmetro de intensificação de tensão dos campos HRR.

Em distâncias muito próximas à ponta da trinca (na zona plástica) as deformações elásticas são pequenas em comparação à deformação total, e o comportamento da tensão-deformação pode ser descrito por uma equação simplificada. Estas duas condições implicam nas eq.(15) e (16) para tensão e deformação à frente da trinca.^[36] Estas equações são denominadas solução HRR, e a integral J define sua amplitude como o fator de intensificação de tensão caracteriza a amplitude da singularidade linear elástica.^[36]

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \cdot \left(\frac{E \cdot J}{\alpha \cdot \sigma^2 \cdot \ln \cdot r} \right)^{\frac{1}{N+1}} \cdot \tilde{\sigma}_{ij}(n, \theta) \quad (15)$$

$$\varepsilon_{ij} = \frac{\alpha \cdot \sigma_0}{E} \cdot \left(\frac{E \cdot J}{\alpha \cdot \sigma^2 \cdot \ln \cdot r} \right)^{\frac{N}{N+1}} \cdot \tilde{\varepsilon}_{ij}(n, \theta) \quad (16)$$

onde:

$\ln$: é uma constante de integração que depende de N e do estado de tensão, conforme Fig.21.^[36]

$\tilde{\sigma}_{ij}$ e $\tilde{\varepsilon}_{ij}$: são funções adimensionais de n e θ . A Fig.22 mostra a variação angular do adimensional de tensões para estado plano de deformação e expoente de encruamento $N = 13$.

Figura 21: Efeito do expoente de encruamento (N) na constante de integração ($\ln$).^[36]

Figura 22: Variação angular do adimensional de tensões para estado plano de deformação e expoente de encruamento $N = 13$.^[36]

3.3 Relação entre o parâmetro CTOD e a integral J

Baseando-se nos campos da singularidade HRR, em condições de trinca estacionária, Shih^[43] demonstrou, através de métodos numéricos, que existe uma relação entre CTOD (δ) e J .^[36]

$$\delta = d_n \cdot \left(\frac{J}{\sigma_0} \right) \quad (17)$$

onde d_n é um coeficiente adimensional, fortemente dependente do coeficiente de encruamento (n) do material e dependente da relação (σ_0 / E). Pode ser visto na Fig.23, para estado plano de deformações, que uma faixa bem abrangente dos valores de d_n está entre 0,2 (alto encruamento) e 0,8 (baixo encruamento).

Figura 23: Efeito do coeficiente de encruamento (n) no coeficiente adimensional (d_n).^[36]

No caso de crescimento de trinca, a eq.(17) pode ser escrita como:^[43]

$$\frac{d\delta}{da} = \frac{dn}{\sigma_0} \cdot \frac{dJ}{da} \quad (18)$$

4 CURVAS DE RESISTÊNCIA À PROPAGAÇÃO ESTÁVEL DE DEFEITOS (CURVAS J-R)

Inicialmente, esta seção apresenta uma introdução sobre a utilização da integral J para caracterizar o crescimento de trinca e algumas considerações relacionadas ao ensaio, tais como corpos-de-prova utilizados, orientação destes em relação ao sentido de laminação, assim como pré-trinca de fadiga e entalhe lateral. Estas informações serão necessárias para o entendimento dos itens subsequentes. A seguir, apresenta-se uma discussão sobre os primeiros ensaios de J . Finalmente, esta seção discute o ensaio experimental para determinação das curvas J - R .

4.1 Utilização da integral J para caracterizar o crescimento de trincas

O comportamento a fratura para materiais dúcteis é bastante diferente dos materiais frágeis. Os materiais dúcteis geralmente exibem crescimento estável e lento de trinca, acompanhado de considerável deformação plástica, ou seja, existe uma resistência ao crescimento da trinca durante a extensão da mesma, devido à energia de deformação plástica na ponta da trinca.^[36] Antes de atingir um estado de crescimento constante, a zona de plastificação na ponta da trinca aumenta durante a extensão da mesma. Esta expansão da zona plástica e a propriedade de encruamento do material requerem um aumento das forças externas para que o crescimento estável de trinca continue.

Este fenômeno é comumente expresso pela curva J - R e pode ser vista esquematicamente na Fig.24. Com o aumento de J , o material falha localmente na ponta da trinca o que, conseqüentemente, provoca um “rasgamento” localizado e seu crescimento.^[36] Esta curva expressa a relação direta entre a propagação estável da trinca (Δa) e um parâmetro mecânico tal como a integral J . A resistência à propagação dúctil de trinca num aço também pode ser caracterizada pelo valor da inclinação dJ/da (definida como módulo de rasgamento)^[36,38,42,44]. Para os metais, as curvas J - R são crescentes e normalmente estão associadas ao crescimento e coalescência de microcavidades.^[9,36]

Figura 24: Esquema da curva R para materiais dúcteis.^[36]

Inicialmente, a curva J - R foi utilizada somente como uma maneira de se determinar o valor de J_{IC} . O parâmetro J_{IC} aparece na Fig.24 e representa a energia necessária (num material não-linear elástico) para *iniciar* a propagação estável de uma trinca (considerava-se trinca estacionária). Mas, logo se tornou claro que a curva J - R poderia ser interpretada como uma caracterização mais adequada do comportamento do material sob crescimento de trinca.^[42] Ou seja, utilizar J_{IC} como um critério de projeto é excessivamente conservativo, já que desta maneira não se considera a “reserva de segurança” devido ao aumento da resistência com o crescimento da trinca. E é por isso que existe uma tendência crescente na utilização de projetos que permitam a consideração do crescimento estável de trinca. No entanto, o valor de J aplicado deve ser inferior ao da integral J capaz de promover crescimento instável de trincas.^[42]

O crescimento de trinca é acompanhado por descarregamento elástico e, portanto, deformação plástica não-proporcional na vizinhança da ponta da trinca. No entanto, a implicação é que a integral J seja estritamente válida para análise de trincas estacionárias. Apesar de tudo, se carregamentos quase-proporcionais ocorrem em qualquer lugar, exceto na pequena vizinhança da ponta da trinca, então J pode ser utilizado para analisar o crescimento de trinca. Contudo, deve-se fornecer as

condições adicionais para que o crescimento de trinca controlado por J (dominância J) seja satisfeito. Um exemplo de crescimento de trinca sob dominância J pode ser visto na Fig.25.^[36,45]

Figura 25: Esquema do crescimento de trinca controlado por J .^[36]

Da Fig.17, que compara o comportamento de descarregamento de um material não-linear elástico com um elasto-plástico, o material na região de descarregamento da Fig.25 obviamente viola as considerações pré-estabelecidas por Rice.^[36] O material a frente da trinca também viola a consideração de parâmetro único, pois o carregamento é altamente não proporcional; por exemplo, as diversas componentes de tensão aumentam ou diminuem em diferentes taxas. Para que o crescimento de trinca seja controlado por J , o descarregamento elástico e as regiões de carregamento plástico não-proporcionais devem estar contidos na zona de dominância J .^[36]

Os requisitos para que o crescimento de trinca seja controlado por J são:^[42,45,46]

$$\Delta a \leq \lambda \cdot b \quad (19)$$

$$\omega = \frac{b}{J} \cdot \frac{dJ}{da} \gg 1 \quad (20)$$

Os valores de λ estão entre 0,06 e 0,1 e b representa o ligamento remanescente do corpo-de-prova, enquanto que para o ω (parâmetro de dominância J para crescimento de trinca), a faixa está entre 5 e 10 para os corpos-de-prova SE(B) e C(T).^[45, 46]

4.2 Considerações gerais sobre os ensaios de curvas J-R

Diversas organizações mundiais publicam procedimentos normalizados para medição de tenacidade a fratura; entre elas, a ASTM (*American Society for Testing and Materials*), a BSI (*British Standards Institution*), a ISO (*International Institute of Standards*), a JSME (*Japan Society of Mechanical Engineers*). As primeiras normas para os testes de K e J foram desenvolvidas pela ASTM em 1970 e 1981, respectivamente. A norma para $CTOD$ foi publicada em 1978 pela BSI.^[39]

Mesmo que as normas sejam diferentes, os testes de tenacidade a fratura têm diversas características em comum. Por exemplo, as configurações de corpos-de-prova são similares, e a orientação dos mesmos em relação a direção de laminação do material é sempre uma importante consideração. As pré-trincas são introduzidas por fadiga, qualquer que seja a norma, mesmo que os requerimentos de cargas mudem de uma para outra. A instrumentação básica requerida para medir a carga e deslocamento é comum a todos os testes de mecânica da fratura, mas alguns testes requerem instrumentação adicional para monitorar o crescimento de trinca.^[36]

4.2.1 Configuração dos corpos-de-prova utilizados

Entre os três corpos-de-prova permitidos, de acordo com a norma ASTM E1820^[10], para caracterização da iniciação e crescimento de trinca^[36], o presente trabalho fará uso do corpo-de-prova compacto C(T) – *Compact Specimen*, visualizado na Fig.26(a). Os outros corpos-de-prova são o compacto de formato circular DC(T) – *Disk Shaped Compact Specimen*, e o entalhado lateralmente sob flexão SE(B) – *Single Edge Notched Bend Specimen*, conforme Fig. 26(b) e 26(c) respectivamente.

A configuração do corpo-de-prova apresenta três características dimensionais importantes: comprimento da trinca (a), espessura (B) e largura (W), como mostra a Fig. 26; em muitos casos, $W = 2 \cdot B$ e $a/W = 0,5$.^[36] Uma outra dimensão característica é definida como ligamento remanescente (b), e é dada pela diferença entre largura e comprimento de trinca, $b = (W - a)$.

O tamanho do corpo-de-prova segue uma padronização de uma escala geométrica, nos quais incluem-se: 1/2T, 1T, 2T e 4T, onde a nomenclatura refere-se a espessura em polegadas. Por exemplo, um corpo-de-prova compacto normalizado 1T tem as dimensões $B = 1''$ (25,4mm) e $W = 2''$ (50,8mm).^[36]

Figura 26: Corpos-de-prova permitidos para ensaios de mecânica da fratura – ilustração das dimensões principais.^[36]

4.2.2 Orientação dos corpos-de-prova

Os materiais de engenharia raramente são homogêneos e isotrópicos. A microestrutura e, portanto, as propriedades mecânicas são sensíveis, por exemplo, à direção de laminação de chapas de aço. Esta sensibilidade da orientação é pronunciada nas medições de tenacidade a fratura, pois a microestrutura com uma orientação preferencial pode conter planos enfraquecidos, onde a propagação da trinca é relativamente fácil.^[36]

Por ser a orientação do corpo-de-prova uma variável importante para a medição da tenacidade a fratura, todas as normas de teste de fratura ASTM requerem que as orientações sejam reportadas. A notação dada pela ASTM E1820^[10] pode ser vista na Fig.27, onde as letras L, T e S denominam longitudinal, transversal e transversal curta (*short transversal*), respectivamente; e estão relacionadas ao sentido de laminação.^[36]

São necessárias duas letras para a identificação do corpo-de-prova de mecânica da fratura, onde a primeira indica a direção da tensão de tração principal (que é sempre perpendicular ao plano da trinca no modo I de sollicitação) e a segunda corresponde a propagação da trinca. Por exemplo, a orientação L-T corresponde ao carregamento na direção longitudinal e a propagação da trinca na direção transversal.^[36]

Figura 27: Notação da ASTM E1820 para corpos-de-prova extraídos de uma chapa laminada.^[10, 36]

4.2.3 Pré-trinca por fadiga

A teoria da mecânica da fratura aplica-se às trincas, as quais são idealmente agudas (*sharp*) nos carregamentos iniciais. As amostras de laboratório invariavelmente estão fora deste ideal, no entanto é possível introduzir trincas que são suficientemente agudas para a proposta prática. A maneira mais eficiente é produzir uma trinca através de carregamento cíclico.^[36]

O procedimento típico para abertura de pré-trinca numa amostra é ilustrado pela Fig.28. A trinca de fadiga se inicia na ponta do entalhe usinado e cresce ao tamanho requerido através do controle cuidadoso de cargas cíclicas.^[36]

Figura 28: Pré-trincamento de fadiga num corpo-de-prova de mecânica da fratura através de carregamentos cíclicos.^[36]

Máquinas de testes modernas servo-hidráulicas podem ser programadas para produzir carregamento senoidal, bem como uma variedade de outras formas de ondas. A trinca de fadiga deve ser introduzida de tal maneira que o valor de tenacidade não seja influenciado durante sua medição. Carregamentos cíclicos produzem uma trinca de raio finito com uma pequena zona plástica na ponta, a qual contém encruamento do material (e uma complicada distribuição de tensão residual). Para que a tenacidade a fratura reflita as verdadeiras propriedades do material, a trinca de fadiga deve satisfazer as seguintes condições.^[36]

- O raio da ponta da trinca na falha deve ser muito maior que o raio no início da trinca de fadiga.
- A zona plástica produzida durante o trincamento de fadiga deve ser pequena comparada à zona plástica de fratura.

Cada uma das diversas normas de ensaio de fratura contém restrições no carregamento de fadiga estabelecido para satisfazer as condições acima. Nos testes de J e $CTOD$, onde a amostra de teste é (tipicamente) totalmente plástica na falha, o máximo carregamento de fadiga é definido como uma fração da carga no ligamento remanescente, através da eq.(21).^[36]

$$Pf = \frac{0,4.B.b_0^2.\sigma_y}{(2.W + a_0)} \quad (21)$$

Onde σ_y é a tensão de referência, definida como a média entre o limite de escoamento e o limite de resistência:

$$\sigma_y = \frac{\sigma_{LE} + \sigma_{LR}}{2} \quad (22)$$

No entanto, pode-se conduzir o trincamento de fadiga bem abaixo do carregamento permitido, para garantir uma segurança adicional de validade dos resultados. Mas, o tempo necessário para produzir a trinca (por exemplo, número de ciclos) aumenta rapidamente com a diminuição da carga de fadiga.

A norma ASTM E1820^[10] exige trincas relativamente profundas ($0,5 \leq a/W \leq 0,7$), pois a técnica de flexibilidade no descarregamento (que será definida adiante) não é suficientemente sensível para $a/W \leq 0,5$. Uma alternativa de teste para o método de corpo-de-prova único para utilização (ou não) de trincas rasas é o procedimento de queda de potencial (*potential drop*) visualizado na Fig.29. Neste método, o crescimento de trinca é monitorado através da mudança na resistência elétrica que acompanha a perda na área da seção transversal.^[36]

Figura 29: Método da queda de potencial para monitoramento do crescimento de trinca.^[36]

4.2.4 Entalhe lateral (side groove)

Em certos casos, são usinados entalhes laterais nos corpos-de-prova de tenacidade a fratura, conforme a Fig.30.^[36] O primeiro propósito do entalhe lateral é manter uma frente de trinca reta durante o teste de curva J - R . Um corpo-de-prova sem o entalhe lateral está sujeito ao tunelamento da trinca e a formação dos “lábios” de cisalhamento (*shear lips*), pois o material próximo da superfície externa encontra-se num baixo estado de triaxilidade de tensão. Os entalhes laterais típicos de corpos-de-prova de tenacidade à fratura reduzem a espessura total do corpo-de-prova (B) a uma espessura efetiva (B_N) e esta fica em torno de 80% da espessura total.^[36] No caso de corpo-de-prova sem entalhe lateral $B = B_N$.

Figura 30: Corpo-de-prova com entalhe lateral.^[36]

4.3 Primeiros ensaios para obtenção de J

Em 1972, Begley e Landes ^[47] que estão entre os primeiros a medirem J experimentalmente, reconheceram que J e, conseqüentemente, seu valor crítico, poderia ser obtido experimentalmente a partir da interpretação de J como uma taxa de liberação de energia dada por:

$$J = -\frac{1}{B} \left(\frac{\partial U}{\partial a} \right)_{\Delta} \quad (23)$$

Utilizando diversos corpos-de-prova (*multiple specimens*) de mesmo tamanho, geometria e material, mas com diferentes tamanhos de trincas, Begley e Landes ^[47] deformaram cada corpo-de-prova (em diferentes magnitudes) para obter a curva de *Carga vs. Deslocamento*, apresentada na Fig. 31(a). Para um específico valor de deslocamento Δ , a área abaixo desta curva é a *Energia de deformação por unidade de espessura* (U). Após isto, foram plotados os valores de U vs. *Tamanho de trinca* para diversos deslocamentos (Fig. 31(b)) ^[36], com o objetivo de se determinar a inclinação da reta tangente a estas curvas.

Figura 31: Esquema dos primeiros procedimentos experimentais para obtenção de J .^[36]

Ao aplicar a eq.(23) à Fig. 31(b), tem-se a Fig. 31(c), que é o gráfico de J vs. *Deslocamento* para diversos tamanhos de trinca.

Esta última é uma curva de calibração, a qual somente aplica-se ao material, tamanho e geometria da amostra e temperatura para a qual foram obtidas. A abordagem dos autores apresenta desvantagens, pois diversos corpos-de-prova precisam ser testados (para determinar J_{IC} são necessários de 5 a 10 corpos-de-prova^[42]) e analisados para determinar J numa circunstância particular.^[36]

Em 1973, Rice et. al^[48] mostraram que era possível determinar J diretamente, a partir de uma única curva de *Carga vs. Deslocamento*, utilizando um único corpo-de-prova (*single specimens*).^[36,42] Considere uma placa trincada lateralmente sob flexão (corpo-de-prova SE(B) visualizado na Fig.32).

Figura 32: Corpo-de-prova SE(B).^[36]

Se esta placa é submetida a um momento de flexão M , a mesma desloca de um ângulo Ω_{nc} , se não houver trinca, e de uma quantidade adicional Ω_c se uma trinca estiver presente. Sendo que, para trinca profunda, $\Omega_c \gg \Omega_{nc}$. Então, o deslocamento angular total pode ser escrito como:^[36, 42]

$$\Omega = \Omega_{nc} + \Omega_c \quad (24)$$

A energia absorvida pela placa é dada por:

$$U = \int_0^{\Omega} M \cdot d\Omega \quad (25)$$

Quando se diferencia U em relação à área da trinca (para determinar J), somente Ω_c contribui para a taxa de liberação de energia. Então, J para a amostra SE(B) pode ser escrita como:^[36,42]

$$J = \int_0^M \left(\frac{\partial \Omega_c}{\partial a} \right)_M \cdot dM = - \int_0^M \left(\frac{\partial \Omega_c}{\partial b} \right)_M \cdot dM \quad (26)$$

Se as propriedades do material são fixadas, a análise dimensional conduz para:

$$\Omega_c = G \left(\frac{M}{b^2} \right) \quad (27)$$

Assumindo que o tamanho do ligamento é a única dimensão relevante, tem-se a expressão resultante para J sendo:

$$J = \frac{2}{b} \cdot \int_0^{\Omega_c} M \cdot d\Omega_c \quad (28)$$

Se a trinca é relativamente profunda, Ω_{nc} seria totalmente elástico, enquanto que Ω_c poderia conter contribuições plásticas e elásticas. Por isso, a eq.(28) pode ser escrita como:^[36,42]

$$J = \frac{2}{b} \cdot \left[\int_0^{\Omega_{c(el)}} M \cdot d\Omega_{c(el)} + \int_0^{\Omega_{c(pl)}} M \cdot d\Omega_{c(pl)} \right] = \frac{K_I^2}{E'} + \frac{2}{b} \cdot \int_0^{\Omega_{pl}} M \cdot d\Omega_{pl} \quad (29)$$

Em geral, a integral J para uma variedade de configurações pode ser escrita na seguinte forma:^[36,42]

$$J = \frac{\eta \cdot U_c}{B \cdot b} \quad (30)$$

A eq.(30) expressa J como a energia absorvida, dividido pela área da seção transversal, multiplicado por uma constante adimensional. Para a amostra SE(B) de

trinca profunda, $\eta = 2$ e para o corpo-de-prova C(T) $\eta = 2 + 0,522 \cdot b_0 / W$. E b_0 representa o ligamento remanescente inicial.

A eq.(30) pode ser separada em componentes elástica e plástica:

$$J = \frac{\eta_{el} \cdot U_{C(el)}}{B \cdot b} + \frac{\eta_{pl} \cdot U_{pl}}{B \cdot b} = \frac{K_I^2}{E'} + \frac{\eta_{pl} \cdot U_{pl}}{B \cdot b} \quad (31)$$

Quando o objetivo do ensaio é determinar somente o valor de J_{IC} (e este foi o objetivo dos primeiros ensaios de J), a norma ASTM E813 ^[49] fornece um método simplificado para calcular a parcela plástica de J , através da eq.(32). Esta norma baseia-se no tamanho de trinca inicial. Nota-se que a eq.(32) é função da área plástica (A_{pl}) abaixo da curva de *Carga vs. Deslocamento* (Fig. 33).^[36]

$$J_{pl} = \frac{\eta \cdot A_{pl}}{B_N \cdot b_0} \quad (32)$$

Figura 33: Curva de carga vs. deslocamento, mostrando a energia plástica absorvida por um corpo-de-prova durante o teste de J_{IC} .^[36]

4.4 Procedimentos experimentais para obtenção de curvas J - R

A técnica de teste mais comum para obtenção experimental de uma curva J - R é a do corpo-de-prova único (*single specimen*), utilizando o método de flexibilidade no descarregamento (*unloading compliance method*), ilustrado na Fig. 34.^[36] Este método consiste em pequenos descarregamentos (periódicos) do corpo-de-prova, enquanto se determina a curva de *Carga vs. Deslocamento*. A inclinação ($1/C$) das linhas geradas durante o descarregamento parcial representa as medidas da flexibilidade elástica do corpo-de-prova. Assim, o comprimento de trinca é calculado em intervalos regulares de teste, através da medição da flexibilidade da amostra após o respectivo descarregamento parcial.

Figura 34: O Método “unloading compliance” para monitoramento do crescimento da trinca.^[36]

Dado que o tamanho da trinca muda continuamente durante o teste de curva J - R , a integral J deve ser calculada incrementalmente. Para testes de flexibilidade, a forma mais lógica para atualizar o valor de J é a cada ponto de descarregamento (Fig. 34), onde o tamanho da trinca também é atualizado.

Ao gerar a curva J - R utilizando o corpo-de-prova único, ao contrário do ensaio que objetiva somente o valor de J_{IC} , o valor de J deve ser corrigido com o tamanho da trinca. No entanto, mesmo que este procedimento não seja necessariamente usado

para medição de J_{IC} , o mesmo pode ser utilizado para tal finalidade, pois no limite de uma trinca estacionária, as fórmulas dão resultados idênticos.^[36]

Considere-se um teste de J com n pontos de medição. Para um dado ponto de medição i , onde $1 \leq i \leq n$, as componentes elástica e plástica de J podem ser estimadas a partir das eq.(33) e (34):^[10,36]

$$J_{el(i)} = \frac{K_{(i)}^2 \cdot (1 - \nu^2)}{E} \quad (33)$$

$$J_{pl(i)} = \left[J_{pl(i-1)} + \left(\frac{\eta_{(i-1)}}{B_N \cdot b_{(i-1)}} \right) \cdot \frac{(P_{(i)} + P_{(i-1)}) \cdot (\Delta_{pl(i)} - \Delta_{pl(i-1)})}{2} \right] \cdot \left[1 - \gamma_{(i-1)} \cdot \left(\frac{a_{(i)} - a_{(i-1)}}{b_{(i-1)}} \right) \right] \quad (34)$$

onde o fator de intensidade de tensão instantâneo $K_{(i)}$ está relacionado à carga aplicada $P_{(i)}$ e $a_{(i)} / W$ através da eq.(35) a seguir:

$$K(i) = \frac{P(i)}{\sqrt{(B \cdot B_N \cdot W)}} \cdot f(a_i / W) \quad (35)$$

nas equações acima, ν é o coeficiente de Poisson, E é o módulo de elasticidade e $\Delta_{pl(i)}$ é o deslocamento plástico da linha de carga.

Para o corpo-de-prova C(T) ilustrado na Figura 26(a):

$$\eta = 2 + 0,522 \cdot (b_{(i)} / W);$$

$$\gamma_{(i)} = 1 + 0,76 \cdot (b_{(i)} / W).$$

A partir dos valores do tamanho de trinca inicial (a_0), crescimento de trinca (Δa) e carga aplicada (P), e considerando todas as equações estabelecidas pelo método, cada descarregamento parcial da Fig.34 gera um par (J - Δa), dando origem à curva J - R mostrada na Fig.35.^[10,50,51] Para que a curva J - R tenha crescimento de trinca controlado por J , os valores obtidos de integral J e correspondentes extensões de trinca devem estar contidos numa região delimitada pelos valores de $J_{máx}$ (máxima

integral J) e $\Delta a_{máx}$ (máxima extensão de trinca), definidas pelas eq.(36) e eq.(37) respectivamente.^[10]

$$J_{máx} = \frac{b \cdot \sigma_y}{20} \quad (36)$$

$$\Delta a_{máx} = 0,25 \cdot b_0 \quad (37)$$

Figura 35: Curva J-R típica, onde a região delimitada por $J_{máx}$ e $\Delta a_{máx}$ tem crescimento de trinca controlado por J .^[10]

5 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste capítulo serão apresentados os materiais, as técnicas e os parâmetros experimentais utilizados para atingir os objetivos propostos para este trabalho.

Os ensaios e análises das amostras foram realizados nos seguintes laboratórios:

- Laboratório de Materiais do Departamento de Engenharia Mecânica do Centro Universitário da FEI (LabMat/FEI);
- Centro de Laboratório Mecânico do Departamento de Engenharia Mecânica do Centro Universitário da FEI (CLM/FEI).
- Laboratório de Mecânica da Fratura do Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT);
- Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura e Microanálise do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP (LabMev/PMT);

5.1 Material utilizado

O material utilizado neste trabalho é o aço API 5L X80 desenvolvido no Brasil pela *USIMINAS*, produzido por laminação controlada e suas composição química e propriedades mecânicas estão descritas na Tab.15.^[33] Estes valores estão de acordo com os requisitos apresentados na Tab.2.

Tabela 15: Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X80.

Composição Química (%massa)											
C	Mn	Si	Al	Nb	V	Cr	Ni	Mo	Ti	N	Ceq
0,04	1,85	0,18	0,033	0,073	0,005	0,32	0,02	0,03	0,016	0,0037	0,16
Propriedades Mecânicas											
σ_{LE} [MPa]			σ_{LR} [MPa]			A_T [%]			CVN _(-20°C) [J]		
550			676			27,5			232		

Este lote experimental de material foi fabricado da seguinte maneira: uma placa (*slab*) de dimensões iniciais 252x1450x3010mm foi aquecida numa temperatura de 1200°C por 2 horas. Em seguida, sofreu uma seqüência de reduções até a espessura de 70mm. Neste ponto, a temperatura estava entre 900°C e 1000°C (temperatura de recristalização da austenita). Portanto, esperou-se até que a temperatura estivesse entre 720°C e 820°C (provavelmente dentro da região de duas fases: austenita e ferrita, conforme Fig.3) para que a laminação fosse reiniciada. A partir daí, o material foi laminado até a espessura final (aproximadamente 15mm). Na etapa de acabamento, com o objetivo de manter a planicidade da chapa, alguns passes foram conduzidos numa temperatura média de 680°C sem redução significativa da espessura. Após esta operação, a chapa foi submetida ao resfriamento contínuo ao ar. As dimensões finais da chapa são 15,65x2331x12400mm.

5.2 Caracterização microestrutural do aço API 5L X80

Para as análises metalográficas, obteve-se amostras em dois planos de corte da chapa: longitudinal e transversal. Em seguida, foram embutidas em baquelite. Todas as amostras foram lixadas até 600 *mesh*. As macrografias sofreram ataque com reativo Nital 10% logo após o lixamento. As demais amostras foram polidas, utilizando pasta de diamante até a granulação de 1µm, e atacadas com o reativo Nital 2% para revelação da microestrutura. Em seguida, foram observadas em microscópio ótico *LEICA DMLM* (LabMat/FEI) e microscópio eletrônico de varredura (MEV). O MEV utilizado é da marca *PHILIPS* (equipamento do LabMev/PMT), modelo *XL30*.

5.3 Medidas de microdureza

Para investigar a ocorrência do fenômeno de segregação observado durante a caracterização microestrutural do aço API 5L X80 em estudo, foi conduzida uma análise do perfil de microdureza ao longo da espessura do material. Foi utilizada a escala de microdureza *Vickers* em um *Microdurômetro Shimadzu* série *HMV-2* (equipamento do LabMat/FEI), com carga de 9,8 N (1 kgf).

5.4 Determinação da curva tensão vs. deformação

A norma API 5L define valores mínimos de resistência mecânica em tração para os diversos graus de aços (desde o X42 até o X80). Para o X80, estes requisitos foram mostrados na Tab.2. Estes valores devem ser obtidos em corpos-de-prova retirados paralelamente à direção de laminação (longitudinal), com espessura igual à da chapa original (neste estudo, 15mm).

Sendo assim, extraiu-se 3 corpos-de-prova na direção longitudinal do tubo, o qual foi doado pela empresa *TENARIS CONFAB*. Os corpos-de-prova (Fig.36(a)) foram identificados como CP1, CP2 e CP3. Suas dimensões nominais são 200mm x 12,5mm x 15mm (seção transversal retangular de 187,5 mm²) e estão indicadas na Fig.36(b).

Figura 36: (a) Foto do corpo-de-prova de tração após o ensaio. (b) Desenho mostrando as medidas principais do corpo-de-prova de tração, em mm.

Os ensaios uniaxiais de tração foram realizados segundo a norma ASTM E8M^[52] à temperatura ambiente, numa máquina universal de ensaios *MTS 810* de 250 kN de capacidade máxima, servo-controlada (LabMat/FEI). Com estes ensaios, se determinou a rigidez (módulo de elasticidade), a resistência mecânica (limites de escoamento e resistência), ductilidade (alongamento total em 50 mm) e o expoente de encruamento (segundo a eq.(14) de Ramberg-Osgood) do material em estudo. A força aplicada foi medida por célula de carga de 250 kN de leitura máxima e o deslocamento foi medido por extensômetro axial. O extensômetro foi utilizado entre o comprimento inicial de 50 mm e uma deformação de 3% no corpo-de-prova. Deste último ponto até a ruptura, o deslocamento foi medido com um LVDT (*Linear Variable Differential Transformer*), com precisão de 0,0005 mm. O ensaio teve velocidade de 0,35%/min no período controlado por extensômetro, e no restante do ensaio a velocidade de deformação foi de 15 mm/min. Adotou-se marcas a cada 5 mm de distância no comprimento, para medida do alongamento total em 50 mm

(A_T^{50mm}). As marcas foram realizadas com o auxílio de um calibrador traçador de altura.

5.5 Determinação da curva de transição dúctil-frágil

Para a determinação da curva de transição dúctil-frágil do material, um conjunto de 42 corpos-de-prova entalhados para ensaio de impacto *Charpy* foi extraído do tubo nas direções longitudinal e transversal ao sentido de laminação. As amostras foram usinadas com dimensões nominais de 10x10x55mm e ensaiados seguindo as recomendações da norma ASTM E23^[53], num martelo de impacto com capacidade para 300J. O ensaio foi conduzido nas temperaturas de -196°C , -120°C , -90°C , -80°C , -70°C , 0°C e 23°C .

Para atingir as temperaturas de ensaio, os corpos-de-prova foram imersos em álcool etílico, gelo seco e nitrogênio líquido, estabilizados em $\pm 2^{\circ}\text{C}$ em torno da temperatura desejada, e nestas mantidos por aproximadamente 10 minutos. Após este período o corpo-de-prova era posicionado na máquina de ensaios e o martelo liberado em menos de 5 segundos. Foram testados 3 corpos-de-prova em cada direção e temperatura.

5.6 Determinação das curvas J-R

5.6.1 Usinagem das garras de ensaio

As garras de ensaio, necessárias para a fixação dos corpos-de-prova durante o ensaio da curva *J-R*, foram usinadas nas dependências do Centro Universitário da FEI (CLM/FEI). A Fig.37 mostra a foto das garras. Suas dimensões estão apresentadas na Fig.38.

Figura 37: Foto das garras de ensaios usinadas nas dependências do Centro Universitário da FEI.

Figura 38: Desenho mostrando dimensões da garra, em mm.

5.6.2 Corpos-de-prova utilizados

Os corpos-de-prova compactos C(T) utilizados neste trabalho foram doados pelo *CENPES* (Centro de Pesquisa da Petrobrás), sendo 8 para a direção TL e 8 para LT. Estes corpos-de-prova foram identificados como TL01 até TL08 e LT01 até LT08 (seguindo a nomenclatura da Fig.27). As dimensões dos corpos-de-prova utilizados são espessura $B=15\text{mm}$, largura $W=30\text{mm}$, de acordo com a norma ASTM E1820. A Fig.39(a) mostra uma foto do corpo-de-prova utilizado e a Fig.39(b) apresenta um desenho com as dimensões principais do corpo-de-prova.

Figura 39: (a) Corpo-de-prova compacto C(T) utilizado neste trabalho, (b) Desenho mostrando as medidas do corpo-de-prova C(T), em mm.

5.6.3 Pré-trinca de fadiga

Os corpos-de-prova C(T) foram pré-trincados por fadiga até atingirem um tamanho de trinca que satisfizesse a relação $a/W \cong 0,6$. O cálculo da

carga máxima de fadiga (P_f) depende das características geométricas iniciais tais como a_0 (tamanho de trinca inicial) e b_0 (ligamento remanescente inicial), conforme eq.(21) já citada.

$$P_f = \frac{0,4 \cdot B \cdot b_0^2 \cdot \sigma_y}{(2 \cdot W + a_0)} \quad (21)$$

A carga máxima calculada para o corpo-de-prova utilizado é igual a 13,4kN. No entanto, ao utilizar a carga máxima para abertura da pré-trinca, alguns corpos-de-prova apresentaram excessiva deformação plástica na ponta da trinca, conforme Fig.40. Isto gerou a perda de 6 corpos-de-prova (TL01, TL02, e LT01, LT02, LT03, LT04).

Figura 40: Foto do corpo-de-prova C(T) evidenciando a excessiva deformação plástica na ponta da trinca, ao utilizar a carga máxima (13,4 kN) no pré-trincamento de fadiga.

Com isto, a carga máxima utilizada no pré-trincamento de fadiga foi diminuída para 9kN. Seguindo as exigências da norma ASTM E1820 e as recomendações de Joyce^[54], a carga mínima foi mantida em 0,9 kN para manter a razão entre cargas mínima e máxima (R) igual a 0,1. As pré-trincas foram obtidas numa máquina

universal de ensaios (MTS) de capacidade máxima 100 kN (equipamento do IPT). A Tab.16 apresenta as condições de abertura da pré-trinca: carregamento aplicado, número total de ciclos de fadiga realizado, comprimento de trinca e a relação a/W real atingida.

Tabela 16: Parâmetros de abertura de pré-trinca para corpos-de-prova compactos C(T) de aço API 5L X80 utilizados neste estudo.

Orientação	Corpos-de-prova	Carga máxima [kN]		Número de ciclos	Tamanho da trinca (a) [mm]	a/W
		Calculada	Utilizada			
TL	TL01	13,4	13,4	7425	18,43	0,614
	TL02	13,4	13,4	13733	18,46	0,615
	TL03	13,4	9,0	11401	18,50	0,617
	TL04	13,4	9,0	24219	19,8	0,660
	TL05	13,4	9,0	32340	19,50	0,650
	TL06	13,4	9,0	34350	19,35	0,645
	TL07	13,4	9,0	31500	19,40	0,647
	TL08	13,4	9,0	28350	19,25	0,642
LT	LT01	13,4	13,4	16301	18,16	0,605
	LT02	13,4	13,4	21938	18,26	0,609
	LT03	13,4	13,4	29001	19,65	0,655
	LT04	13,4	13,4	20014	18,20	0,607
	LT05	13,4	9,0	33980	19,60	0,653
	LT06	13,4	9,0	31500	19,70	0,657
	LT07	13,4	9,0	35600	19,35	0,645
	LT08	13,4	9,0	46000	19,40	0,647

Após o pré-trincamento, os corpos-de-prova foram entalhados lateralmente até a espessura $B_N=0,8.B$, resultando em uma espessura efetiva de aproximadamente 12mm ao longo do plano de propagação de trinca.

5.6.4 Curvas J-R

Após o pré-trincamento e entalhe lateral, as amostras foram carregadas monotonicamente à fratura sob o modo de controle por COD (*crack opening displacement*), para obtenção das curvas J-R. O ensaio foi realizado seguindo os requisitos da norma ASTM E1820, em temperatura ambiente e utilizando a técnica de corpo-de-prova único através do método de flexibilidade no descarregamento. A Fig.41 mostra a montagem do corpo-de-prova na máquina de ensaios MTS (equipamento do LabMat/FEI) durante o ensaio de curva J-R.

Figura 41: Montagem do corpo-de-prova durante o ensaio de curva J-R: (a) máquina universal de ensaios (MTS), (b) detalhe da garra de fixação, corpo-de-prova e extensômetro utilizado, (c) detalhe da tela do computador, (d) detalhe do corpo-de-prova durante abertura controlada pelo COD.

O deslocamento na linha de aplicação de carga causado pela propagação de trinca (LLD: *load line displacement*) foi monitorado com um extensômetro tipo *clip gage*, apoiado em lâminas metálicas parafusadas ao corpo-de-prova, Fig.42.

(a)

(b)

Figura 42: Foto de um corpo-de-prova C(T) utilizado no ensaio: (a) Extensômetro apoiado nas lâminas metálicas. (b) Detalhe do posicionamento do extensômetro nas lâminas metálicas.

Inicialmente, foi utilizado um extensômetro modelo 632.02F-23 (equipamento do LabMat/FEI) para medição do COD com capacidade de abertura de 3mm (Fig.42(a)). No entanto, mesmo o corpo-de-prova apresentando dimensões pequenas (comparados com um corpo-de-prova C(T)-1T), a alta ductilidade do material não permitiu crescimento de trinca suficiente para validar uma curva *J-R*. Estas tentativas ocasionaram a perda de mais 2 corpos-de-prova em cada direção (TL03, TL04 e LT05, LT08) . Efetivamente, restaram 6 corpos-de-prova (TL05, TL06, TL07, TL08 e LT06, LT07)

Sendo assim, um outro extensômetro foi utilizado: capacidade de abertura de 12 mm, modelo 632.03F-31 (equipamento obtido por empréstimo, junto ao Laboratório de Propriedades Mecânicas – LAPROMECA – da Escola de Engenharia de São Carlos).

Os parâmetros utilizados neste ensaio, seguindo as recomendações de Joyce ^[54], foram: incremento de COD de 0,2 mm, taxa de incremento no COD igual a 2mm/min, porcentagem de descarregamento em cada passo de 10%, 3 etapas de descarregamento em cada passo, intervalo para propagação de trinca de 5 segundos em cada passo.

Finalmente, após a obtenção das curvas de *Carga vs. Deslocamento (ou COD)*, as mesmas foram convertidas em curvas *J-R*, seguindo os critérios de validação da norma ASTM E1820 em relação às dimensões dos corpos-de-prova, aos parâmetros utilizados em ensaio, e às medidas de tamanho de trinca. Esta conversão foi feita automaticamente pelo software de ensaio.

6 RESULTADOS E DISCUSSÃO

6.1 Análise metalográfica

Análise metalográfica conduzida no aço API 5L X80 em estudo revela (Fig.43) microestrutura bandeada (sentido longitudinal) e refinada composta por ferrita (área clara) e colônias de perlita (área escura). As Fig.43(a) e (b) são referentes ao sentido longitudinal de laminação, enquanto que as Fig.43(c) e (d) correspondem ao sentido transversal.

Figura 43: Análise metalográfica conduzida no aço API 5L X80 em estudo revela microestrutura refinada composta por ferrita (área clara) e colônias de perlita (área escura): (a) e (b) Sentido longitudinal. (c) e (d) Sentido transversal.

A Fig.44 mostra a análise adicional por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Nota-se a presença do constituinte MA (indicadas pelas setas na Fig.44(a)) e de perlita (constituinte lamelar em detalhe na Fig.44(b)). Portanto, esta microestrutura é composta por ferrita, perlita e constituinte MA conforme observado por Bramfitt e Speer.^[24]

(a)

(b)

Figura 44: Análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV): (a) Presença do constituinte MA (indicadas pelas setas). (b) Presença de perlita (constituente lamelar em detalhe).

A análise feita por microscopia eletrônica de varredura (MEV) revela (Fig.45), ainda, uma segregação na região central da chapa. Esta é representada pela faixa mais clara da Fig.45(a). A Fig.45(b) refere-se à análise química na região de segregação, a qual contém 2,88%Mn, sendo que no metal de base este valor é de 2,16%Mn.

(a)

(b)

Figura 45: Análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV): (a) Segregação visualizada na região central da chapa. (b) Análise química na região de segregação apresenta 2,88%Mn, sendo que no metal de base este valor é de 2,16%Mn.

6.2 Microdureza

Para investigar com maiores detalhes a ocorrência do fenômeno de segregação observado na análise metalográfica, foi conduzida uma análise do perfil de microdureza (Fig.46(a)) ao longo da espessura do material. O objetivo foi avaliar a variação de dureza na região de segregação visualizada na Fig.46(b), o mesmo local da ocorrência da segregação mostrada na Fig.45(a). Os resultados mostram que na

região de segregação os valores de dureza saem do valor médio de 250 HV para picos de 295 HV. Esta diferença no valor de dureza é um indicativo de heterogeneidade microestrutural do material em estudo.

Figura 46: Análise de microdureza na seção longitudinal do aço API 5L X80 de 15mm de espessura obtido por laminação controlada: (a) gráfico de microdureza ao longo da espessura de 15mm, (b) macrografia mostrando a região de segregação no centro do corpo-de-prova.

6.3 Ensaio de tração

A Fig.47 e a Tab.17 mostram os resultados do ensaio de tração. Percebe-se que após a conformação do tubo, as propriedades mecânicas (limite de resistência e limite de escoamento) são aumentadas devido ao encruamento durante o processo de fabricação do mesmo (ver propriedades da Tab.15). Além dos limites de escoamento (σ_{LE}) e resistência (σ_{LR}), estão presentes na Tab.17 os valores obtidos de alongamento total em 50mm (A_T^{50mm}), módulo de elasticidade (E), o expoente de encruamento (N) e a relação entre os limites de escoamento e resistência σ_{LE}/σ_{LR} . Para a constante adimensional α da equação de Ramberg-Osgood (eq.14), adotar igual a 1. Estes resultados estão de acordo com os requisitos de propriedades mecânicas do aço API 5L X80 apresentados na Tab.2.

Figura 47: Curva tensão-deformação obtida a partir de corpos-de-prova retangulares retirados do tubo na direção longitudinal.

Tabela 17: Resumo dos resultados do ensaio de tração apresentados na Figura 47.

Propriedades Mecânicas						
	σ_{LE} [MPa]	σ_{LR} [MPa]	A_T^{50mm} [%]	E [GPa]	N	σ_{LE}/σ_{LR}
Mínimo	589	700	29	206	11	0,84
Máximo	609	716	30			0,85

As curvas tensão-deformação obtidas para os três corpos-de-prova praticamente não apresentaram dispersão. No entanto, uma das amostras (CP 03) apresentou uma delaminação (Fig.48) na região de estricção (fato similar foi obtido por Silva^[11]) após o ensaio de tração.

Conforme já foi discutido, a ocorrência da delaminação está relacionada a uma tensão perpendicular à tensão principal, que atua durante o processo de fratura, favorecendo ou a clivagem de grãos grandes, ou a fratura-decoesão de interfaces fracas na matriz metálica. E que corpos-de-prova retangulares de tração uniaxial, geralmente, exibem uma única delaminação central.^[12]

Figura 48: (a) Corpo-de-prova após ensaio de tração. (b) Detalhe da delaminação ocorrida na região central do corpo-de-prova (as setas indicam a localização do corte para análise discutida na Fig.49).

A Fig.49 representa a análise conduzida na região de delaminação visualizada na Fig.48. A macrografia (Fig.49(a)) feita a partir do corte do corpo-de-prova de tração (Fig.48(b)) mostra que no prolongamento da delaminação há uma linha de segregação. As Fig.49(b) e (d) mostram a análise feita por microscopia eletrônica de varredura (MEV) entre o final da delaminação e início da segregação. Além da presença de trincas (ou delaminações de segunda ordem^[12]), notam-se inclusões alongadas. A Fig.49(c) refere-se à análise semiquantitativa por espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (EDS) da inclusão visualizada nas Fig.49(b) e (d). A partir espectro encontrado (com picos de enxofre e manganês) e da morfologia da inclusão, conclui-se que esta é do tipo sulfeto de manganês (MnS). Percebe-se, então,

que as delaminações de segunda ordem se formaram a partir de inclusões não metálicas, mesmo que este tipo de delaminação não seja tão comum nos aços ARBL atuais, conforme discutido por Hippert.^[12] Adicionalmente, este tipo de inclusão (alongada) pode afetar a tenacidade do material.^[55]

Figura 49: (a) Macrografia feita a partir do corte do corpo-de-prova de tração. (b) e (d) Análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV) entre o final da delaminação e início da segregação. (c) Análise semiquantitativa por espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (EDS) da inclusão visualizada nas Fig.49(d), comprovando que esta é do tipo sulfeto de manganês (MnS).

O exame fractográfico da superfície de fratura do corpo-de-prova de tração CP01 (Fig.50(a)) revelou aspecto dúctil (tipo taça-cone). As Fig.50(b) e (d) representam a análise micro-fractográfica na mesma superfície. O mecanismo de fratura encontrado é do tipo dúctil, com extensiva formação de alvéolos (*dimples*) e presença de partículas de segunda fase (inclusões) retidas em seu interior, comprovando que a falha deste material se dá por rasgamento dúctil. A Fig.50(c) refere-se à análise semiquantitativa por espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (EDS) da inclusão visualizada na Fig.50(d). A partir espectro encontrado (com picos

predominantes de enxofre e manganês), conclui-se que a inclusão é do tipo sulfeto de manganês (MnS).

Figura 50: (a) Exame fractográfico do corpo-de-prova de tração CP01. Análise micro-fractográfica na superfície de fratura do CP01, com aumentos de 2500x (b) e 5000x (d). (c) Análise semiquantitativa por espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (EDS) da inclusão visualizada na Fig.50(d), comprovando que esta é do tipo sulfeto de manganês (MnS).

Apesar da ocorrência da delaminação central, a análise micro-fractográfica (Fig.51) na superfície de fratura do CP03 mostra que o mecanismo de fratura também é do tipo dúctil (presença de alvéolos e partículas de segunda fase).

Figura 51: Análise micro-fractográfica na superfície de fratura do CP03. (a) Aumento de 1000x. (b) Aumento de 2500x.

6.4 Ensaio de impacto Charpy

Tanto a Fig.52 como a Tab.18 mostram os resultados do ensaio de impacto *Charpy*. Na temperatura de 0°C, a amostra longitudinal apresenta uma energia de impacto absorvida igual a 222J e a amostra transversal igual a 150J. Segundo a Tab.2 de requisitos da norma API 5L para fabricação do aço X80, a energia absorvida a 0°C deve ser maior ou igual a 68J.

6.5 Curva J - R

A Fig.53 mostra os resultados obtidos de curva J - R para o aço API 5L X80 testado na direção TL. A Fig.54 refere-se aos corpos-de-prova na direção TL e LT. Como os resultados obtidos apresentaram grandes dispersões, decidiu-se por traçar uma linha de ajuste a fim de evidenciar o comportamento de cada corpo-de-prova. Nota-se que o comportamento das curvas é diferente em função da direção de ensaio, características de materiais anisotrópicos. Neste trabalho, como as curvas de resistência são utilizadas para descrever o comportamento mecânico do material durante o rasgamento dúctil, toda a extensão estável de trinca foi considerada, e não apenas o trecho de curva dentro dos limites de validade da norma ASTM E1820^[10] (valores definidos por $J_{máx}$ e $\Delta a_{máx}$ nas eq.(36) e eq.(37), respectivamente). Com os valores de tensão de referência $\sigma_y=613MPa$ (calculado a partir da Tab.15 e eq.(22)) e ligamento remanescente $b=12mm$, obtém-se $J_{máx}=370 \text{ kJ/m}^2$ e $\Delta a_{máx}=3mm$. Fica evidente (através do $J_{máx}$) que se fosse considerado apenas o trecho dentro dos limites de validade (para assegurar crescimento de trinca controlado por J), a extensão de trinca obtida não seria significativa, por exemplo, $0,5mm$ para os corpos-de-prova TL05 e TL06.

Para aumentar o valor de $J_{máx}$ e, conseqüentemente, aumentar a região de crescimento de trinca controlado por J seria necessário utilizar um corpo-de-prova maior, no entanto, a espessura do corpo-de-prova utilizado neste estudo está limitada à espessura da chapa, no caso $B=15mm$. A partir deste panorama, sugere-se ou utilizar a curva J - R completa (desconsiderando-se o $J_{máx}$) já que, mesmo após $0,5mm$ de crescimento de trinca, a integral J continua crescente (característica de materiais dúcteis) ou utilizar um corpo-de-prova com dimensões não padronizadas, por exemplo, $B=15mm$ e $W=50mm$. No entanto, como a curva J - R é fortemente dependente da geometria do corpo-de-prova, tal curva representaria a resistência à propagação de trinca de uma amostra com espessura e material iguais ao da chapa (na qual a amostra foi obtida) e seria aplicável somente a esta situação.

Figura 53: Curvas J - R determinadas para o aço API 5L X80 em corpos-de-prova $C(T)$, relação $a/W=0,6$ orientação TL.

Figura 54: Curvas J - R determinadas para o aço API 5L X80 em corpos-de-prova $C(T)$, relação $a/W=0,6$ nas orientações TL e LT.

Ao analisar a Fig.54 percebe-se que o corpo-de-prova na direção TL apresenta uma maior resistência à propagação dúctil de trinca, se comparado à direção LT. No entanto, Silva^[34] que determinou curvas J - R de aços API X60 utilizado em dutos, relata que a orientação TL é a mais crítica em relação a iniciação e propagação de trinca em tubulação. Este aumento de resistência na direção TL e as dispersões observadas nas curvas J - R do aço API 5L X80 testado (Fig.53 e 54) podem ser

associadas à ocorrência de delaminações na superfície de propagação de trinca. Pois, a decoesão de interfaces posicionadas perpendicularmente à direção de propagação da trinca diminui a espessura efetiva do corpo-de-prova, diminuindo a restrição plástica (*constraint*) do corpo-de-prova. Além disso, a ocorrência destas delaminações dificulta a determinação experimental de curvas $J-R$ ^[12,17,56]

Conforme já mencionado, os corpos-de-prova de mecânica da fratura (neste caso o compacto C(T)) podem apresentar um sistema de delaminações paralelas de diferentes níveis, sendo que a delaminação mais profunda estará no centro do corpo-de-prova. A Fig.55(a) apresenta a superfície de fratura do corpo-de-prova C(T) TL08, onde foi possível observar a presença de diversas delaminações. Estas delaminações tornaram a frente de trinca bastante irregular, a ponto de invalidar o ensaio (para este corpo-de-prova e para o LT07) segundo a norma ASTM E1820. ^[10] A Fig.55(b) apresenta a curva de *Carga (P) vs. Deslocamento (COD)* obtida experimentalmente para o corpo-de-prova TL08. Esta curva apresenta regiões de queda repentina de carga. Isto indica o instante no qual as delaminações ocorreram no interior do corpo-de-prova. Este fato também foi relatado por Silva ^[11] e Hippert. ^[12]

Figura 55: Corpo-de-prova TL08. (a) Ocorrência de delaminações na superfície de fratura. (b) Curva de P vs. COD.

Para mostrar que a delaminação mais profunda ocorre no centro do corpo-de-prova (observado por Hippert^[12]), se fez um corte perpendicular ao plano de propagação da trinca (Fig.56(a)) para exame metalográfico. Este fato pode ser comprovado na Fig.56(b); adicionalmente, percebe-se a ocorrência de delaminações paralelas à principal.

Figura 56: (a) Indicação de corte no corpo-de-prova C(T) para avaliar a profundidade das delaminações. (b) Profundidade das delaminações.

Através da observação, por microscopia eletrônica de varredura (MEV), ficou constatado que o modo de falha nas paredes laterais da delaminação é por clivagem (fratura frágil). Isto pode ser visto na Fig.57(b), sendo que na superfície de propagação de trinca (ao lado da delaminação) tem-se o aspecto de fratura dúctil, como observado na Fig.57(c). Portanto, as delaminações estão ocorrendo tanto por clivagem como fratura-decoesão de interfaces fracas na matriz metálica.

Figura 57: (a) Indicação da delaminação central ocorrida num corpo-de-prova C(T), aço API 5L X80. (b) Aspecto frágil de fratura encontrado no interior da delaminação. (c) Aspecto dúctil de fratura encontrado na superfície de propagação de trinca.

Para que o aço produzido no Brasil tenha os requisitos do API 5L X80, mesmo sendo resfriado ao ar, os fabricantes nacionais adicionam elementos de liga tais como nióbio e titânio (comparar Tab.3 com Tab.15) e, ainda, conduzem a laminação controlada em temperaturas de acabamento abaixo da A_{r3} , obtendo assim um material de tamanho de grão refinado. No entanto, uma opção para diminuição das delaminações seria laminar o material em temperaturas de acabamento acima da A_{r3} . Mas isto acarretaria numa redução de resistência mecânica do mesmo e, provavelmente, o X80 fabricado no Brasil não atingiria os requisitos da API 5L. Uma saída, então, seria utilizar o processo de resfriamento acelerado (após a laminação controlada) para obter microestruturas formadas por ferrita acicular conforme Tab.7 e Tab.8. Estas tabelas mostram que o limite de resistência do material aumenta com o

aumento da porcentagem de ferrita acicular. Estas microestruturas apresentam menor ocorrência de delaminação durante a fratura.^[12,19]

Com o objetivo de comparar a resistência ao crescimento de trincas do aço testado com um aço de propriedades e geometria de corpos-de-prova similares, a curva J vs. Δa (curva J - R) obtida para o aço API 5L X80 e resultados para um aço API 5L X60 (Silva^[34]) foram plotados na Fig.58. É possível observar uma maior resistência à propagação de trincas para o aço API 5L X80 em comparação com os dados experimentais do aço API 5L X60. Tal resultado já era esperado, pois o API 5L X80 é de uma classe de resistência superior ao do API 5L X60. Com os valores de tensão de referência $\sigma_y=540MPa$ e ligamento remanescente $b=13mm$ para o API 5L X60^[34], obtém-se $J_{máx}=350 \text{ kJ/m}^2$ e $\Delta a_{máx}=3,2mm$. Como o API 5L X60 é de uma classe de resistência inferior, o $J_{máx}$ permite maior propagação de trinca ao se comparar com o API 5L X80. Por exemplo, ao assumir $J_{máx}=350 \text{ kJ/m}^2$ para o X60 e X80 (já que os valores são próximos), a norma ASTM E1820^[10] assegura crescimento dúctil de trinca igual a $0,5mm$ para o X80, enquanto que o X60 pode atingir $1,2mm$ de propagação.

Figura 58: Curvas J - R para os aços API 5L X80 (obtidas neste estudo) e de X60 (Silva^[34]) em corpos-de-prova $C(T)$ na orientação TL .

7 CONCLUSÕES

Este trabalho apresenta uma investigação experimental de curvas J - R para avaliação da tenacidade a fratura do aço API 5L X80. Além disso, mostra a caracterização das propriedades mecânicas e metalúrgicas deste material através de ensaios convencionais de tração, ensaios de impacto *Charpy* e análises metalográficas. Adicionalmente, estudou-se a ocorrência de delaminações e sua influência nas curvas experimentais de resistência J - Δa (curvas J - R).

A caracterização metalográfica do material revelou um aço de microestrutura bandada e refinada composta por ferrita, colônias de perlita e constituinte MA. A análise feita por MEV na região central da chapa revelou a presença de segregações. Para investigar com maiores detalhes este fenômeno, um ensaio de microdureza foi conduzido nesta região e os resultados mostraram que os valores de dureza desviam do valor médio de 250HV (distante da segregação) para picos de 295HV (na segregação). Esta diferença no valor de dureza é um indicativo de heterogeneidade do material em estudo.

Os resultados obtidos nos ensaios de tração e impacto *Charpy* mostraram que o material em estudo segue as especificações da norma API 5L. Para o ensaio de tração, utilizando corpos-de-prova retangulares na direção longitudinal do tubo, o limite de escoamento obtido está entre 589 e 609MPa e o limite de resistência entre 700 e 716MPa. Para o ensaio de impacto *Charpy* a 0°C, a amostra na direção transversal apresenta energia de impacto absorvida de 150J, e a API 5L requisita uma energia maior ou igual a 68J para a mesma temperatura.

Ensaio de mecânica da fratura foram conduzidos para a determinação experimental da curva de resistência à fratura J - Δa (curva J - R) do material. Como as curvas de resistência são utilizadas para descrever o comportamento mecânico do material durante o rasgamento dúctil, toda a extensão estável de trinca foi considerada, e não apenas o trecho de curva limitada por $J_{máx}=370 \text{ kJ/m}^2$.

Surpreendentemente, a curva J - R obtida para o corpo-de-prova na direção TL apresenta uma maior resistência à propagação dúctil de trincas se comparado à direção LT. Este aumento de resistência na direção TL e as dispersões observadas nas curvas J - R do aço API 5L X80 testado podem ser associadas à ocorrência de delaminações na superfície de propagação de trincas. A ocorrência de delaminações, a qual representa uma consequência do processamento termomecânico conduzido em temperaturas abaixo da A_{r3} , incrementa a tenacidade à fratura do corpo-de-prova (ou de uma estrutura) em função da diminuição da restrição plástica (*constraint*) na ponta do defeito (trinca). Por outro lado, as delaminações dificultam a medição experimental, fazendo com que os resultados obtidos apresentem grandes dispersões e algumas vezes produzindo uma frente de trinca bastante irregular, a ponto de invalidar o ensaio segundo a norma ASTM E1820.

A curva J - R obtida para o aço API 5L X80 foi comparada com a de um aço API 5L X60, mostrando que o X80 apresenta uma maior resistência à propagação de trincas. Este resultado já era esperado, pois o aço API 5L X80 é de uma classe de resistência superior ao do API 5L X60. Como o API 5L X60 é de uma classe de resistência inferior, o $J_{máx}$ permite maior propagação de trinca ao se comparar com o API 5L X80.

Com este estudo foi possível verificar que o aço X80 fabricado no Brasil atende as especificações estabelecidas pela API 5L. Entretanto, a adição de elementos de liga para suprir uma limitação no processo de fabricação (que é a inexistência do resfriamento acelerado) pode introduzir uma série de heterogeneidades no material como, por exemplo, segregação e delaminação. Em relação a delaminação, além daquelas associadas à textura cristalográfica, foram encontradas neste material delaminações ocorrendo devido a presença de impurezas (sulfetos de manganês) mesmo que este tipo não seja tão comum nos aços ARBL atuais. Estes fatores geram discussões sobre como será a soldabilidade e o comportamento à fratura da junta soldada deste material (ver item 8).

8 SUGESTÕES PARA CONTINUAÇÃO DO TRABALHO

Conforme apresentado na Fig.9, a soldabilidade de aços de classe API melhorou significativamente ao longo das últimas décadas. No entanto, a soldabilidade ainda é uma preocupação dos usuários e fabricantes de tubos que utilizam esta classe de material, já que o processo de laminação nacional não conta com o equipamento de resfriamento acelerado. Isto faz com que o fabricante do material utilize mais elementos de liga, afim de obter uma microestrutura de grãos refinados que atendam a classe API 5L X80. Acredita-se que a adição destes elementos de liga possa trazer consequências deletérias ao material submetido à solda. Por exemplo, o aumento da temperabilidade do material pode aumentar a zona afetada pelo calor (ZAC) que é uma região de menor ductilidade (capacidade de deformação plástica) ao se comparar com o metal de base.

Sendo assim, as sugestões para continuação do trabalho estão relacionadas ao estudo da tenacidade a fratura da junta soldada do material API 5L X80. Pode-se, então, ou fazer um estudo do crescimento de trinca (curva *J-R*) ou utilizar o parâmetro *CTOD* para avaliar o material soldado. E ainda, estudar a influência das delaminações nestes resultados.

9 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. PETROBRÁS MAGAZINE. Rio de Janeiro: v.7, n.32, 2001.
2. REVISTA METALURGIA E MATERIAIS. ABM, v.60, n.543, p.134-137, abr. 2004.
3. MAGNABOSCO, R.; ROSSETTO, L.C. *Toughness of two HSLA steel sheets*. Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, v.25, n.2, p.170-173, 2003.
4. ESTADOS UNIDOS. American Society for Metals. *High-strength structural and high-strength low-alloy steels*. 10.ed. Metals handbook: Properties and selection: Irons, steels and high-performance alloys, 1990. v.1, p.389-423.
5. ESTADOS UNIDOS. Society of Automotive Engineers. High strength low alloy steel – SAE J410c. SAE handbook, 1972, p.46-46.
6. PORTER, L.F. High-strength low-alloy steels. *Encyclopedia of Materials Science and Engineering*. p. 2157-2162.
7. BRASIL. Gasnet, *Sítio de gás natural*. Gasodutos. Disponível em: <<http://www.gasnet.com.br>>. Acesso em: Fevereiro 2003.
8. CRUZ, J.R.B. *Procedimento analítico para previsão do comportamento estrutural de componentes trincados*. 1998. Tese apresentada para obtenção do título de doutor em engenharia IPEN. São Paulo.
9. RUGGIERI, C. *Modelagem micromecânica da fratura dúctil e aplicações à integridade estrutural*. 2001. Tese apresentada para obtenção do título de Professor Livre Docente. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP. São Paulo.
10. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. *Standard test method for measurements of fracture toughness*. ASTM E1820. New York, 1996.
11. SILVA, C.N.P. *Efeitos das separações na tenacidade de um aço microligado produzido por laminação controlada*. 1986. Dissertação apresentada para obtenção do título de mestre em engenharia. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP. São Paulo.

12. HIPPERT JR., E. *Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API-X70 e aplicação de curvas de resistência J- Δa para previsão de colapso em dutos*. 2004. Tese apresentada para obtenção do título de doutor em engenharia. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP. São Paulo.
13. Steel Processing Technology. *Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys*. 10.ed. Metals Handbook: Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys ASM, 1990. v.1, p.107-125.
14. COHEN, M.; OWEN W.S. *Thermomechanical processing of microalloyed steels*. In: Proceedings of International Symposium on High-Strength Low-Alloy Steels, Microalloying75. Washington D.C. – USA, Oct. 1975. p. 2-8.
15. SHIGA, C.; KAMADA, A.; HATOMURA, T.; HIROSE, K.; KUDOH, J.; SEKINE, T. *Development of large diameter high strength line pipes for low temperature services*. Kawasaki Steel Technical Report, n.4, Dec. 1981.
16. THOULOW, C.; PAAUW, A. J.; GUNLEIKSRUD, A.; TROSET, J. *Fracture mechanical properties in controlled rolled CMn thermomechanically treated steels with splittings*. In: Engineering Fracture Mechanics, v.24, p.263-276, 1986.
17. GUO, W.; DONG, H.; LU, M.; ZHAO, X. *The coupled effects of thickness and delamination on cracking resistance of X70 pipeline steel*. Pressure Vessels and Piping, v.79, p.403-412, 2002.
18. FAUCHER, B.; DOGAN, B. *Evaluation of the fracture toughness of hot-rolled low-alloy Ti-V steel*. In: Metallurgical Transactions A, v.19A, p.505-516, Mar. 1988.
19. CHAWLA, K.K. *The phenomenon of separations in microalloyed control-rolled pipeline steels*. In: Proceedings of the International Congress on Fracture - Fracture Prevention in Energy and Transport Systems. Rio de Janeiro, 1983. p.101-108.
20. FERRER, M. H. *Estudo das transformações de fase de aços TRIP ao Si-Mn microligados com Nb*. 2003. Tese apresentada à escola Politécnica da USP para obtenção do título de doutor em engenharia. São Paulo.

21. PEREIRA, M. S.; GARCIA, P. E. L.; ABDALLA, A. J.; HASHIMOTO, T. M. *Aplicação de ataques químicos alternativos para revelação por cores da microestrutura de um aço multifásico*. 1ª Conferência Brasileira de Temas de Tratamento Térmico - TTT'2003 - Indaiatuba, SP - de 25 a 27 de junho de 2003 (anais em CD-ROM).
22. ARAKI, T.; ENOMOTO, M.; SHIBATA, K. *Microstructural aspects of bainite-like ferritic structures of continuously cooled low carbon (<0.1%) HSLA steels*. Materials Transactions - JIM, v. 32, n.8, p.729-736, 1991.
23. KRAUSS, G.; THOMPSON, S. W. *Ferritic microstructures in continuously low- and ultralow-carbon steels*. ISIJ International, v.35, n.8, p.937-945, 1995.
24. BRAMFITT, B.L.; SPEER, J.G. *A perspective on the morphology of bainite*. Metallurgical Transactions A, v.21A, p.817-828, Apr. 1990.
25. BATISTA, G. Z.; SOUZA, L. F. G.; BOTT, I. S.; RIOS, P. R. *Estudo da correlação microestrutura-propriedades mecânicas de aço da classe API X80*. In: 58º Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro, jul. 2003.
26. ESTADOS UNIDOS, American Petroleum Institute. *Specification for line pipe steel API5L*. 42a. edição. New York, 2001
27. GRAY, J.M.; PONTREMOLI, M. *Metallurgical options for API grade X70 and X80 linepipe*. In: International Conference Pipe Technology, Rome-Italy, Nov. 1987.
28. FUKAI, M.; KARASAWA, J. *Manufacturing techniques and characteristics of high grade ERW line pipe API 5L X80*. Kawasaki Steel Technical Report, n.18, 1988.
29. UEDA, H.; TANAKA, T. *Recent development of high-grade linepipe up to X100*. In: International Conference Pipe Technology, Rome-Italy, Nov. 1987.
30. BUFALINI, P., PONTREMOLI, M. – *Accelerated cooling after control rolling for linepipe production*. In: Proceedings of International Conference on High-Strength Low-Alloy Steels, University of Wollongong-Austrália, 1994.
31. PARK, C.Y.; KWAK, J.K.; EOM, J.H. *The effect of alloying elements on API X80 grade linepipe steel*. In: International Conference 21 st Century Steel Industry of Russia and CIS, Moscow-Russia, June 1994. p.116-120.

32. LAZZARI, V.; MACHADO, S.; SILVA, C.; NETO, O.; MOREIRA, J. *Industrial data on the first API X80 line pipe produced in Latin América*. Cosipa Works, São Paulo.
33. Programa Nacional de Ciência e Tecnologia do Setor de Petróleo e Gás Natural – CTPETRO: *Projeto cooperativo Universidade-Empresa (Usiminas, Confab, Petrobrás, CEFET-RJ, PUC-RJ) para Estudos de Aplicação de Aços X80 para Tubos*. Julho, 2002.
34. SILVA, M. S. *Determinação da tenacidade à fratura de aços para dutos API X60 utilizando a metodologia de integral J com determinação do tamanho da trinca por queda de potencial*. 2002. Dissertação apresentada à UFRJ para obtenção do título de mestre em engenharia. São Paulo.
35. JONES, B. L. *Advances in alloy development and process technology in the production of high strength linepipe Steel*. In: Proceedings of an International Conference at University of Wollongong, Wollongong–Austrália, Aug. 1984. p.210-214.
36. ANDERSON, T.L. *Fracture mechanics: Fundamentals and applications*. 2.ed. New York: CRC Press, 1995. p.122-143, 385-391.
37. HIPPERT JR., E.; RUGGIERI, C. *Experimental and Numerical Investigation of Ductile Crack Extension in a High Strength Pipeline Steel*. In: ASME Pressure Vessel and Piping Conference, 2001.
38. BROEK, D. *Elementary engineering fracture mechanics*. 2.ed. Netherlands: Martinus Nijhoff Publishers, 1983.
39. RICE, J.R. *A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks*. Journal of Applied Mechanics, v.35, p.379-386, 1968.
40. HUTCHINSON, J.W. *Singular behaviour at the end of a tensile crack tip in a hardening material*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, v.16, p.13-31, 1968.
41. RICE, J.R.; ROSENGREN, G.F. *Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, v.16, p.1-12, 1968.

42. KANNINEM, M.F.; POPELAR, C.H. *Advanced fracture mechanics*. New York: Oxford University Press, 1985.
43. SHIH, C.F. *Relationship between the J-integral and the crack opening displacement for stationary and extending cracks*. Journal of Mechanics and Physics of Solids, v.29, p. 305-326, 1981.
44. CAYARD, M.S.; BRADLEY W.L. *A comparison of several analytical techniques for calculating J-R curves from load-displacement data and their relation to specimen geometry*. Engineering Fracture Mechanics, v.33, p.121-132, 1989.
45. HUTCHINSON, J.W. *Fundamentals of the phenomenological theory of nonlinear fracture mechanics*. Journal of Applied Mechanics, v.50, p.1042-1051, 1983.
46. DUBEY, J.S.; WADEKAR, S.L.; SINGH, R.N.; SINHA, T.K.; CHAKRAVARTTY, J.K. *Assessment of hydrogen embrittlement of zircaloy-2 pressure tubes using unloading compliance and load normalization techniques for determining J-R curves*. Journal of Nuclear Materials, v.264, p.20-28, 1999.
47. BEGLEY, J.A.; LANDES, J.D. *The J-integral as a fracture criterion*. In: ASTM STP 514, Philadelphia, 1972. p.1-20.
48. RICE, J.R.; PARIS, P.C.; MARKLE, J.G. *Some further results of J-integral analysis and estimates*. In: ASTM STP 536, Philadelphia, 1973. p.231-245.
49. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *Standard test method for J_{IC} , a measure of fracture toughness*. ASTM E813. New York, 1989.
50. DOWLING, N.E. *Mechanical behaviour of materials: Engineering methods for deformation, fracture, and fatigue*. 2.ed. Prentice Hall, 1999.
51. VOSS, B.; BLAUDEL, J.G. *Experimental determination of crack growth resistance curves*. In: Fracture and the Role of Microstructure: Proceedings of the 4th European Conference on Fracture, Austria, Sept. 1982. p.47-56.
52. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]*. ASTM: E8M. New York, 1997.

53. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*. ASTM E23. New York, 1997.
54. JOYCE, J. *Manual on elastic-plastic fracture: Laboratory test procedures*. Pensilvânia: ASTM manual series-MNL 27, 1996.
55. KIESSLING, R. *Non-metallic inclusions in steel: Part III – The origin and behaviour of inclusions and their influence on the properties of steel*. 2.ed. London: Iron and Metals Society Publication, 1978. p.51-94.
56. SHANMUGAM, P.; PATHAK, S.D. *Some studies on the impact behavior of banded microalloyed steel*. Engineering Fracture Mechanics, v.53, p.991-1005, 1996.

APÊNDICE – Resultados de ensaios tabulados

A Tab.A1 apresenta os pontos das curvas de *Carga vs. COD* e a Tab.A2 os pontos das curvas *J-R* para os corpos-de-prova compactos C(T), denominados TL05, TL06, TL07 e LT06. Os pontos listados (de 1 a 31) na primeira coluna das tabelas são referentes a cada *step* de carregamento (ou abertura do COD). Por exemplo, para calcular *J* e Δa no *step* 15 da Tab.A2 são utilizados os valores de carga (*P*) e COD na linha 15 da Tab.A1.

Ressalta-se que alguns pontos da Tab.A2 foram desconsiderados quando estes não eram condizentes com os demais resultados. Por exemplo, não estão relacionados na Tab.A2 os pontos que apresentaram extensão de trinca negativa.

Tabela A1: Dados das curvas de Carga vs. COD para o aço API 5L X80.

Pontos (step)	TL05		TL06		TL07		LT06	
	P [kN]	COD [mm]	P [kN]	COD [mm]	P [kN]	COD [mm]	P [kN]	COD [mm]
1	0,0	0,000	0,0	0,000	0,0	0,000	0,0	0,000
2	3,0	0,103	3,8	0,106	4,6	0,173	3,2	0,125
3	8,1	0,290	9,2	0,316	7,8	0,306	8,0	0,306
4	11,4	0,488	12,3	0,529	12,8	0,501	12,7	0,504
5	13,1	0,699	13,9	0,713	16,0	0,700	14,7	0,696
6	13,8	0,897	14,7	0,915	15,8	0,892	14,6	0,897
7	14,3	1,081	15,2	1,126	15,7	1,099	14,7	1,112
8	14,7	1,306	15,6	1,317	15,3	1,293	14,5	1,310
9	14,9	1,515	15,9	1,518	10,5	1,507	14,4	1,515
10	15,0	1,679	16,0	1,716	11,9	1,709	14,2	1,696
11	15,1	1,904	16,0	1,909	11,8	1,897	14,1	1,917
12	15,2	2,078	16,1	2,110	11,9	2,106	13,3	2,102
13	15,2	2,282	16,1	2,315	11,5	2,287	13,2	2,312
14	15,1	2,489	16,0	2,508	11,5	2,486	13,0	2,507
15	15,0	2,704	16,0	2,708	11,5	2,686	12,2	2,700
16	13,4	2,886	15,8	2,903	11,5	2,888	12,1	2,886
17	13,6	3,096	13,7	3,098	11,4	3,094	12,1	3,112
18	13,5	3,301	12,4	3,325	11,2	3,290	11,9	3,306
19	13,3	3,499	12,6	3,520	11,1	3,495	11,9	3,502
20	12,7	3,690	12,5	3,719	10,9	3,700	11,7	3,715
21	12,2	3,889	12,4	3,913	10,7	3,889	11,5	3,896
22	12,1	4,097	12,3	4,112	10,5	4,093	11,3	4,117
23	10,5	4,294	12,2	4,313	10,3	4,290	11,3	4,303
24	10,7	4,479	12,1	4,511	10,3	4,502	11,2	4,496
25	10,7	4,685	12,0	4,713	10,1	4,700	10,9	4,713
26	10,4	4,881	11,8	4,906	9,9	4,887	10,9	4,895
27	10,4	5,092	11,7	5,111	9,8	5,102	9,9	5,115
28	10,1	5,285	11,5	5,306	---	---	10,0	5,305
29	10,0	5,480	11,4	5,510	---	---	9,8	5,508
30	9,9	5,674	11,1	5,712	---	---	9,7	5,705
31	---	---	11,0	5,911	---	---	---	---