

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS**  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Dissertação de Mestrado

“Avaliação da Ocorrência de Fratura Inversa em Ensaio DWTT  
em Aço de Elevada Tenacidade”

Autor: Arlindo Lopes Faria  
Orientador: Paulo José Modenesi

Junho/2015

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS**  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Arlindo Lopes Faria

**AVALIAÇÃO DA OCORRÊNCIA DE FRATURA INVERSA EM ENSAIO DWTT EM  
AÇO DE ELEVADA TENACIDADE**

Dissertação de Mestrado apresentada no Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais

Área de concentração: Metalurgia Física  
Orientador: Paulo José Modenesi

Belo Horizonte  
Escola de Engenharia da UFMG  
2015

|       |  |
|-------|--|
| F224a | <p>Faria, Arlindo Lopes.<br/>Avaliação da ocorrência de fratura inversa em ensaio DWTT em aço de elevada tenacidade [manuscrito] / Arlindo Lopes Faria. – 2015. xix, 119 f., enc.: il.</p> <p>Orientador: Paulo José Modenesi.</p> <p>Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.</p> <p>Bibliografia: f. 111-119.</p> <p>1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia física - Teses. 3. Aço - Fratura - Teses. I. Modenesi, José Paulo. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.</p> <p>CDU: 669(043)</p> |
|-------|--|

À minha querida e amada esposa, Grazielle, e aos meus filhos, Daniel e Victor,  
companheiros de todos os momentos.

Aos meus pais, Sebastião e Margarida, pelo exemplo de vida, sobretudo  
humildade e honestidade.

Ao meu irmão, Alex, exemplo de dedicação, luta e perseverança.

“Devem os alunos ser habituados a resolverem problemas cujas soluções dependem das teorias expostas no curso, de modo a desenvolver neles o espírito inventivo sem o qual haverá esterilidade na ciência. Não conheço melhor ginástica intelectual que esta para ensinar aos alunos a raciocinar e habituar o espírito a pesquisas.

É bom, sem dúvida, conhecer-se tudo o que produziram os grandes homens dos outros povos; porém muito melhor é saber servir-se do que eles fizeram para fazer novas descobertas... Este espírito inventivo é adquirido desde a infância, nos bancos de colégios e escolas.”

Claude Henri Gorceix  
Fundador da Escola de Minas de Ouro Preto

## AGRADECIMENTOS

O autor agradece a todos que, direta ou indiretamente, contribuíram para o planejamento, execução e conclusão deste trabalho e, de uma forma especial a:

À Deus, sem Ele nada é possível;

À minha esposa, aos meus filhos, aos meus pais e ao meu irmão, pelo incondicional apoio, ajuda em momentos difíceis, amor e confiança. Por entenderem a minha ausência, respeitar as minhas decisões, desejarem sempre o melhor para mim e sempre acreditaram em meu sucesso profissional;

Ao professor Dr. Paulo José Modenesi pela dedicada orientação e sugestões apresentadas;

Ao Engenheiro Odair Jose dos Santos, pela orientação, pela amizade, pela confiança, pelos ensinamentos e sugestões diários, por seu exemplo profissional e por ter tornado meu percurso pelo Mestrado menos ímprobo;

Ao Engenheiro Ricardo Miranda Alé, pela orientação, pela amizade, pelas idéias e dedicação para que este trabalho se realizasse e por sua valiosa contribuição na minha vida profissional;

Ao Engenheiro e amigo, Lúcio Sávio Miranda, pelo grande apoio, pelas sábias sugestões e pelos conselhos apresentados ao longo da execução do trabalho;

Aos Engenheiros e amigos Carmos Antônio Gandra e Marcos Antônio de Castro Araújo Sampaio, Geraldo Magela Ávila de Paula, Cleydson Fernando Gomes Torres, pelo apoio oferecido em todas as etapas de elaboração deste trabalho;

Aos supervisores, técnicos e operadores do Laboratório de Ensaios Mecânicos, que foram imprescindíveis para a condução das atividades laboratoriais realizadas nesta dissertação;

Aos colegas das Gerências da Laminação de Chapas Grossas, Laboratórios de Ensaios Mecânicos, PCP, Centro de Tecnologia, que contribuíram para realização desse trabalho;

Aos Engenheiros Eduardo Cortes Sarmiento, Pedro Olindo Pimentel, Helber Luiz Oliveira Ribeiro, Paulo Huet Alípio pela confiança, incentivo e apoio para a realização deste trabalho;

À USIMINAS, através da Gerência Geral de Atendimento Garantia da Qualidade, e à UFMG, por parte do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, pela oportunidade de aperfeiçoamento profissional e pelos recursos que viabilizaram a elaboração deste trabalho.

## SUMÁRIO

|   |              |
|---|--------------|
| <b>AGRADECIMENTOS</b> .....   | <b>VI</b>    |
| <b>SUMÁRIO</b> .....  | <b>VIII</b>  |
| <b>LISTA DE FIGURAS</b> .....   | <b>X</b>     |
| <b>LISTA DE TABELAS</b> .....   | <b>XIII</b>  |
| <b>LISTA DE NOTAÇÕES</b> .....  | <b>XV</b>    |
| <b>RESUMO</b> .....   | <b>XVIII</b> |
| <b>ABSTRACT</b> .....   | <b>XIX</b>   |
| <b>1. INTRODUÇÃO</b> .....  | <b>20</b>    |
| <b>2. OBJETIVOS</b> .....   | <b>22</b>    |
| <b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....   | <b>23</b>    |
| 3.1. Fraturas em tubulações.....  | 23           |
| 3.2. Metodologias para avaliação de fraturas em dutos.....                                  | 23           |
| 3.3. Ensaio DWTT.....   | 29           |
| 3.4. Curva de transição dúctil frágil.....  | 33           |
| 3.5. Critério de 85% de fratura dúctil.....   | 35           |
| 3.6. Fraturas inversas em ensaios DWTT.....   | 39           |
| 3.7. Influência da espessura e do tipo de entalhe no modo de fratura observado no DWTT..... | 43           |
| 3.8. Energia absorvida em DWTT.....   | 49           |
| 3.9. Correlação entre a fratura inversa e as propriedades mecânicas.....                    | 56           |
| <b>4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL</b> .....   | <b>61</b>    |
| 4.1. Fabricação do aço.....   | 61           |
| 4.2. Processamento do aço.....  | 62           |
| 4.2.1. Determinação das temperaturas críticas de transformação de fases.....                | 62           |
| 4.2.2. Laminação controlada.....  | 63           |
| 4.3. Ensaios mecânicos e caracterização microestrutural.....                                | 65           |
| 4.3.1. Amostragem e planejamento dos ensaios.....   | 65           |
| 4.3.2. Ensaio de tração.....  | 66           |
| 4.3.3. Ensaio de impacto Charpy.....  | 68           |
| 4.3.4. Ensaio DWTT.....   | 69           |
| 4.3.5. Ensaio de dureza.....  | 71           |
| 4.3.6. Caracterização metalográfica.....  | 72           |
| <b>5. RESULTADOS E DISCUSSÃO</b> .....  | <b>73</b>    |
| 5.1. Fabricação do aço.....   | 73           |



|  |            |
|--|------------|
| 5.2. Processamento do aço .....  | 74         |
| 5.3. Caracterização microestrutural e ensaios mecânicos.....   | 79         |
| 5.3.1. Análise de inclusões não metálicas.....   | 79         |
| 5.3.2. Caracterização microestrutural.....   | 80         |
| 5.4. Ensaio de dureza .....  | 83         |
| 5.5. Ensaio de tração .....  | 84         |
| 5.6. Ensaio de impacto Charpy .....  | 88         |
| 5.7. Ensaio de DWTT.....   | 91         |
| 5.7.1. Critérios de avaliação do ensaio .....  | 91         |
| 5.7.2. Modos de fratura.....   | 92         |
| 5.7.3. Correlações entre os resultados de DWTT e as propriedades<br>mecânicas.....                         | 98         |
| 5.7.4. Correlação entre os resultados de DWTT, espessura do corpo de<br>prova e temperatura de ensaio..... | 100        |
| 5.7.5. Expansão lateral .....  | 104        |
| <b>6. CONCLUSÕES .....</b>   | <b>108</b> |
| <b>7. RELEVÂNCIA DO TRABALHO .....</b>   | <b>109</b> |
| <b>8. SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>  | <b>110</b> |
| <b>9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>   | <b>111</b> |

## LISTA DE FIGURAS

|            |   |    |
|------------|---|----|
| Figura 1:  | Aspecto da fratura frágil, obtida no teste de Athens.....   | 25 |
| Figura 2:  | Aspecto da fratura dúctil, obtida no teste de Athens.....   | 26 |
| Figura 3:  | (a) Configuração de ensaio de explosão em escala real e, (b) Imagem do momento de execução do ensaio.....   | 27 |
| Figura 4:  | Superfícies de fratura de um tubo de aço API X100, de 36" x 16 mm, ensaiado a -50°C, obtidas a partir dos ensaios de (a) DWTT e (b) West Jefferson.....   | 28 |
| Figura 5:  | Representação esquemática do corpo de prova DWTT, em espessura real.....  | 30 |
| Figura 6:  | Corpos de prova DWTT e impacto Charpy entalhe em V.....   | 31 |
| Figura 7:  | Corpo de prova DWTT "asa de gaivota", preparado a partir de um tubo DNV DN300.....  | 31 |
| Figura 8:  | Curva de transição típica de ensaio de impacto Charpy (adaptado)...   | 34 |
| Figura 9:  | Efeito da espessura na curva de transição: uma curva de DWTT em espessura real, uma curva DWTT com espessura reduzida e uma curva de impacto Charpy entalhe em V (adaptado).....  | 35 |
| Figura 10: | Curvas de transição dúctil-frágil a partir da aparência das superfícies de fratura de ensaios Charpy, DWTT e de explosão em escala real, realizados em um aço X52 semi acalmado, de 30" x 0,375" (adaptado).....  | 36 |
| Figura 11: | Relação entre velocidade de propagação com percentagem e aspecto da fratura de um teste em escala real de um tubo de aço X52, semi acalmado (adaptado).....   | 37 |
| Figura 12: | Interrupção de fratura frágil.....  | 38 |
| Figura 13: | Aspectos normais das superfícies de fratura obtidas em ensaios DWTT (adaptado).....   | 39 |
| Figura 14: | Aspectos anormais das superfícies de fratura obtidas em ensaios DWTT (adaptado).....  | 40 |
| Figura 15: | Superfície de fratura obtida em ensaio DWTT, com a identificação esquemática dos aspectos característicos de fratura inversa (adaptado).....  | 42 |
| Figura 16: | Alteração repetida entre os mecanismos de fratura em corpo de prova DWTT.....   | 43 |
| Figura 17: | Ilustração esquemática dos modos de fratura obtidos em ensaios de DWTT a partir de corpos de prova do tipo <i>full-size</i> e <i>sub-size</i> , preparados com entalhe prensado e chevron e ensaiados a (a) temperatura ambiente, (b) -20°C e, (c) -60°C..... | 45 |

|            |   |    |
|------------|---|----|
| Figura 18: | Relação entre modo de fratura e comprimento total de separações...  | 49 |
| Figura 19: | Desenho esquemático da (a) superfície de fratura e (b) curva típica força x tempo para DWTT.....  | 51 |
| Figura 20: | Curva esquemática de força x tempo, em DWTT, com iniciação de uma trinca dúctil sob o entalhe.....  | 53 |
| Figura 21: | Curva esquemática de força x tempo para corpos de prova não fraturados completamente (adaptado).....  | 55 |
| Figura 22: | Superfície de fratura apresentando fratura inversa e sua respectiva curva de força x tempo (adaptado).....  | 55 |
| Figura 23: | Curvas de tensão deformação obtidas a partir de ensaios de tração a temperatura ambiente.....   | 57 |
| Figura 24: | Relação entre expoente de encruamento na região de impacto do martelo e fração de área de fratura inversa na superfície de fratura (a) e valores de razão de elástica obtidos a partir de ensaios de tração aço API X80 (b) (adaptado)..... | 59 |
| Figura 25: | Dureza Vickers medida em dois CPs DWTT, fraturados a -20°C.....   | 59 |
| Figura 26: | Representação esquemática de uma chapa grossa apresentando o posicionamento da amostragem para ensaios mecânicos e exames metalográficos.....   | 66 |
| Figura 27: | Representação esquemática de um corpo de prova do ensaio de tração (a) CP retangular e, (b) CP cilíndrico.....  | 67 |
| Figura 28: | Representação esquemática da área de fratura do CP de DWTT a ser avaliada.....  | 71 |
| Figura 29: | Representação esquemática da laminação empregada neste estudo.....  | 76 |
| Figura 30: | Imagem termográfica da chapa CG1, obtida após o resfriamento acelerado.....   | 78 |
| Figura 31: | Aspecto das inclusões não metálicas, fotografadas em regiões típicas em amostras retiradas nas chapas CG1, CG2, CG3 e CG4, com ampliação de 100X, MO, sem ataque.....   | 79 |
| Figura 32: | Aspectos da microestrutura das chapas a ¼ e no centro da espessura da chapas observados ao microscópio ótico. Ataque nital 4%. Aumento: 1000x.....  | 81 |
| Figura 33: | Aspectos da microestrutura das chapas a ¼ e no centro da espessura da chapas observados ao microscópio eletrônico de varredura. Ataque nital 4%. Aumento: 5000x.....  | 82 |
| Figura 34: | Variação da dureza Vickers ao longo da espessura das chapas.....  | 84 |
| Figura 35: | Curva de tensão-deformação correspondente aos ensaios de tração realizado em 4 CPs preparados a partir da chapa CG1.....  | 85 |

|            |   |     |
|------------|---|-----|
| Figura 36: | Valores médios de Limite de Escoamento (a), Limite de Resistência (b), Relação Elástica (c) e Alongamento (d), obtidos no ensaio de tração transversal, comparados aos valores requeridos para atendimento ao grau X65MSPSL2, em referência à especificação API 5L..... | 86  |
| Figura 37: | Valores de energia absorvida em impacto Charpy das chapas nas diversas temperaturas de ensaio.....  | 89  |
| Figura 38: | Valores de energia absorvida em impacto Charpy realizado em várias temperaturas do aço API 5L X80 processado por laminação controlada convencional e seguida de resfriamento ao ar (adaptado)   | 89  |
| Figura 39: | Aspecto da superfície de fratura dúctil após o ensaio de impacto Charpy, realizado à -130°C.....  | 90  |
| Figura 40: | Aspecto das fraturas obtidas no DWTT com CP <i>full-size</i> : a) CP não rompido completamente; b) fratura completamente dúctil; c) fratura inversa; d) fratura dúctil e frágil e, e) fratura completamente frágil.....   | 92  |
| Figura 41: | Aspecto das fraturas obtidas nos ensaios de DWTT com CP <i>sub-size</i> : a) fratura completamente dúctil; b) e c) fratura inversa e, d) fratura mista (dúctil e frágil).....   | 94  |
| Figura 42: | Curva de transição dúctil-frágil, obtida no DWTT com CPs <i>sub-size</i> .  | 97  |
| Figura 43: | Relação entre expoente de encruamento e valores de razão de elástica obtidos a partir de ensaios de tração cilíndrico.....  | 99  |
| Figura 44: | Variação do modo de fratura entre os dois corpos de prova, testados na mesma condição.....  | 102 |
| Figura 45: | Distribuição do percentual de fratura dúctil de um aço K65, obtido em testes de DWTT em (1) amostras <i>full-size</i> (27,7 mm) e (2) amostras <i>sub-size</i> (19,0 mm).....   | 104 |
| Figura 46: | Variação da expansão lateral média, em CPs <i>full-size</i> de DWTT, nas diversas temperaturas de ensaio.....   | 106 |
| Figura 47: | Variação da expansão lateral média, em CPs <i>sub-size</i> de DWTT, nas diversas temperaturas de ensaio.....  | 106 |

## LISTA DE TABELAS

|            |   |     |
|------------|---|-----|
| Tabela 1:  | Faixa de diâmetro, espessura de parede e grau de aços utilizados nos ensaios de Athens e West Jefferson, conduzidos pelo <i>Battelle Memorial Institute</i> nos anos 60.....                                      | 25  |
| Tabela 2:  | Valores de força obtidos no ensaio DWTT realizado em uma máquina instrumentada.....   | 54  |
| Tabela 3:  | Microestruturas obtidas, propriedades de tração à temperatura ambiente e percentuais de fratura inversa resultantes de um aço API X80, laminado em diferentes temperaturas finais de laminação de acabamento..... | 57  |
| Tabela 4:  | Limites de aceitação para a composição química proposta para o aço utilizado.....   | 61  |
| Tabela 5:  | Parâmetros de laminação controlada.....   | 64  |
| Tabela 6:  | Parâmetros de resfriamento acelerado.....   | 65  |
| Tabela 7:  | Dimensões e tolerâncias do corpo de prova do ensaio de tração (mm).....   | 67  |
| Tabela 8:  | Resultados de composição química obtidos na análise de panela da corrida (% em peso).....   | 73  |
| Tabela 9:  | Valores de temperatura de início de acabamento e o módulo da variação entre temperatura de não recristalização e temperatura de início de acabamento obtida.....  | 75  |
| Tabela 10: | Valores de temperaturas de início e final de resfriamento visada e obtida.....  | 76  |
| Tabela 11: | Parâmetros de processo de resfriamento acelerado, obtidos por pirometria.....   | 78  |
| Tabela 12: | Resultados das classificações de inclusões segundo a carta padrão I da norma ASTM E45 .....   | 80  |
| Tabela 13: | Resultados dos ensaios de dureza Vickers HV10 em posições ao longo da espessura.....  | 83  |
| Tabela 14: | Resultados (média e desvio padrão) de propriedades mecânicas, em tração, das chapas CG1, CG2, CG3 e CG4.....  | 85  |
| Tabela 15: | Aspecto do modo de fratura e fração de área dúctil dos CPs de DWTT <i>full-size</i> das chapas a diferentes temperaturas de ensaio.....   | 96  |
| Tabela 16: | Aspecto do modo de fratura e fração de área dúctil dos CPs de DWTT <i>sub-size</i> das chapas a diferentes temperaturas de ensaio.....  | 96  |
| Tabela 17: | Valores de expansão lateral, em CPs de DWTT <i>full-size</i> , nas diferentes temperaturas de ensaio.....   | 105 |

|   |     |
|---|-----|
| Tabela 18: Valores de expansão lateral, em CPs de DWTT <i>sub-size</i> , nas diferentes temperaturas de ensaio..... | 105 |
|---|-----|

## LISTA DE NOTAÇÕES

|                  |  |
|------------------|--|
| °C               | Graus Celsius  |
| °F               | Graus Fahrenheit   |
| A                | Comprimento da parte útil do corpo de prova de tração  |
| AGA              | <i>American Gas Association</i>  |
| Alo              | Alongamento percentual   |
| API              | <i>American Petroleum Institute</i>  |
| A <sub>r3</sub>  | Temperatura inicial de transformação da austenita  |
| ARBL             | Aço de alta resistência e baixa liga   |
| ASTM             | <i>American Society for Testing and Materials</i>  |
| BGC              | British Gas Corporation  |
| C                | Comprimento total do corpo de prova de tração  |
| Ceq              | Carbono equivalente  |
| CG               | Chapas grossas   |
| CP               | Corpo de prova   |
| CTU              | Centro de Tecnologia da Usiminas   |
| D                | Diâmetro da base de medida do corpo de prova de tração   |
| D'               | Diâmetro da cabeça de fixação do corpo de prova de tração  |
| DNV              | <i>Det Norske Veritas</i>  |
| DWTT             | <i>Drop Weight Tear Test</i> , ou seja, ensaio de queda de peso em CP entalhado  |
| EBSD             | <i>Electron Backscattering Diffraction</i> , ou seja, técnica de difração de elétrons retroespalhado   |
| EDS              | <i>Energy Dispersive X-Ray Detector</i> , ou seja, espectroscopia por dispersão de energia de raios X  |
| FATT             | <i>Fracture Appearance Transition Temperature</i> , ou seja, temperatura de transição determinada com base na aparência da superfície de fratura do CP do ensaio de impacto Charpy (50% de clivagem) |
| F <sub>b-i</sub> | Força necessária para provocar a iniciação de uma trinca frágil sob o entalhe prensado   |
| F <sub>f</sub>   | Força no final da propagação da trinca, por clivagem   |
| F <sub>s-i</sub> | Força no ponto onde há uma transição do modo de propagação da trinca frágil para dúctil  |
| F <sub>s-f</sub> | Força no final de propagação da fratura dúctil   |

|                   |   |
|-------------------|---|
| fps               | <i>Feet per second</i> , ou seja, pés por segundo   |
| FPTT              | <i>Fracture-Propagation Transition Temperature</i> , ou seja, temperatura de transição de propagação da fratura |
| ft                | pés   |
| <i>Full-size</i>  | Corpo de prova de DWTT na espessura total   |
| G                 | Comprimento da cabeça de fixação do corpo de prova de tração  |
| HV <sub>10</sub>  | Dureza <i>Vickers</i> com carga de 10 kgf   |
| IIW               | <i>International Institute of Welding</i>   |
| ISO               | <i>International Standard Organization for Standardization</i>  |
| K                 | Coeficiente de resistência, que quantifica o nível de resistência que o material pode suportar (Pa)             |
| kgf               | Kilograma-força   |
| L <sub>0</sub>    | Base de medida (comprimento inicial) do corpo de prova de tração  |
| LD                | Convertedor básico a oxigênio   |
| LE                | Limite de escoamento  |
| LE/LR             | Razão elástica  |
| <i>Linepipe</i>   | Linha de tubos para condução de fluidos   |
| LR                | Limite de resistência   |
| MEV               | Microscópio eletrônico de varredura   |
| m/s               | Metros por segundo  |
| mm                | Milímetro   |
| MO                | Microscópio óptico  |
| M <sub>s</sub>    | Temperatura de início da transformação martensítica   |
| N                 | Largura da cabeça de fixação do corpo de prova de tração  |
| <i>n</i>          | Expoente de encruamento   |
| Pa                | Pascal  |
| Pcm               | <i>Parameter crack measurement</i>  |
| R                 | Raio de concordância do corpo de prova de tração  |
| PRCI              | <i>Pipeline Research Council International</i>  |
| SATT              | <i>Shear appearance transition temperature</i>  |
| <i>Shear Lips</i> | Lábios de Cisalhamento  |
| <i>Sub-size</i>   | Corpo de prova DWTT com espessura reduzida  |
| t                 | Espessura de parede do tubo (mm)  |
| T <sub>acab</sub> | Temperatura de acabamento na laminação a quente, em °C  |
| T <sub>FR</sub>   | Temperatura final de resfriamento acelerado, em °C  |



|            |   |
|------------|---|
| $T_{FF}$   | Temperatura de desenformamento, em °C   |
| $T_{IR}$   | Temperatura de início de resfriamento acelerado, em °C                                  |
| $T_S$      | Temperatura de solubilização, em °C   |
| TMCP       | <i>Thermo-Mechanical Control Process</i> , ou seja, Processo com controle termomecânico |
| $T_{nr}$   | Temperatura de não recristalização, em °C   |
| UOE        | Processo de conformação de tubo: conformação em U, prensa em O e expansão E             |
| W          | Largura da base de medida do corpo de prova de tração                                   |
| Vel        | Velocidade de propagação da fratura em pés por segundo (fps)                            |
| $\epsilon$ | Deformação verdadeira   |
| $\sigma$   | Tensão verdadeira   |

## RESUMO

O Ensaio de Queda de Peso (DWTT – *Drop Weight Tear Test*) é um método de teste comum para determinar a capacidade de um material em impedir a propagação de uma trinca. Esse método foi desenvolvido pelo *Battelle Memorial Institute*, e é realizado em conformidade com a especificação API RP 5L3 "Práticas Recomendadas para a Condução de Testes de Queda de Peso". No entanto, aços modernos para dutos, com processamento termomecânico, incluindo resfriamento acelerado, não apresentam o mesmo comportamento à fratura que aços mais antigos. Com base nesta especificação, os ensaios DWTT nestes aços, de maior tenacidade, têm apresentado resultados inválidos devido ao fenômeno de fratura inversa. Neste trabalho, são apresentados os resultados obtidos em ensaio de DWTT, utilizando corpos de prova *full-size* e *sub-size*, de um aço de elevada tenacidade, produzido com distintas condições de processamento termomecânico evidenciando o fenômeno de fratura inversa. De uma forma geral, observou-se uma correlação entre os resultados de DWTT e as propriedades mecânicas em tração. Os testes também apontaram que a geometria do corpo de prova (*full-size* ou *sub-size*) possui uma influência direta no resultado do ensaio de DWTT.

**Palavras-chave:** DWTT; Fratura Inversa; Aço de Elevada Tenacidade; API

## **ABSTRACT**

*The Drop Weight Tear Testing is a common test method for determining a material's ability to arrest a propagating crack. This testing method was developed by Battelle Memorial Institute, and is conducted in accordance with specification API RP 5L3 'Recommended Practice for Conducting Drop Weight Tear Testing on Line Pipe'. However, modern steels for pipelines with thermomechanical processing, including accelerated cooling, do not exhibit the same behavior to fracture that conventional steels. Invalid DWTT test results in steels with greater toughness are caused by phenomenon of inverse fracture. In the present study, DWTT in full-size and a sub-size specimens were conducted on a high toughness steel, produced with different thermomechanical processing conditions, and the inverse fracture occurring in the hammer-impacted region was evaluated. In a general manner, a correlation between DWTT results and tensile mechanical properties was observed. The tests also show that the geometry of the specimen (full-size or sub-size) has a direct influence on DWTT results.*

**Keywords:** *DWTT; Inverse Fracture; High-Toughness Pipeline Steel; API*

## 1. INTRODUÇÃO

Durante os últimos quarenta anos, com a depletação dos reservatórios terrestres e dos campos marítimos em águas rasas, a produção de petróleo em águas profundas e ultraprofundas ganhou relevância na geopolítica mundial do petróleo. Nesse novo cenário, com lâminas d'água variando entre trezentos e dois mil metros, os sistemas submarinos de produção tornaram-se imprescindíveis nas estratégias de desenvolvimento de novos campos das operadoras de petróleo, em particular na plataforma continental brasileira, cujas maiores acumulações encontram-se a profundidades superiores a mil metros.

De acordo com o BNDES <sup>[1]</sup>, até o ano de 2020, a produção de petróleo nacional deverá ser de cerca de seis milhões de barris por dia, ou seja, 186% superior à do ano de 2010. A produção no mar representará, pelo menos, 97% da produção nacional, um aumento de cerca de 200% no período. À medida que a produção de petróleo avançou em direção a águas ultraprofundas, maiores foram os investimentos no desenvolvimento de materiais e técnicas de produção, de forma a atender às condições cada vez mais severas de pressão e temperatura do meio submarino.

Com a exploração de petróleo em meios inóspitos, torna-se necessário aumentar os níveis de segurança e confiabilidade operacional em sistemas dutoviários. Esta condição proporcionou o desenvolvimento científico aplicado de diversas áreas da engenharia, com a perspectiva de melhorar as propriedades dos dutos e ou desenvolver técnicas de manutenção e prevenção de defeitos, devido ao alto risco inerente a estes fluidos transportados. Por isso, a caracterização das propriedades de resistência à propagação de trincas 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 alta resistência e baixa liga (ARBL). Tais requisitos têm estimulado rapidamente a utilização de aços ARBL como uma maneira eficaz para a utilização de sistemas dutoviários operando a altas pressões e vazões com menor peso e menores custos construtivos <sup>[2]</sup>.

O ensaio de queda de peso ou martelo ou *drop weight tear test* (DWTT) é um método utilizado para a determinação do mecanismo de propagação da fratura nos materiais. Projetos de aços para *linepipes* especificam este ensaio, principalmente, para avaliar se a propagação de uma trinca ocorrerá de modo dúctil e, por conseguinte, para

garantir que, caso ocorra uma fratura à mínima temperatura operacional, esta seja dúctil.

Desde o final dos anos 70, tem-se verificado que aços modernos para dutos, com processamento termomecânico, incluindo resfriamento acelerado, não apresentam o mesmo comportamento à fratura que aços mais antigos. Os resultados de ensaios DWTT nesses aços com maior tenacidade têm se apresentado inválidos devido a dois comportamentos frequentes:

- Iniciação da fratura dúctil sob o entalhe e posterior propagação frágil.
- Iniciação da fratura dúctil ou frágil, e posterior propagação dúctil e propagação final frágil.

Estes dois comportamentos caracterizam um tipo de fratura é conhecido como inversa.

Baseado nesse cenário, o presente estudo tem por objetivo avaliar a influência da condição de processamento termomecânico na ocorrência de fratura inversa, no ensaio de DWTT, de um aço baixo carbono e microligado, da classe ARBL, de elevada tenacidade. A influência da espessura do CP, na obtenção de resultados válidos, foi avaliada com base na comparação de resultados de testes realizados com amostras preparadas na condição *full-size* e *sub-size*.

## 2. OBJETIVOS

### **Geral:**

- Avaliar a influência da condição de processamento termomecânico na ocorrência de fratura inversa no ensaio de DWTT de um aço ARBL, de elevada tenacidade.

### **Específicos:**

- Estudar a influência do processamento termomecânico de um aço ARBL, sobre as propriedades mecânicas e correlacionar com a ocorrência de fratura inversa no ensaio de DWTT.
- Avaliar a tenacidade por meio de ensaio de DWTT empregando-se corpos de prova com espessura total da chapa laminada (*full-size*) e na espessura reduzida (*sub-size*), visando verificar o efeito desta variável na geração de fratura inversa.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1. Fraturas em tubulações

Os dutos de aço até os anos 1960 ofereciam pouca resistência à propagação de trincas, uma vez que estas tendiam a ocorrer de modo frágil <sup>[3]</sup>. De fato, a propagação e interrupção de fraturas em dutos de condução têm sido objeto de estudo desde a ocorrência de fraturas frágeis de grandes proporções, nas décadas de 50 e 60. Tipicamente, essas fraturas se propagavam por diversos quilômetros até a interrupção em válvulas ou trechos de maiores espessuras <sup>[4]</sup>. Vários acidentes envolvendo falhas em sistemas dutoviários ocorreram ao longo dessas duas décadas, alguns deles seguem listados abaixo:

- Nos anos 50, várias fraturas de longa extensão ocorreram durante testes em um gasoduto de 609,6 mm (24”) de diâmetro nos EUA <sup>[5]</sup>. Estes foram os primeiros exemplos registrados de extensa propagação de fratura frágil em um *linepipe*.
- Em 1958, uma longa seção de 5,6 km de um gasoduto de 660,4 mm (26”) de diâmetro na Venezuela, depois de ter resistido a testes de pressão, falhou devido a uma fratura frágil ocorrida durante os testes utilizando gás <sup>[6]</sup>.
- O exemplo mais famoso é a falha de um duto de 762 mm (30”) de diâmetro, de aço API X56, da *Transwestern Pipeline Co* perto de Roswell, no Novo México, EUA, em 1960. O duto falhou a uma pressão de 6,12 MPa (888 psi), 63% do limite de escoamento mínimo especificado. A fratura iniciada a partir de uma trinca se propagou até ser interrompida, em uma das extremidades do duto, por uma seção de maior resistência mecânica e, na outra, por um tubo de espessura de parede maior <sup>[7]</sup>.

#### 3.2. Metodologias para avaliação de fraturas em dutos

Após os primeiros incidentes, um extenso programa de trabalho experimental e teórico foi desenvolvido pelo *Battelle Memorial Institute*, a partir de 1953, sob requisição da “*American Gas Association*” (AGA) <sup>[8, 9]</sup>. Em 1958, estabeleceu-se o “*Pipeline Research Council International*” (PRCI) com o propósito de estudar o fenômeno e desenvolver metodologias para a prevenção da ocorrência desse tipo de fratura. A primeira

experiência na propagação de fratura em dutos foi conduzida em 1960 <sup>[10-14]</sup> como parte do programa de pesquisa NG-18. Posteriormente, um programa similar, porém menor, foi realizado pela *British Gas Corporation* <sup>[15-18]</sup>. Esses programas consistiram em três tipos diferentes de testes, sendo dois deles em escala real, envolvendo explosão de dutos; e um laboratorial em escala reduzida:

1. Testes de Explosão Athens: Experiências envolvendo gás pressurizado em seções de teste de 45,72 metros (150 ft) de comprimento (excluindo os reservatórios ancorados em cada extremidade). Os testes de Athens foram realizados em uma mina abandonada, próximo de Athens, Ohio.
2. Testes de Explosão West Jefferson: Experimentos parciais pneumático-pressurizados em seções de teste de 4,5 a 6 metros (15 a 20 ft). Estes testes foram realizados nas instalações do *Battelle Memorial Institute*, localizado próximo a West Jefferson, Ohio.
3. Testes de fratura em laboratório, incluindo Charpy com entalhe em V e DWTT.

A finalidade destes testes era a de determinar se os testes de escala laboratorial poderiam ser utilizados para especificar dutos não susceptíveis a fraturas frágeis.

Neste contexto, o *Battelle Memorial Institute* desenvolveu, em 1962, o ensaio DWTT. Os resultados das pesquisas permitiram observar que a fração de área cisalhada, obtida nos ensaios DWTT, é semelhante à verificada nas superfícies de fratura dos ensaios de explosão em escala real, e em geral, inferior à que se verifica nos corpos de prova de ensaios de impacto Charpy. Considerando que os ensaios de explosão são realizados em tubos em escala real, os resultados obtidos nestes ensaios representaram melhor o comportamento esperado dos dutos em serviço, quando sujeitos à fratura <sup>[19]</sup>.

Os testes de Athens e West Jefferson foram utilizados para investigar o modo de fratura e os fatores que influenciaram nas características da fratura. Com os resultados obtidos nestes testes, foi possível avaliar a velocidade, a aparência da superfície da fratura, o número de trincas, o modo de fratura e as temperaturas para determinar a temperatura de transição de fratura em escala real <sup>[7]</sup>.

A velocidade e a aparência da fratura avaliadas nos testes West Jefferson foram consideradas idênticas a aquelas verificadas nos testes Athens. Em 1969, o *Battelle Memorial Institute* já havia realizado 28 testes de Athens e 137 testes de West Jefferson, resumidos na tabela 1. Os testes foram realizados em uma faixa de temperatura compreendida entre -41 e 65°C (-41 e 149°F) e em uma tensão



circunferencial nominal de 37 a 110% do limite de escoamento mínimo especificado <sup>[7, 13]</sup>. O aspecto das fraturas, observadas em dois testes de Athens, é mostrado nas figuras 1 e 2.

Tabela 1: Faixa de diâmetro, espessura de parede e grau de aços utilizados nos ensaios de Athens e West Jefferson, conduzidos pelo *Battelle Memorial Institute*, nos anos 60.

| Parâmetro           | Range                                     |
|---------------------|---|
| Diâmetro            | 168,3 a 1.066,8 mm (6,625 a 42 polegadas) |
| Espessura de parede | 5,5 a 16,7 mm (0,218 a 0,656 polegadas)   |
| Grau do aço         | API 5L X52, X60 e X65                     |

A fratura observada na figura 1 é do tipo frágil. Este tipo de fratura se propaga numa velocidade muito alta, variando de cerca de 365 a 914 m/s (1200 a 3000 fps). Múltiplas fraturas se propagando simultaneamente ao longo do eixo do gasoduto são comuns. Essas fraturas normalmente se propagam com um padrão senoidal, devido à interação entre a fratura e as ondas de tensão elástica. As superfícies de fratura apresentam característica de clivagem sem região de cisalhamento. Normalmente não há deformação plástica associada com a propagação fratura <sup>[7]</sup>.



Figura 1: Aspecto da fratura frágil, obtida no teste de Athens <sup>[7]</sup>.

Já uma fratura dúctil se propaga a uma velocidade menor, tipicamente entre 120 e 240 m/s (400 a 800 fps), e uma única fratura se propaga em linha reta ao longo do eixo do gasoduto (figura 2). As superfícies de fratura apresentam um aspecto de cisalhamento através da espessura e uma extensa deformação plástica global do tubo na frente de fratura <sup>[7]</sup>.



Figura 2: Aspecto da fratura dúctil, obtida no teste de Athens <sup>[7]</sup>.

A figura 3 apresenta, como exemplo, a preparação e a execução do ensaio de explosão Athens, realizado em um tubo UOE de aço X65, com 559 mm de diâmetro externo e 13,5 mm de espessura de parede, pressurizado a 16 MPa com gás hidrogênio <sup>[20]</sup>.

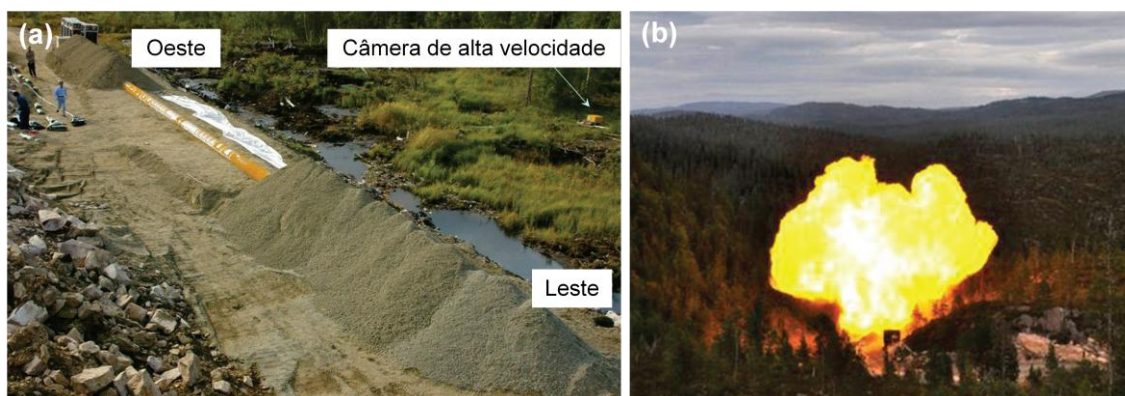


Figura 3: (a) Configuração de ensaio de explosão (Athens) em escala real e, (b) Imagem do momento de execução do ensaio <sup>[20]</sup>.

No final dos anos 1960, estudos previram que as linhas poderiam falhar, também, por propagação de fratura dúctil. Nesse caso, o objetivo de um projeto seguro seria o de interromper completamente a propagação da trinca ou limitar o comprimento da fratura, a um valor para permitir que o duto pudesse ser reparado, dentro de uma seção de comprimento razoavelmente pequena. Os modelos desenvolvidos, nesta época, para tratamento da propagação de fraturas dúcteis, foram baseados, inicialmente, em análises empíricas e semi-empíricas a partir de resultados de ensaios em escala real, executados em segmentos de dutos <sup>[21]</sup>.

A partir dos anos 1970, com a introdução da laminação controlada, ocorreram diversos desenvolvimentos na prática siderúrgica que elevaram a resistência mecânica e a tenacidade dos aços e, conseqüentemente, reduziram a temperatura de transição dúctil-frágil. Adicionalmente, níveis de pressão mais elevados passaram a ser utilizados em gasodutos. Foi observado que muitos dos novos aços apresentavam separações frágeis (delaminações ou *splits*), paralelas à direção de laminação na superfície de fratura de corpos de prova Charpy. A área cisalhada desses aços também não apresentava boa correlação com a área verificada nas fraturas obtidas em testes em escala real <sup>[21]</sup>.

A produção de tubos com maiores resistência mecânica e tenacidade, associada à operação em pressões mais elevadas, motivaram o desenvolvimento de novas tecnologias de interrupção de trincas e novos modelos de previsão da propagação de fraturas dúcteis. Passou-se a pesquisar, desde o final dos anos 70, o uso de ensaios DWTT para simulação de fraturas dúcteis naqueles aços. Verificou-se que, para linhas de aços de maiores tenacidades, as previsões da interrupção de trincas, baseadas em

ensaios DWTT, eram mais próximas dos resultados obtidos em ensaios em escala real do que os obtidos em ensaios Charpy <sup>[21]</sup>. A figura 4 apresenta a semelhança entre duas superfícies de fratura de um tubo de aço API X100, de 914,4 (36") x 16 mm, ensaiado a -50°C, obtidas a partir dos ensaios de DWTT e West Jefferson <sup>[22]</sup>. Esse comportamento é devido às seguintes razões <sup>[23, 24]</sup>:

- os corpos de prova de ensaios DWTT apresentam a mesma espessura do duto; deste modo, são consideradas as variações de tenacidade que podem ocorrer ao longo da espessura.
- os corpos de prova DWTT possuem um ligamento maior em comparação aos corpos de prova Charpy. Nos primeiros, portanto, há a formação de uma zona plástica proporcionalmente menor durante o ensaio e uma consideração mais exata dos efeitos de restrição geométrica à propagação da trinca, refletindo em uma aparência da superfície de fratura mais semelhante à obtida nos ensaios em escala real.
- a energia de iniciação da fratura em ensaios DWTT é uma fração menor da energia total da fratura. Logo, os resultados refletem a propagação da fratura de maneira mais exata.



Figura 4: Superfícies de fratura de um tubo de aço API X100, de 36" x 16 mm, ensaiado a -50°C, obtidas a partir dos ensaios de (a) DWTT e (b) West Jefferson <sup>[22]</sup>.

### 3.3. Ensaio DWTT

O ensaio DWTT, padronizado pela API RP 5L3 <sup>[25]</sup>, resulta de dois outros ensaios prévios, idealizados pelo laboratório norte-americano *Naval Research Laboratory*: ensaio DT (*dynamic tear*) e ensaio DWTT, com diferenças em relação ao atual <sup>[26]</sup>.

O ensaio utiliza corpos de prova semelhantes aos corpos de prova de impacto Charpy, com entalhe em V, porém com tamanho maior. O impacto é dado por meio da queda de um peso sobre o corpo de prova apoiado e com o entalhe voltado para baixo. Os ensaios prévios, acima mencionados, permitiam que o impacto fosse dado por um martelo pendular como no caso de ensaio Charpy, medindo-se então a energia absorvida. O ensaio atual é realizado em diferentes temperaturas, sendo a aparência da fratura, após separação completa das partes rompidas, o resultado do ensaio <sup>[26]</sup>.

O corpo de prova DWTT, apresentado esquematicamente na figura 5, possui formato de uma barra retangular com comprimento de 305 milímetros, largura de 76 milímetros e uma espessura igual à espessura de parede do tubo. O entalhe do corpo de prova, utilizado para aumentar a probabilidade de iniciação de uma fratura por clivagem, é feito por pressão, por meio de uma ferramenta adequada, e não por usinagem. Este entalhe é normatizado e deve ter 5,1 mm de profundidade feito por um penetrador com um ângulo interno de 45° e 0,025 mm de raio de curvatura. Uma variante do modelo de entalhe prensado é o entalhe Chevron, que é usado em aços de elevada tenacidade, com a finalidade de se reduzir a energia necessária para iniciar uma fratura por clivagem, uma vez que é difícil observar a iniciação de uma fratura frágil na base de um CP com entalhe prensado em tais materiais <sup>[12]</sup>.

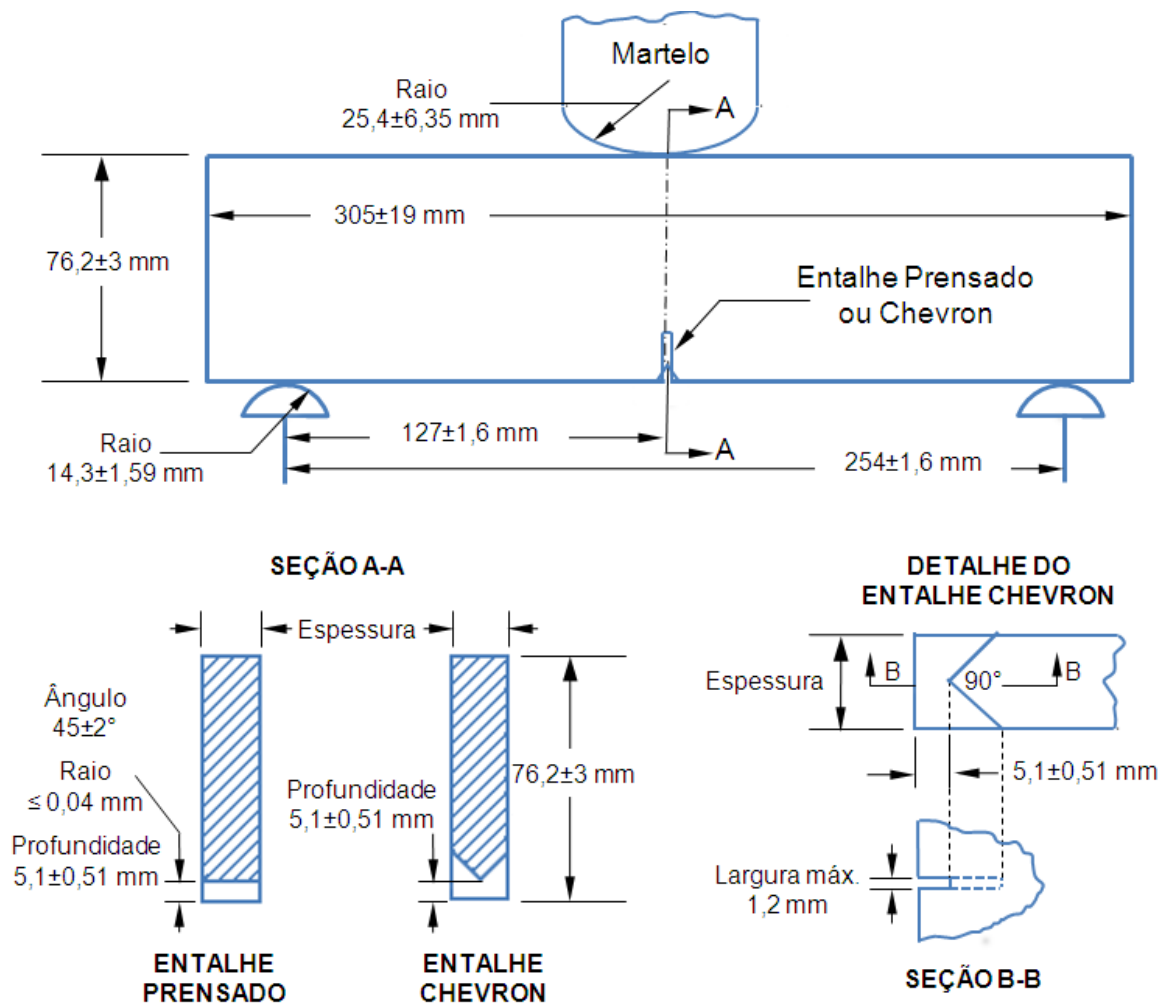


Figura 5: Representação esquemática do corpo de prova DWTT, em espessura real <sup>[27, 28]</sup>.

O corpo de prova DWTT deve ser retirado transversalmente à direção de laminação ou ao eixo do tubo, com o entalhe perpendicular à superfície, como ilustrado na figura 6 <sup>[7]</sup>. Em tubos de pequeno diâmetro, um CP "Asa de gaivota" (ou *gull-wing*) é utilizado, no qual a amostra é endireitada em ambos os lados do entalhe a fim de se evitar problemas (devido ao efeito do encruamento) com o desempenho de corpos de prova <sup>[12]</sup> (figura 7) <sup>[29]</sup>.



Figura 6: Corpos de prova DWTT e impacto Charpy entalhe em V <sup>[7]</sup>.

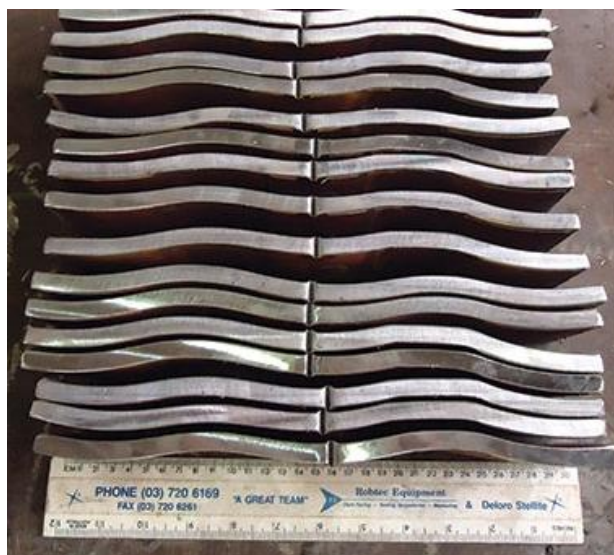


Figura 7: Corpo de prova DWTT "asa de gavota", preparado a partir de um tubo DNV DN300 <sup>[29]</sup>.

Mesmo sendo a API RP 5L3 <sup>[25]</sup>, atualmente, a especificação padrão mais utilizada para descrição do método de ensaio e preparação do corpo de prova DWTT, alguns outros procedimentos também são levados em conta:

- BS EN 10274: *Metallic Materials – Drop Weight Tear Test* (Reino Unido). É uma das mais utilizadas, depois da API RP 5L3, especialmente para a preparação de corpos de prova do tipo asa de gavota;

- ASTM E436: *Standard Test Method for Drop- Weight Tear Tests of Ferritic Steels*;
- AS 1330 (Austrália): *Metallic materials - Drop weight tear test for ferritic steels*;
- GB/T 8363 (China);

As Normas API 5L (*Specification for Line Pipe*, 2012) e ISO 3183:2007 (*Petroleum and natural gas industries – Steel pipe for pipeline transportation systems*) mencionam que tubos soldados com nível de especificação PSL2 e diâmetro igual ou superior a 508 mm (20”) devem ser submetidos aos ensaios DWTT. Os corpos de prova devem ser preparados segundo o padrão API RP 5L3 <sup>[25]</sup>. Para cada ensaio, formado por um conjunto de duas peças, a área média de fratura dúctil deve ser igual ou superior a 85%, baseado numa temperatura de teste de 0 °C (ou inferior, se acordado). Para tubos com espessura de parede maior que 25,4 mm, os requisitos de aceitação do ensaio DWTT devem ser acordados. Testes realizados em temperaturas mais baixas do que a temperatura de ensaio especificada devem ser aceitos se os requisitos aplicáveis para a área de fratura dúctil são atendidos em tais temperaturas <sup>[25]</sup>.

A norma DNV-OS-F101 <sup>[30]</sup> estabelece requisitos complementares para dutos submarinos, de modo a se garantir a interrupção de fraturas (requisito “F”). Dentro do escopo desses requisitos, estabelece-se que os ensaios DWTT devem ser executados em tubos soldados de diâmetro externo superior a 400 mm, espessura de parede maior que 8 mm e limite de escoamento mínimo superior a 360 MPa. Com relação à execução dos ensaios DWTT, a norma DNV-OS-F101 <sup>[30]</sup> também referencia a API RP 5L3 <sup>[25]</sup>, conforme segue abaixo:

Uma curva de transição DWTT deverá ser estabelecida para o metal base do tubo. Para tal, um mínimo de cinco conjuntos de CPs devem ser testados em diferentes temperaturas, incluindo a temperatura mínima de projeto, sendo que cada conjunto é composto por dois corpos de prova retirados no mesmo cupom de teste <sup>[30]</sup>.

Os corpos de prova testados na temperatura mínima de projeto e em temperaturas superiores devem, no mínimo, apresentar como resultados, uma média de 85% de fratura dúctil e um valor mínimo individual de 75% <sup>[30]</sup>.

Devem-se utilizar corpos de prova com espessura real sempre que possível. No entanto, CPs com espessura reduzida podem ser utilizados, se acordado com o comprador, sendo que, para este tipo de CP, ambas as superfícies devem ser igualmente usinadas para a obtenção de uma espessura de 19,0 mm. Neste caso, o



ensaio deve ser realizado aplicando-se uma redução de temperatura conforme determinado pela API RP 5L3 <sup>[25]</sup>.

Para aços de alta tenacidade, a DNV OS F101 <sup>[30]</sup> menciona que a iniciação dúctil da trinca na ponta do entalhe é aceitável, no entanto, em referência ao item 7.1 da especificação API RP 5L3 <sup>[25]</sup>, os ensaios devem ser considerados inválidos se o CP apresentar uma iniciação da fratura dúctil sob o entalhe e posterior propagação frágil.

Deve-se destacar que este critério de mínimo de 85% de área de cisalhamento em ensaio DWTT à menor temperatura de projeto não foi ainda validado para espessuras de parede superiores a 38,1mm, diâmetros externos inferiores a 508 mm (20") e aços de grau superior a X80 <sup>[9]</sup>.

O ensaio DWTT é bastante reprodutível e se aplica mais a tubos de maiores espessuras de parede. Por esse ensaio, mede-se o efeito metalúrgico da estrutura, bem como o efeito geométrico dado pela espessura da parede do tubo sobre a temperatura de transição, o que não acontece com o ensaio de impacto Charpy, que apenas mede o efeito metalúrgico, visto que o corpo de prova tem espessura constante, qualquer que seja a chapa ensaiada. Portanto, quando a parede do tubo se torna cada vez mais fina, o efeito geométrico se torna menor, e a temperatura de transição determinada pelo ensaio DWTT cai rapidamente, aproximando-se da temperatura de transição dada pelo ensaio de impacto, quando a parede do tubo fica igual à espessura do corpo de prova Charpy <sup>[26]</sup>.

### 3.4. Curva de transição dúctil frágil

Um conjunto de ensaios de impacto em CPs entalhados, conduzidos ao longo de um intervalo de temperaturas, define uma curva de transição dúctil-frágil para um dado material. Uma curva de transição é uma representação gráfica da energia absorvida no impacto ou a percentagem da área de fratura dúctil em relação à temperatura do ensaio. Uma curva típica do teste de impacto Charpy para aços modernos de baixo carbono é apresentada na figura 8 <sup>[7]</sup>. Curvas de transição determinadas a partir de uma série de testes DWTT e impacto Charpy de um aço *linenpipe* estão ilustradas na figura 9.

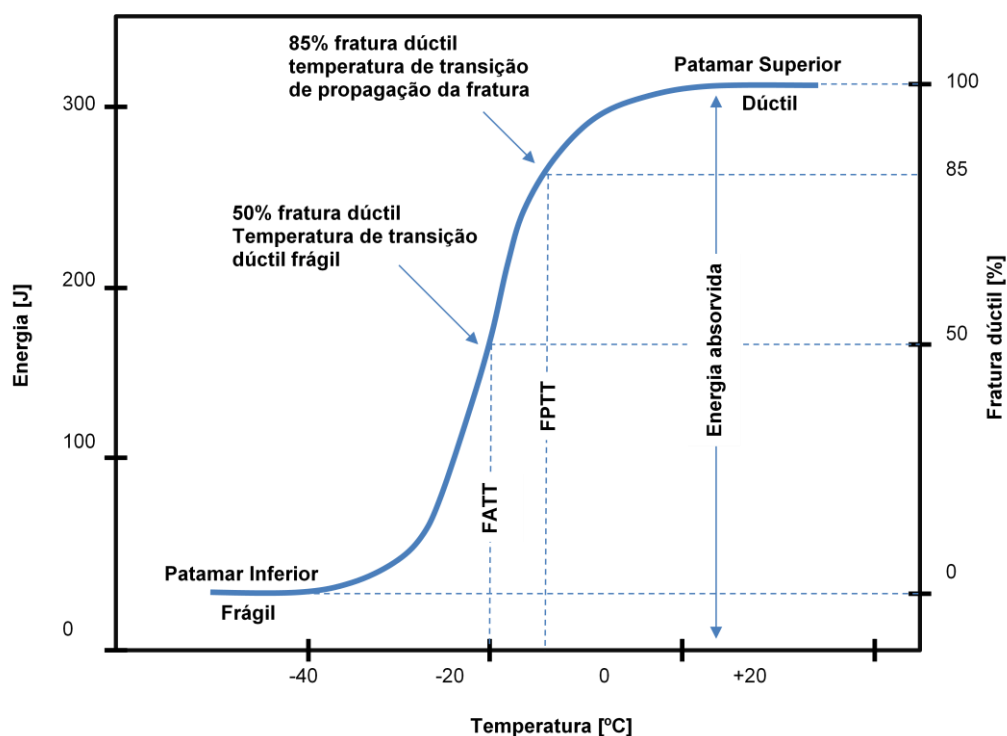


Figura 8: Curva de transição típica de ensaio de impacto Charpy (adaptado) <sup>[7]</sup>.

Entre os patamares superior e inferior, há uma região de transição, através da qual a energia de impacto e a proporção de fratura dúctil diminuem com a queda da temperatura do teste. A temperatura na qual a aparência da superfície de fratura muda do aspecto dúctil (cisalhamento) para frágil (clivagem) é denominada temperatura de transição da aparência da fratura, FATT (*Fracture Appearance Transition Temperature*) <sup>[7]</sup>. A temperatura de transição será tipicamente definida em termos de porcentagem de área cisalhada na superfície de fratura do CP de ensaio de Charpy ensaiado. Um exemplo seria a temperatura de transição de propagação de fratura, FPTT (*Fracture-Propagation Transition Temperature*), a qual é definida em relação a uma área de cisalhamento de 85%, o que é aceitável para padrões de engenharia, enquanto que o parâmetro de cisalhamento de 50% é considerado frequentemente mais conveniente para correlacionar fatores metalúrgicos que afetam a resistência e a tenacidade <sup>[7]</sup>. A temperatura de transição (e a curva de transição) pode variar com o aumento da taxa de carregamento, aumento da espessura de parede ou com uma dada limitação do teste (de acordo com o tipo de CP utilizado no ensaio), conforme apresentado na figura 9 <sup>[7]</sup>.

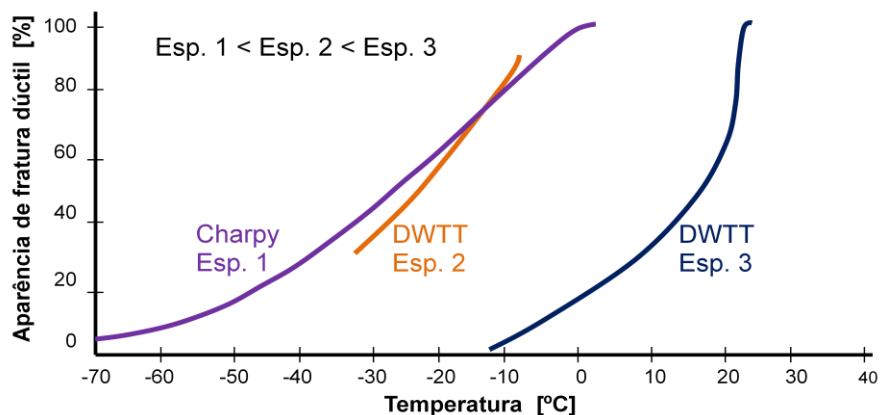


Figura 9: O efeito da espessura na curva de transição: uma curva de DWTT em espessura real, uma curva DWTT com espessura reduzida e uma curva de impacto Charpy entalhe em V (adaptado) [7].

A percentagem de área dúctil em um ensaio DWTT segue um padrão semelhante ao do teste de Charpy, ou seja, à medida que se reduz a temperatura de ensaio, há uma queda da quantidade de energia absorvida. No entanto, a medição da energia absorvida no ensaio de DWTT é um procedimento relativamente recente, mas que é cada vez mais relevante [31, 32].

### 3.5. Critério de 85% de fratura dúctil

A figura 10 ilustra uma relação geral observada entre três curvas de transição dúctil-frágil, obtidas a partir de ensaios de impacto Charpy, DWTT e explosão em escala real, realizados pela *American Gas Association* [11, 13]. Os resultados apresentados são de ensaios realizados em um tubo de aço X52, semi acalmado, de 765 mm (30") de diâmetro externo e de 9,53 mm (0,375") de espessura de parede. A velocidade da fratura no ensaio de explosão passa por uma transição que vai de uma propagação rápida (clivagem) para propagação mais lenta (cisalhamento) durante um intervalo de temperatura de aproximadamente 17°C (30°F). Em temperaturas abaixo da temperatura de transição, múltiplas fraturas propagam como fraturas de clivagem em altas velocidades. Em temperaturas superiores a FPTT, uma fratura simples se propaga de modo dúctil a velocidades mais baixas. O formato da curva de transição

DWTT e a temperatura de transição são muito semelhantes às do teste de escala real. Entretanto, a curva de transição do ensaio de impacto Charpy é mais gradual e apenas concorda com o ensaio em escala real em áreas de cisalhamento superiores a 80 e a 85% <sup>[7]</sup>.

Desta forma, a aparência da fratura nestes dois ensaios pode estar relacionada com a aparência de fratura no teste de explosão, tal como ilustrado na figura 10, indicando que estes testes de laboratório podem ser usados para prever o comportamento do ensaio em escala real <sup>[7]</sup>.

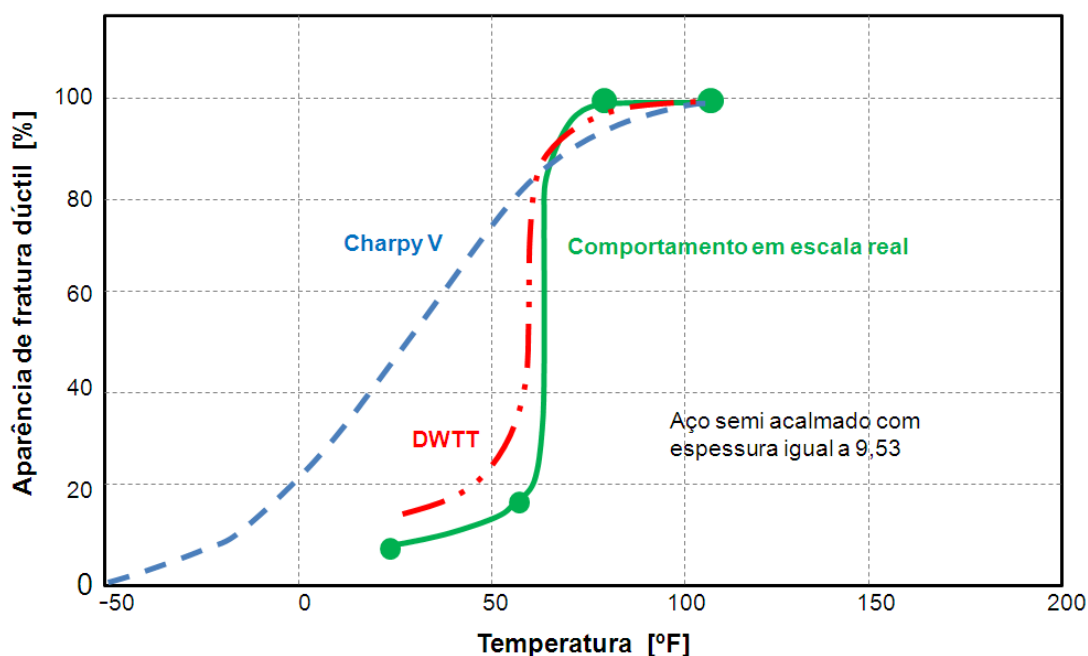


Figura 10: Curvas de transição dúctil-frágil a partir da aparência das superfícies de fratura de ensaios Charpy, DWTT e de explosão em escala real, realizados em um aço X52 semi acalmado, de 765 (30") x 9,53 (0,375") mm (adaptado) <sup>[13]</sup>.

A aparência da fratura, num ensaio em escala real, está relacionada com a temperatura de teste (figura 10), já a velocidade de fratura está relacionada com a aparência da fratura como visto na figura 11 <sup>[13]</sup>.

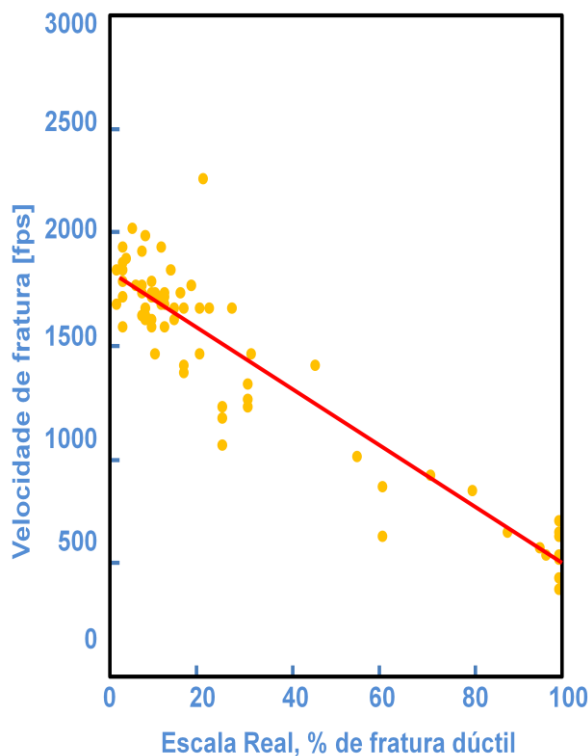


Figura 11: Relação entre velocidade de propagação com percentagem e aspecto da fratura de um teste em escala real de um tubo de aço X52, semi acalmado (adaptado) <sup>[13]</sup>.

Como o corpo de prova do ensaio de impacto Charpy possui espessura constante, a geometria do CP é independente da espessura do tubo. Já o DWTT possui um CP que utiliza a espessura total do tubo. Devido a esta característica geométrica do CP, verificou-se que o teste DWTT forneceu uma temperatura precisa de transição para a espessura da parede em que foi testado, o que solucionou o problema associado com a espessura do teste de Charpy <sup>[11]</sup>. Desta forma, para o ensaio Charpy poder ser utilizado para estimar a temperatura de transição, deverá ser corrigida a diferença de espessura entre o tubo e o corpo de prova <sup>[13, 14]</sup>.

O programa experimental realizado no *Battelle Memorial Institute* também demonstrou que a aparência de fratura observada em testes de explosão, em escala real, pode ser correlacionada com a aparência de uma fratura observada no DWTT, uma vez que a aparência de fratura nestes dois testes varia de forma similar com a temperatura de ensaio. A temperatura de transição pode ser determinada a partir da mudança na aparência de uma fratura observada em diferentes temperaturas de ensaio de DWTT. Testes realizados em escala real acima desta temperatura de transição conduziram à

formação de trincas que não se propagavam. Este comportamento foi confirmado em investigações realizadas pela *British Gas Corporation* (BGC), que historicamente exigia uma área de fratura dúctil de 75%, a 0 °C. Como a curva de transição DWTT é relativamente acentuada em direção ao patamar superior, a diferença entre os 75%, tal como adotado pela BGC, e 85%, tal como adotado pelo *Battelle Memorial Institute*, é, portanto, insignificante.

O requisito de 85% de fratura dúctil em um ensaio de DWTT para interromper uma fratura frágil é, agora, bem estabelecido, sendo necessário se satisfazer esta condição para atender na temperatura mínima de projeto de um gasoduto de modo a evitar ocorrências de fraturas frágeis <sup>[15]</sup>. Esse critério corresponde a uma alta probabilidade de que a velocidade de propagação da trinca seja inferior à velocidade de descompressão do gás. Uma fratura frágil iniciada em um tubo que atenda a este critério não propagará além de uma pequena extensão, mesmo operando a níveis de tensões de até 72% do limite de escoamento mínimo do material. Uma fratura frágil que esteja propagando em um trecho de baixa tenacidade, ao entrar em um trecho de tubo que atenda este critério, será interrompida <sup>[9]</sup>. A figura 12 mostra a interrupção de uma fratura frágil em um tubo com tenacidade superior.

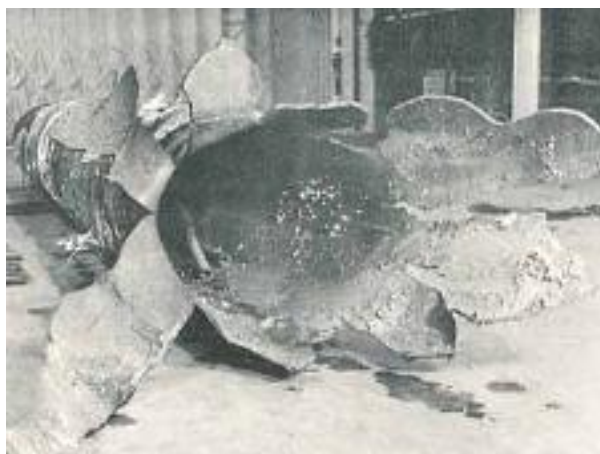


Figura 12: Interrupção de fratura frágil <sup>[15]</sup>.

A interrupção de fraturas em dutos está relacionada à sua velocidade de propagação, às dimensões do duto, à tenacidade do aço, à tensão circunferencial e à pressão

interna atuante <sup>[19]</sup>. Fraturas frágeis são, em geral, impedidas de ocorrer garantindo-se que a linha opere em temperaturas acima da temperatura de transição dúctil-frágil, ou seja, especificando-se aços com temperatura de transição inferior à temperatura mínima de projeto, de modo que se ocorrer uma fratura, que esta seja dúctil nas temperaturas de operação <sup>[33]</sup>.

A aplicação do *Drop Weight Tear Test* em tubos de maiores diâmetros, graus mais elevados, e maiores espessuras de parede têm sido demonstrada através de novas comparações entre os corpos de prova DWTT e testes em escala real <sup>[34]</sup>. A aplicabilidade para aços de elevada tenacidade e aços produzidos com laminação controlada também tem sido demonstrada, apesar de que, neste caso, ter sido necessário desenvolver o corpo de prova DWTT com entalhe Chevron como uma alternativa de substituição do CP com entalhe prensado <sup>[35]</sup>.

### 3.6. Fraturas inversas em ensaios DWTT

Representações esquemáticas de aparências normais ou admissíveis das superfícies de fratura obtidas em ensaios DWTT são mostradas na figura 13. Admite-se que a fratura seja completamente frágil, completamente dúctil, ou frágil na sua iniciação (junto ao entalhe) e posteriormente dúctil <sup>[28]</sup>.

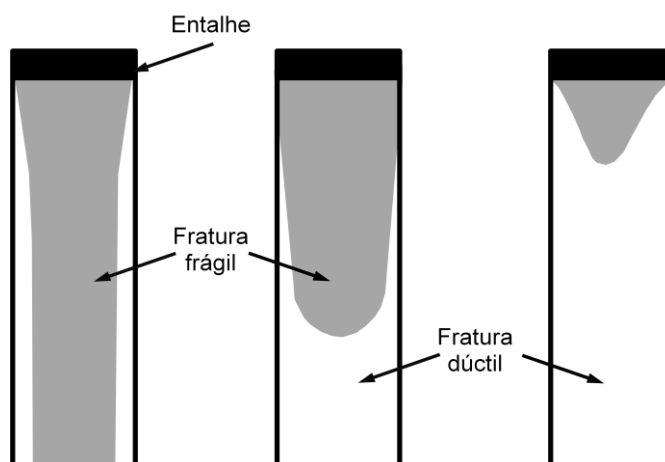


Figura 13: Aspectos normais das superfícies de fratura obtidas em ensaios DWTT (adaptado) <sup>[28]</sup>.

Há pelo menos duas razões para o requisito de iniciação frágil da fratura:

- historicamente, o ensaio DWTT foi desenvolvido como ferramenta de controle de fraturas frágeis em tubulações. Por conseguinte, a iniciação frágil foi considerada necessária para que a fratura do corpo de prova seja comparável às fraturas frágeis verificadas em campo;
- uma iniciação frágil absorve pouca energia, de modo que a maior parte da energia cinética do impacto é utilizada para a propagação da fratura. Ou seja, através de iniciação frágil, consegue-se averiguar com maior exatidão o comportamento da propagação da fratura.

Em aços de baixa tenacidade, a resistência à propagação da fratura dúctil, de um modo geral, apresenta uma relação linear com a energia absorvida, medida a partir de teste de impacto Charpy. No entanto, em aços modernos de elevadas resistência mecânica e tenacidade, com alta absorção de energia (energia de Charpy no patamar superior maior que 200-350 J), essa correlação nem sempre é correspondida. Além disso, as aparências de fratura anormais são, muitas vezes, observadas em superfícies de fratura DWTT, colocando, assim, muitas complicações em avaliar corretamente as propriedades de DWTT [22, 25, 28, 36, 37].

Segundo a especificação API RP 5L3 [25], corpos de prova de DWTT que apresentam fraturas com iniciação dúctil e posterior propagação frágil, portanto, consideradas como anormais, devem ter os resultados dos testes invalidados. Este tipo de fratura anormal, representado esquematicamente na figura 14, é conhecido como inversa.

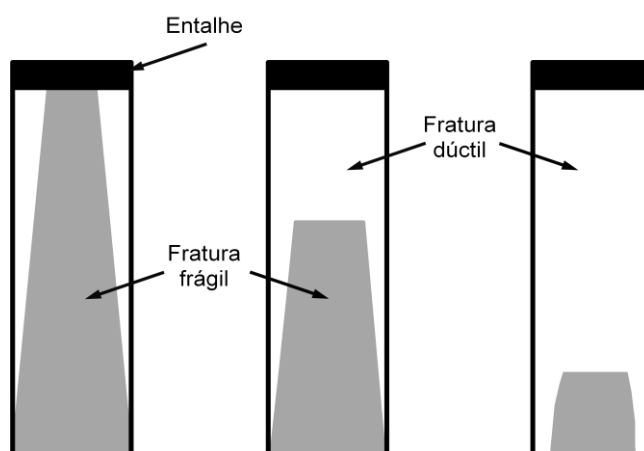


Figura 14: Aspectos anormais das superfícies de fratura obtidas em ensaios DWTT (adaptado) [28].



Neste tipo de fratura, a alta energia consumida para a iniciação da fratura determina uma maior deformação plástica, e conseqüentemente um maior encruamento na região de impacto do martelo. Tendo em vista a perda de tenacidade devido ao encruamento, a fratura na região oposta ao entalhe ocorre por clivagem, mesmo que tenha se propagado até esta região de forma dúctil <sup>[25, 38-41]</sup>. Logo, a fratura inversa em aços de elevada tenacidade pode ser atribuída a dois fatores:

- maior energia necessária para a iniciação da fratura;
- encruamento local provocado pela queda do martelo no lado oposto ao do entalhe, gerando redução na tenacidade nesta região.

Para evitar este problema em aços de elevada tenacidade, a especificação API RP 5L3 <sup>[25]</sup> sugere a adoção do corpo de prova de DWTT, preparado com entalhe chevron, onde a energia de iniciação da fratura é diminuída pela inserção deste tipo de entalhe, o que favorece a iniciação da fratura frágil. Entretanto, esta medida solucionou parcialmente os casos de fraturas anormais, mas não foi suficiente para evitar a fratura inversa. Assim, o ensaio DWTT, quando aplicado a aços modernos, pode conduzir a resultados inválidos.

A extensão da região de fratura inversa tende a aumentar com a redução da temperatura de ensaio e aumento da espessura do corpo de prova. Ensaio executados com equipamentos de baixa energia de queda de martelo e em tubos sem costura, com espessuras de parede maiores (tipicamente  $\geq 25,4$  mm) e microestruturas bainíticas também apresentam, usualmente, fraturas inversas <sup>[28]</sup>. A figura 15 apresenta áreas típicas de uma fratura inversa e as suas ilustrações esquemáticas <sup>[41]</sup>.



Figura 15: Superfície de fratura obtida em ensaio DWTT, com a identificação esquemática dos aspectos característicos de fratura inversa (adaptado) <sup>[41]</sup>.

Segundo Pemov <sup>[42]</sup>, existem casos de fratura inversa em que pode ocorrer, também, a alteração repetida entre comportamento dúctil e frágil, conforme apresentado na figura 16. No entanto, o autor desta dissertação de mestrado discorda desta classificação, uma vez que, pelo aspecto da superfície de fratura do corpo de prova mostrado nesta figura, percebe-se que o CP não apresentou deformação plástica significativa na região oposta ao entalhe. Logo, pode-se inferir que as áreas de fratura frágil, neste ensaio, não ocorreram em decorrência da perda de tenacidade devido ao encruamento provocado pelo impacto do martelo.

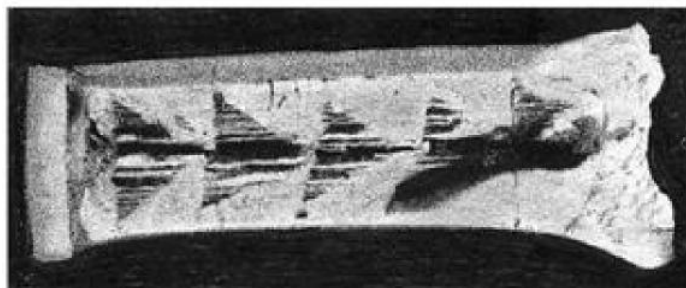


Figura 16: Alternação repetida entre os modos de fratura em corpo de prova DWTT <sup>[42]</sup>.

Atualmente, não existe um consenso sobre a aceitação, ou não, à ocorrência de fratura inversa. Há empresas que seguem a API e invalidam os testes que apresentaram fratura inversa e, como medida corretiva, utilizam o entalhe Chevron em substituição ao entalhe prensado. Outras empresas, no entanto, simplesmente monitoram a porcentagem de área cisalhada, independentemente da ocorrência de fratura inversa, tolerando-a, portanto. Os argumentos mais usuais para a tolerância à ocorrência de fratura inversa e iniciação dúctil são <sup>[39]</sup>:

- o ensaio DWTT foi desenvolvido para aços dos anos 1950 e 1960, e, ao contrário desses, os aços modernos não exibem fácil iniciação frágil da fratura, ou seja, consomem inerentemente mais energia para a iniciação da fratura. No entanto, estudos recentes apontaram que a iniciação frágil da fratura não parece ser um requisito essencial para a obtenção de resultados consistentes;
- o encruamento local prévio provocado pelo impacto do martelo sobre o corpo de prova não ocorre na maioria dos casos em operação, logo, espera-se que não ocorra em uma falha real.

### **3.7. Influência da espessura e do tipo de entalhe no modo de fratura observado no DWTT**

Ao contrário do ensaio de impacto Charpy, que possui corpos de prova com dimensões definidas, o ensaio de DWTT utiliza corpos de prova com a mesma espessura de aços destinados a tubos *linepipe*. Suas dimensões permitem uma melhor análise do comportamento da propagação da trinca e, conseqüentemente, uma

melhor compreensão da resistência à ruptura e da temperatura de transição dúctil-frágil <sup>[25, 43-45]</sup>.

Segundo Seokmin <sup>[46]</sup>, a energia absorvida neste ensaio pode ser considerada um parâmetro mais confiável para avaliar a tenacidade à fratura que a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy. No entanto, ainda existem incertezas nos critérios de avaliação dos modos de fratura que ocorrem no DWTT, que incluem a escolha da espessura (*full-size* ou *sub-size*) e o tipo de entalhe (prensado ou chevron) a serem empregados no CP a ser testado <sup>[46]</sup>.

Assim, a API RP 5L3 <sup>[25]</sup> sugere a adoção de CPs com entalhe chevron para os aços de elevada tenacidade, ao passo que corpos de prova preparados com entalhe prensado são recomendados para os aços com tenacidade mais baixa, uma vez que a elevada energia de iniciação da trinca é reduzida em testes de DWTT com CP usinados com entalhe chevron <sup>[25]</sup>. A diferença entre os métodos de preparação, bem como a forma destes dois entalhes pode afetar a energia de iniciação da fratura durante o ensaio DWTT. Foi descrito por Shin e colaboradores <sup>[47]</sup> que a razão entre energia de iniciação e energia total foi de 0,4 a 0,5 e de 0,2 a 0,3 para CPs com entalhes prensado e chevron, respectivamente.

De modo a evidenciar a influência da espessura e do tipo de entalhe no modo de fratura observado no DWTT, Seokmin e colaboradores <sup>[46]</sup> conduziram um estudo envolvendo ensaios de *Drop Weight Tear Test* em um aço da classe API de alta resistência mecânica e elevada tenacidade. Este autor preparou os corpos de prova do tipo *full-size* (25 mm) e *sub-size* (19 mm) com entalhes prensado e chevron e realizou os testes nas temperaturas de -60°C, -20°C e ambiente. Na figura 17 são vistas as representações esquemáticas dos modos de fratura obtidos por ele.

As superfícies de fratura dos CPs de DWTT geralmente podem ser divididas em quatro áreas principais <sup>[25, 28, 47, 48]</sup>.

1. Uma área de clivagem inicial, ocorrendo próximo ao entalhe;
2. Uma área de fratura dúctil, localizada na parte central da superfície de fratura;
3. Uma segunda área de clivagem (nem sempre presente) que ocorre próxima da região impactada pelo martelo, ou seja, fratura inversa; e
4. *Shear lips*, que ocorrem nas laterais das superfícies de fratura, porém distantes do entalhe.

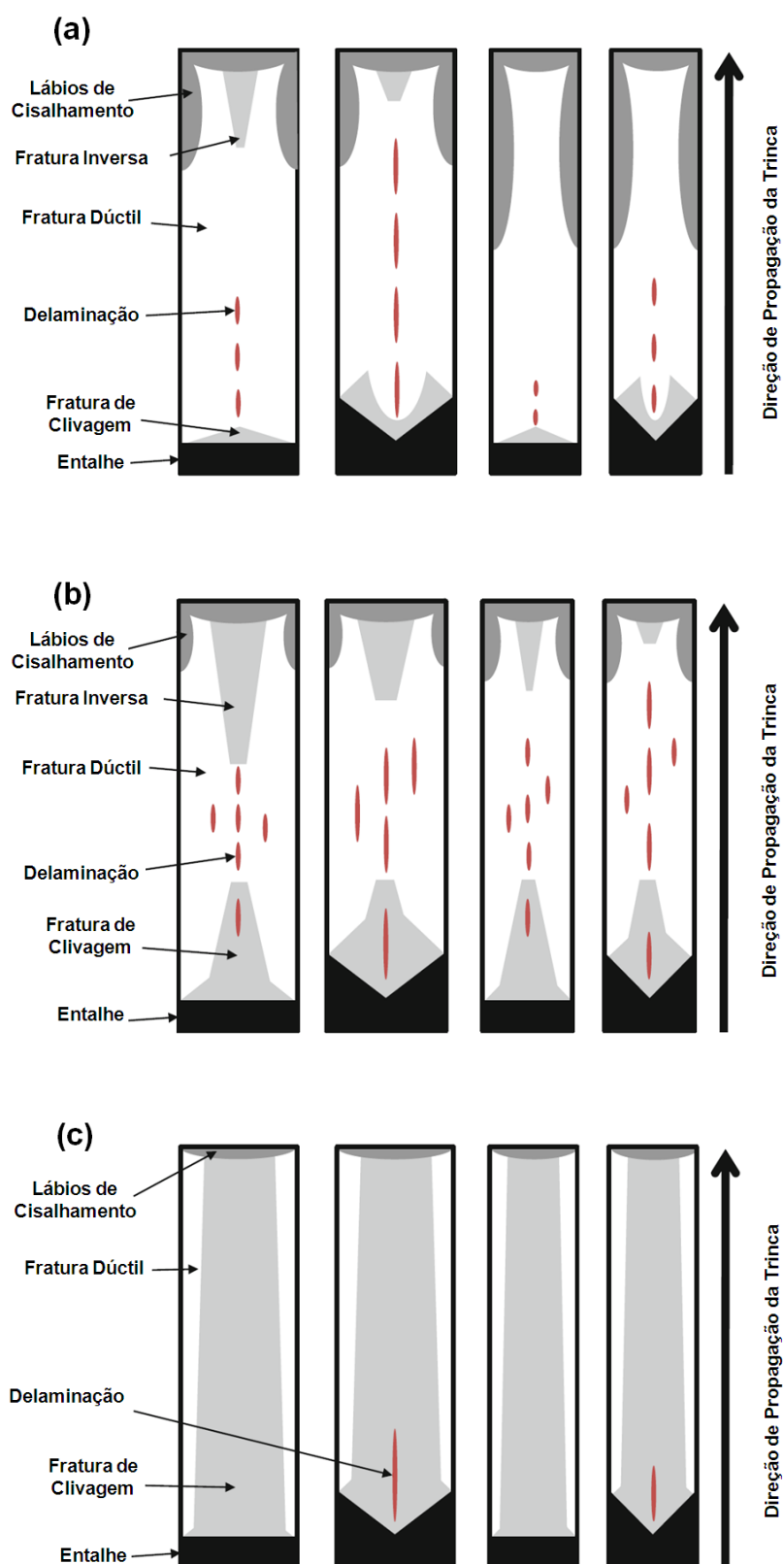


Figura 17: Ilustração esquemática dos modos de fratura obtidos em ensaios de DWTT a partir de corpos de prova do tipo *full-size* e *sub-size*, preparados com entalhe prensado e chevron e ensaiados a (a) temperatura ambiente, (b)  $-20^{\circ}\text{C}$  e, (c)  $-60^{\circ}\text{C}$  [46].

Como observado por Seokmin <sup>[46]</sup>, separações, isto é, trincas secundárias macroscópicas, perpendiculares a superfície de fratura e paralelas à direção da fratura, podem ocorrer tanto no campo da fratura de clivagem inicial, quanto na área de fratura dúctil. O tamanho e a forma destas diferentes áreas de fratura, assim como o número de delaminações, comprimento e distribuição, são influenciados pela temperatura de ensaio, a espessura do corpo de prova, tipo de entalhe, a composição química e a microestrutura do aço.

À medida que a temperatura de ensaio diminui, a área de fratura dúctil é reduzida, enquanto que as áreas de fratura frágil e inversa e o comprimento de separações aumentam na superfície de fratura avaliada <sup>[46]</sup>.

Seokmin <sup>[46]</sup> verificou que no ensaio realizado à temperatura ambiente, figura 17 (a), a iniciação frágil da trinca no CP de DWTT varia com a forma do entalhe empregado. Em CPs com entalhe prensado, a iniciação da trinca, por clivagem, apresenta uma área com aspecto triangular próximo da ponta do entalhe. Este tipo de entalhe requer uma maior absorção de energia para promover a iniciação da fratura. Por outro lado, nos CPs com entalhe chevron, a iniciação frágil da trinca apresenta uma área em formato em V, uma vez que a sua iniciação ocorre mais facilmente, pois este tipo de CP se aproxima da condição plana de deformação. Com a redução da temperatura do ensaio, há uma elevação da área de iniciação frágil da trinca sob o entalhe figura 17(b). Entretanto, CPs com entalhe do tipo chevron, podem apresentar uma menor área de iniciação frágil quando associada com a ocorrência de delaminações nesta região. Quando o ensaio é realizado a -60°C, figura 17 (c), no entanto, a fratura frágil prevalece na maioria dos ensaios, e assim, esta tendência se torna difícil de ser visualizada. Em se levando em conta a geometria do corpo de prova, Seokmin <sup>[46]</sup> concluiu que a área de iniciação da trinca tende a ser maior naquela configuração de CP onde há uma menor resistência à fratura. De uma forma geral, a fração da área desse tipo de fratura aumentou em ensaios DWTT com a utilização de corpos de prova na seguinte ordem: CP *sub-size* com entalhe prensado, CP *full-size* com entalhe prensado, CP *sub-size* com entalhe chevron e CP *full-size* com entalhe chevron.

*Shear lips* também são vistos e são mais visíveis em ensaios realizados em temperaturas mais elevadas e vão diminuindo gradualmente com a redução da temperatura do ensaio. O tipo de entalhe praticamente não afeta a formação deste tipo de fratura, todavia, CPs *sub-size* apresentam *shear lips* mais amplos <sup>[46]</sup>. A superfície da fratura na região onde ocorre os *shear lips* se forma com uma inclinação de

aproximadamente 45° com o eixo de tração e se forma em consequência do alívio da triaxialidade de tensões com a proximidade da superfície livre do CP. Seu tamanho depende das propriedades mecânicas do material e do estado de tensões. Assim, para um mesmo material, ensaiado a uma determinada temperatura, o tamanho da área de cisalhamento permanece constante com a redução da espessura do CP; desta forma a área de cisalhamento ocupa porcentagens crescentes da área total da fratura em consequência da diminuição da fratura frágil <sup>[49]</sup>.

A superfície de fratura inversa tende a ser maior em corpos de prova com entalhe prensado, comparativamente aos CPs de entalhe chevron, onde a energia necessária para a iniciação da trinca é menor devido à geometria deste tipo de entalhe, que favorece a iniciação frágil da fratura <sup>[28, 47]</sup>. Com relação à espessura do CP, verificou-se que a área de fratura inversa foi proporcionalmente maior em CPs *full-size*, enquanto que dificilmente foi observada nas amostras *sub-size*. Desta forma, Seokmin e colaboradores <sup>[46]</sup> concluíram que a fração de área de fratura inversa tende a aumentar na ordem: CP *sub-size* com entalhe chevron, CP *sub-size* com entalhe prensado, CP *full-size* com entalhe chevron e CP *full-size* com entalhe prensado <sup>[46]</sup>.

Logo, a recomendação apontada pela literatura, seria a realização de ensaios com CPs *sub-size* <sup>[50]</sup>. Nessa condição, a extensão do encruamento do aço, na região de impacto do martelo, não é tão grande quanto àquela observada nos CPs *full-size*, o que tende a reproduzir um teste DWTT com resultados geralmente melhores que aqueles conduzidos em CPs *full-size* <sup>[50]</sup>.

A proporção de fratura inversa na superfície avaliada tende a aumentar com a redução da temperatura de ensaio até um ponto em que a fratura por clivagem ocorre facilmente em toda a superfície da amostra, figura 17 (c). Desta forma, a área de fratura dúctil é restringida em duas faixas laterais. Neste caso, a área de fratura inversa não pode mais ser distinguida da área de iniciação frágil da trinca <sup>[46]</sup>.

O entalhe chevron, como já comentado anteriormente, é uma alternativa desejável para a avaliação de aços para *linepipe* de elevada tenacidade, quando se presencia a ocorrência de fratura inversa em CPs de DWTT com entalhe prensado. Todavia, esse tipo de CP é evitado em indústrias siderúrgicas e de tubos, uma vez que a preparação do seu entalhe necessita de um tempo demasiadamente longo de usinagem, além de exigir um controle dimensional rigoroso, o que, portanto, apresenta um custo mais elevado para a sua preparação, comparativamente ao CP com entalhe prensado <sup>[46]</sup>.

Além do mais, corpos de prova com entalhe chevron tendem a apresentar separações mais alongadas que CPs com entalhe prensado. As separações são trincas secundárias, que ocorrem principalmente na parte central do CP e são compostas, principalmente, por uma superfície cisalhada, o que permite serem contabilizadas no cálculo da área de fratura dúctil. Seokmin e colaboradores <sup>[46]</sup> também verificaram em seu estudo que, com a redução da temperatura de ensaio, o comprimento total de separações tende a aumentar, chegando a ocorrer com mais intensidade no ensaio realizado à -20°C de temperatura, figura 17 (b), mas diminuem drasticamente nos ensaios à -60°C, onde a fratura por clivagem é predominante na superfície de fratura, figura 17 (C) <sup>[46]</sup>.

O comprimento total das separações diminui com a diminuição da espessura da amostra, devido ao efeito da condição de tensão plana. Conseqüentemente, as separações ocorrem mais intensamente em CPs do tipo *full-size* com entalhe chevron, e de forma menos expressivas em corpos de prova do tipo *sub-size* com entalhe prensado. Assim, o comprimento total de separações tende a aumentar na seguinte ordem: CP *full-size* com entalhe prensado, CP *sub-size* com entalhe prensado, CP *full-size* com entalhe chevron e CP *sub-size* com entalhe chevron <sup>[46]</sup>.

Quando o comprimento total de separações aumenta, a área de clivagem inicial, próxima ao entalhe, diminui e a área de fratura dúctil aumenta, figura 18. Isto ocorre uma vez que separações se formam principalmente no centro da superfície de fratura de clivagem, especialmente nos CPs com entalhe chevron e, assim, reduzindo a sua fração de área frágil. A correlação entre o comprimento total de delaminações e área de fratura inversa não é observada, já que delaminações raramente ocorrem em regiões de fratura inversa <sup>[51, 52]</sup>.



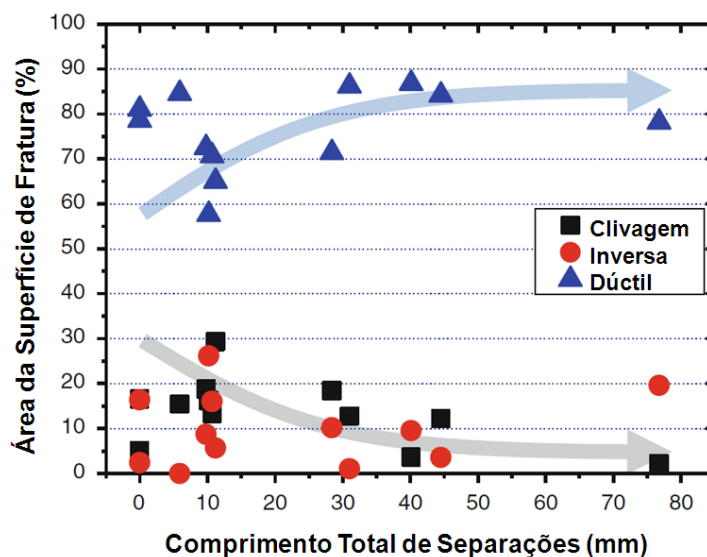


Figura 18: Relação entre modo de fratura e comprimento total de separações <sup>[46]</sup>.

### 3.8. Energia absorvida em DWTT

Atualmente, muitos especialistas recomendam a utilização da energia absorvida no ensaio DWTT como sendo o método mais objetivo e confiável de avaliação da tenacidade do aço <sup>[50]</sup>. Análises possíveis incluem a obtenção da energia absorvida total e da energia absorvida para a iniciação e propagação da trinca. Todavia, essa opção implica na criação de normas para estimar a energia absorvida mínima requerida para a interrupção da propagação de trincas, além da necessidade de se equipar laboratórios com equipamentos de teste adequados <sup>[50]</sup>.

Enquanto novas especificações estão sendo desenvolvidas e equipamentos de ensaio estão sendo atualizados, os resultados dos testes de DWTT continuam sendo, obviamente, avaliados em termos de percentual de fratura dúctil <sup>[50]</sup>.

O método para calcular a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy já é conhecido e está bem estabelecido. Para o ensaio de DWTT, entretanto, por se tratar de uma técnica desenvolvida mais recentemente, ainda não faz parte do domínio pleno pela comunidade científica e tecnológica <sup>[53]</sup>.

A técnica, tanto para o ensaio de impacto Charpy, quanto para DWTT, consiste na utilização de um sistema instrumentado para a aquisição dos valores da carga aplicada sobre a superfície do corpo de prova, oposta ao entalhe, em função do

deslocamento do martelo (ou tempo necessário para se romper o CP) <sup>[53]</sup>. A partir da integração numérica da curva obtida pela relação dos parâmetros carga x deslocamento ou carga x tempo, determina-se a energia global absorvida no processo de fratura, equações 1 e 2.

$$E = \int Fds \quad (1)$$

Sendo,

- E: energia absorvida.
- F: força de impacto.
- s: deslocamento do martelo.

Como o deslocamento do martelo, em instante infinitesimal de tempo é  $ds = vdt$ , e sabendo-se que a queda do martelo partiu do repouso, ou seja, velocidade inicial nula, temos:

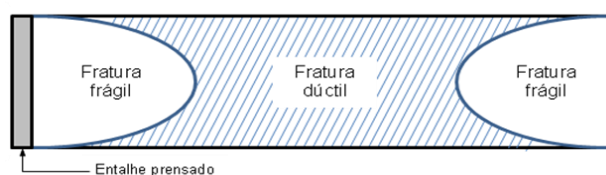
$$E = \int_0^v F.vdt \quad (2)$$

Sendo,

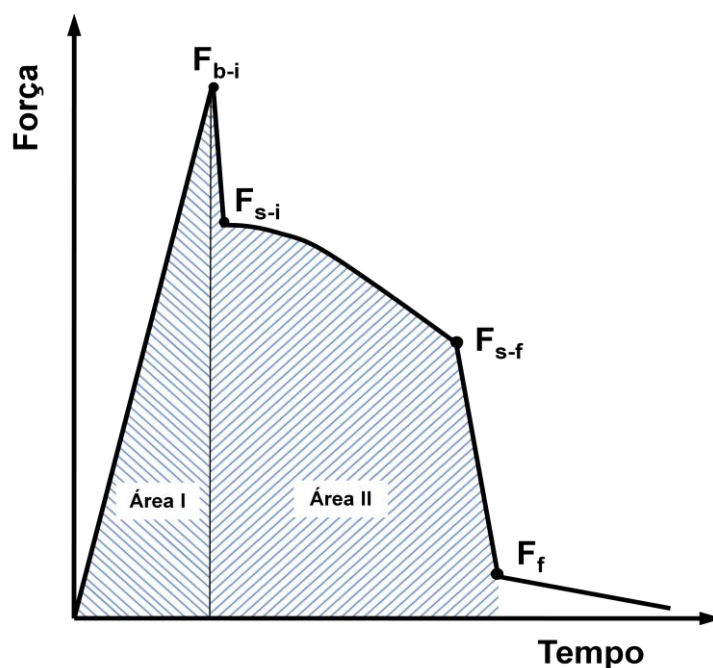
- v: velocidade de queda do martelo.
- t: tempo de queda do martelo.

Para o teste de impacto Charpy instrumentado, o método da medição direta de carga x deslocamento nos ensaios, realizados de acordo com os requerimentos da norma ISO 14556 <sup>[54]</sup>, foi desenvolvido sem que se fosse necessária a investigação da superfície de fratura. Todavia, não é fácil de aplicar a norma ISO 14556 para ensaios de DWTT, uma vez que, neste ensaio, objetiva-se avaliar a resistência à propagação de trincas frágeis, enquanto que, no teste de impacto Charpy, avalia-se a resistência à iniciação de trincas <sup>[53]</sup>.

Na figura 19 é observada, esquematicamente, uma superfície de fratura típica de um ensaio de DWTT e a sua respectiva curva força x tempo. Em geral, na figura 19 (b), a área abaixo da curva, anterior ao ponto de maior carga (Área I) representa a energia necessária para provocar a iniciação da trinca, enquanto que, a área na região após o pico de carga (Área II), fornece o valor da energia de propagação da trinca.



(a)



(b)

Figura 19: Desenho esquemático da (a) superfície de fratura e (b) curva típica força x tempo para DWTT <sup>[53]</sup>.

O aspecto da curva força x tempo, na figura 19 (b), está relacionado com a velocidade de propagação da trinca. Assim, ela pode sofrer alterações, uma vez que a velocidade de propagação da trinca muda de acordo com o modo de fratura predominante. A trinca sob o entalhe prensado inicia, por clivagem, no ponto  $F_{b-i}$  e se propaga, de forma frágil, até atingir  $F_{s-i}$ , ponto no qual há uma transição do modo de fratura frágil para dúctil que, por sua vez, se propaga por cisalhamento até atingir  $F_{s-f}$ . Em  $F_{s-f}$ , há uma nova transição do modo de fratura e, a partir daí, a trinca ocorre por clivagem até o ponto  $F_f$ .  $F_f$  é a força no final da propagação da trinca, neste ponto há o total rompimento do CP <sup>[53]</sup>.

A inclinação da curva na região onde ocorre a fratura frágil é muito mais acentuada do que aquela onde o modo de fratura é dúctil e é sempre positiva antes da iniciação da trinca, indiferentemente dela ocorrer por cisalhamento ou por clivagem. Após a iniciação da trinca, a curva sempre apresentará uma inclinação negativa durante toda a propagação por clivagem. Na região onde a propagação da trinca se dá por cisalhamento, a inclinação da curva é influenciada pela energia do patamar superior do ensaio de impacto Charpy, já na região onde a trinca ocorre por clivagem, a aparência da curva depende da energia do patamar inferior <sup>[53]</sup>.

Como mostrado na figura 19 (b) a força aumenta drasticamente sob o entalhe prensado até atingir o ponto de força máxima,  $F_{b-i}$ , e cai rapidamente após a iniciação frágil da trinca até alcançar  $F_{s-i}$ . A inclinação da curva força x tempo sofre uma alteração devido à mudança do modo de fratura de frágil para dúctil em  $F_{s-i}$ . A força pode apresentar uma estabilidade ou, em alguns casos, uma dispersão logo após  $F_{s-i}$  e, em seguida, cair lentamente ao longo do tempo. Na sequência, a inclinação torna-se mais acentuada com o tempo, uma vez que a triaxialidade de tensões na ponta da trinca torna-se maior. A partir de  $F_{s-f}$ , a força diminui acentuadamente novamente até o corpo de prova se romper, em  $F_f$  <sup>[53]</sup>.

Se a trinca se iniciar e propagar de modo frágil, os pontos de força  $F_{s-i}$  e  $F_{s-f}$  não poderão ser identificados na curva força-tempo. Em testes que reproduzem fraturas frágeis, principalmente para aqueles abaixo de 60% de fratura dúctil, podem apresentar uma margem de erro significativa nos valores de carga x deslocamento, uma vez que a aquisição dos registros, nesta situação, se faz em um curto intervalo de tempo. Todavia, este erro não provoca nenhuma interferência na avaliação da tenacidade do aço, já que o critério usualmente utilizado para aprovação do aço

determina uma fração mínima de 85 % de fratura dúctil sobre a área avaliada da superfície do corpo de prova <sup>[53]</sup>.

Em aços de elevada tenacidade a trinca pode apresentar uma iniciação dúctil a partir do entalhe. Neste caso, a força  $F_{b-i}$  não pode ser representada na curva força x tempo, figura 20.  $F_y$  é apenas o ponto de escoamento na ponta do entalhe sem que haja a iniciação de trinca ou fratura. A iniciação da trinca ocorre próxima à força  $F_{s-i}$  <sup>[53]</sup>.

Em ensaios instrumentados, a força máxima é a força necessária para provocar a iniciação da trinca, independentemente desta ser frágil ou dúctil. Ou seja, tanto  $F_{b-i}$  (para uma trinca iniciada por clivagem), quanto para  $F_{s-i}$  (para uma trinca iniciada por cisalhamento), poderia ser expressa como sendo  $F_{max}$ .

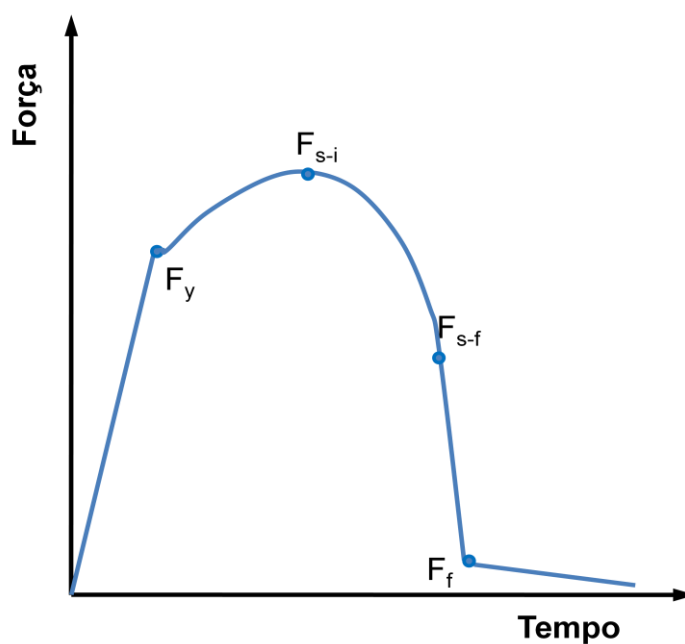


Figura 20: Curva esquemática de força x tempo, em DWTT, com iniciação de uma trinca dúctil sob o entalhe <sup>[53]</sup>.

Se a trinca se propagar unicamente no modo dúctil,  $F_{s-f}$  se estenderá até a força atingir níveis mais baixos. O corpo de prova que não se rompe completamente, por ser muito tenaz, neste caso,  $F_{s-f}$  será igual a  $F_f$  e curva entre as forças  $F_{s-i}$  e  $F_{s-f}$  ( $F_f$ ) deverá

apresentar uma inclinação moderada. Ressalta-se o elevado valor de  $F_{s-f}$  ( $F_f$ ), como mostrado na figura 21 <sup>[53]</sup>.

Após  $F_{s-f}$  ( $F_f$ ), a força diminui acentuadamente. Em ambos os casos, onde há 100% de fratura dúctil e quando o CP não se rompe completamente, o tempo necessário para atingir  $F_f$  é demasiadamente longo, uma vez que a velocidade de propagação de fratura dúctil é baixa.

Dados de testes instrumentados, realizados por Ahn e Ham <sup>[53]</sup>, que apresentaram como resultados, corpos de prova que não se romperam completamente, figura 21, e fratura inversa, figura 22, são apresentados na tabela 2.

Tabela 2: Valores de força obtidos no ensaio DWTT realizado em uma máquina instrumentada.

| <b>Modo de fratura</b> | <b><math>F_y</math> (kN)</b> | <b><math>F_{s-i}</math> (<math>F_{max}</math>) (kN)</b> | <b><math>F_f</math> (kN)</b> |
|------------------------|------------------------------|---|------------------------------|
| CP não rompeu          | 300                          | 380   | 315                          |
| Inversa                | 340                          | 380   | 305                          |

Os valores de  $F_y$ ,  $F_{max}$  e  $F_f$  foram similares entre os dois testes avaliados. No entanto, o intervalo de tempo correspondente a  $F_f$  na amostra que apresentou fratura inversa foi de cerca de 4,8 ms, ou seja, um terço menor do que aquele obtido no ensaio em que o corpo de prova não fraturado por completo, de 14 ms <sup>[53]</sup>.

Para o teste onde o CP não se rompeu completamente, figura 21, o tempo decorrido para a força atingir  $F_{max}$  (T1) foi 5,2 ms, enquanto que o tempo despendido entre  $F_{max}$  e  $F_f$  (T2) foi 8,8 ms. Por outro lado, para o ensaio cuja amostra apresentou fratura inversa, figura 22, T2 foi de 1,5 ms, ou seja, metade do T1 (3,3 ms) <sup>[53]</sup>.

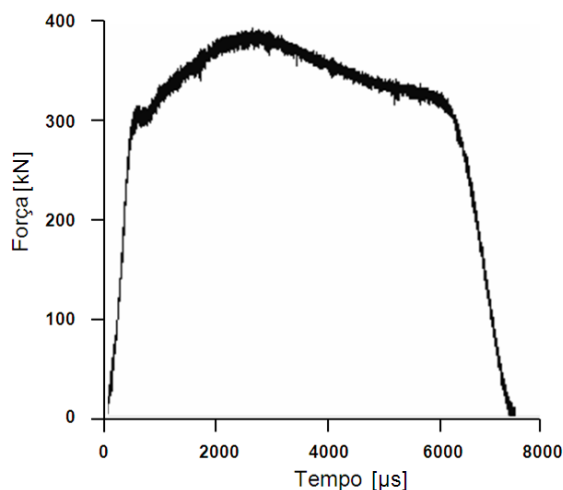


Figura 21: Curva esquemática de força x tempo para corpos de prova não fraturados completamente (adaptado) <sup>[53]</sup>.

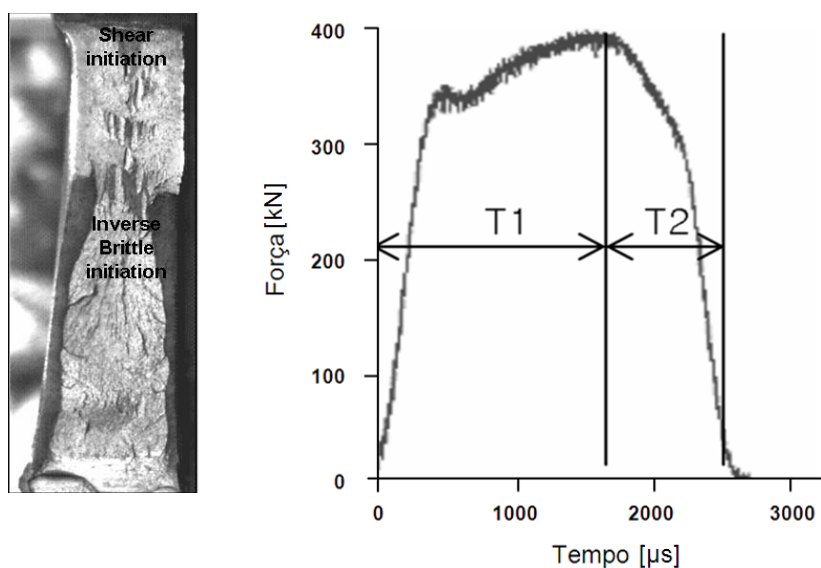


Figura 22: Superfície de fratura apresentando fratura inversa e sua respectiva curva de força x tempo (adaptado) <sup>[53]</sup>.

Ahn e Ham <sup>[53]</sup> ainda inferiram que corpos de prova, cuja iniciação da trinca ocorra por clivagem, exibem menor área de fratura inversa em DWTT, comparativamente a casos em que o modo de fratura seja 100% por cisalhamento. Além do mais, em caso de

iniciação dúctil, o material com menor energia no impacto Charpy, apresenta melhores resultados de DWTT quanto à ocorrência de fratura inversa.

### **3.9. Correlação entre a fratura inversa e as propriedades mecânicas**

Estudos sobre a deformação plástica e o comportamento de fraturas em DWTT, que utilizaram resultados de ensaios de dureza e endentação na região de impacto do martelo, permitiram correlacionar a fratura inversa com a alta energia consumida para a iniciação da trinca<sup>[55]</sup>. Nestes estudos, foi associada uma maior ocorrência de fratura inversa em ensaios DWTT, executados em CPs com entalhe prensado, com a alta energia consumida para provocar a iniciação da trinca sob o entalhe<sup>[28]</sup>. Também foi observado que a espessura na região oposta ao entalhe sofreu uma expansão lateral significativamente elevada, uma vez que o impacto do martelo provocou uma elevada deformação nesta região. Os pesquisadores<sup>[44]</sup> chegaram à conclusão que este ganho de espessura foi responsável pela redução da tenacidade em função da elevação da tensão triaxial neste local.

Embora seja geralmente aceito que a fratura inversa ocorra, principalmente, pelo encruamento provocado no impacto do martelo, existem inúmeros estudos sobre como os parâmetros do processamento termomecânico, a microestrutura do aço, as propriedades mecânicas e outras propriedades influenciam na sua ocorrência.

Sung e outros<sup>[41]</sup> verificaram que a presença de fases secundárias mais duras no aço, cuja estrutura seja formada tipicamente por ferrita acicular, influencia diretamente no comportamento da curva tensão deformação do ensaio de tração (figura 23). Nesta figura, CH1, CH2, CH3 e CH4 são chapas grossas produzidas com diferentes temperaturas finais de laminação de acabamento, sendo que as temperaturas de laminação de acabamento, as microestruturas resultantes, os resultados de propriedades de tração e os percentuais de fratura inversa obtidos a partir delas estão listados na tabela 3<sup>[41]</sup>.



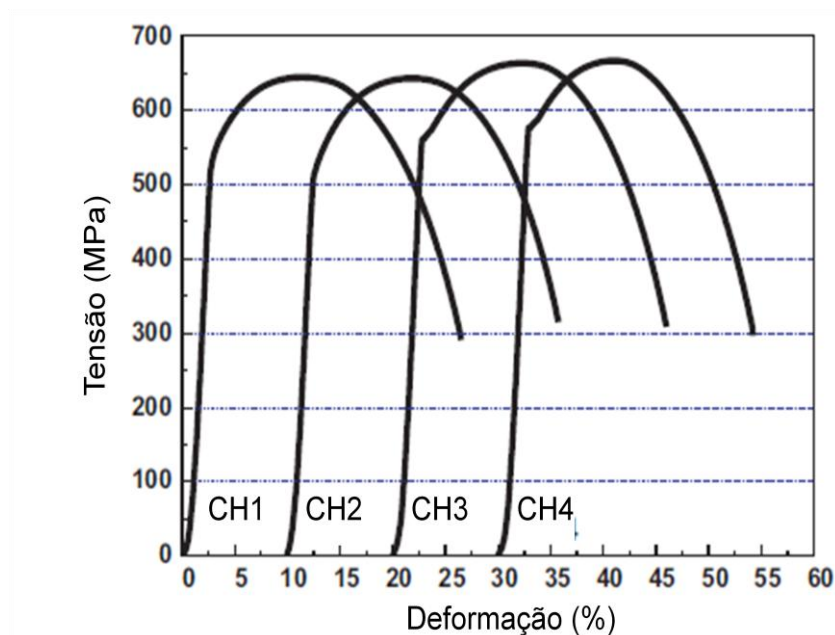


Figura 23: Curvas de tensão-deformação obtidas a partir de ensaios de tração a temperatura ambiente <sup>[41]</sup>.

O aumento da fração volumétrica de fases secundárias, ou fases cuja transformação ocorreu a baixas temperaturas, favorece o comportamento do escoamento contínuo da curva tensão-deformação e na obtenção de uma menor razão elástica, uma vez que o aumento da fração volumétrica de segunda fase promove o movimento de discordâncias nos contornos de grão entre as fases secundárias e das fases adjacentes menos duras <sup>[41]</sup>.

Tabela 3: Microestruturas obtidas, propriedades de tração à temperatura ambiente e percentuais de fratura inversa resultantes de um aço API X80, laminado em diferentes temperaturas finais de laminação de acabamento <sup>[41]</sup>.

| Chapas | T <sub>acab</sub>      | Ferrita | Bainita | Outros constituintes | LE/LR | F. Inversa (-20°C) |
|--------|------------------------|---------|---------|----------------------|-------|--------------------|
| CH1    | Ar <sub>3</sub> +140°C | 69 %    | 28 %    | 3 %                  | 83 %  | 30 %               |
| CH2    | Ar <sub>3</sub> +110°C | 73 %    | 22 %    | 4 %                  | 81 %  | 34 %               |
| CH3    | Ar <sub>3</sub> +80°C  | 85 %    | 13 %    | 2 %                  | 85 %  | 5 %                |
| CH4    | Ar <sub>3</sub> +50°C  | 88 %    | 10 %    | 2 %                  | 87 %  | 9 %                |

Chapas com menor razão elástica no teste de tração estão relacionadas com uma maior fração de fratura inversa no ensaio de DWTT. Sabe-se que a fração da área da fratura inversa eleva-se com o aumento do expoente de encruamento ( $n$ ), uma vez que o encruamento, provocado pelo impacto do martelo, afeta negativamente a tenacidade nesta região do corpo de prova <sup>[37, 41]</sup> e, conseqüentemente, leva a uma menor energia de propagação de trinca no ensaio de DWTT <sup>[41]</sup>.

O expoente de encruamento,  $n$ , atua como uma medida do aumento da densidade de discordâncias durante a deformação plástica. Geralmente, materiais com elevado valor de  $n$  apresentam baixas razões elásticas em ensaios de tração <sup>[56-58]</sup>. Para a definição do expoente de encruamento é utilizada a equação de Hollomon <sup>[56]</sup>, equação 3.

$$\sigma = K \cdot \varepsilon^n \quad (3)$$

A figura 24 (a) e (b) apresenta a relação entre o expoente de encruamento e a área de fratura inversa e a razão elástica obtida por Sung e outros <sup>[41]</sup>, conforme mostrado na tabela 3. A área de fratura inversa aumenta proporcionalmente ao expoente de encruamento, figura 24 (a), o que indica que a fração da área de fratura inversa aumenta com o encruamento da região impactada pelo martelo. Já a razão elástica, figura 24 (b), é inversamente proporcional ao expoente de encruamento. Logo, para reduzir a formação de fratura inversa, enquanto a resistência e a tenacidade permanecem elevadas, recomenda-se adotar estratégias que minimizem o efeito do encruamento provocado no impacto do martelo durante a execução do ensaio de DWTT <sup>[41]</sup>.

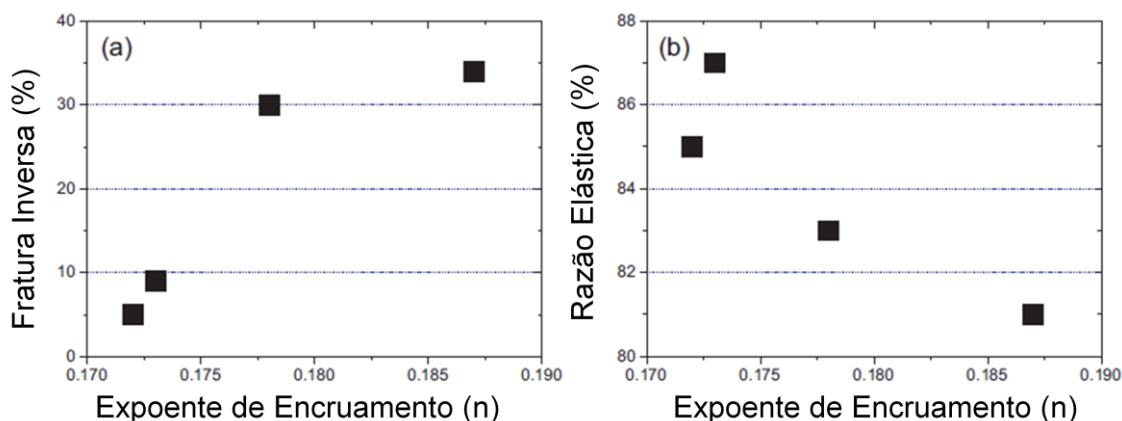


Figura 24: Relação entre expoente de encruamento na região de impacto do martelo e fração de área de fratura inversa na superfície de fratura (a) e valores de razão elástica obtidos a partir de ensaios de tração aço API X80 (b) (adaptado) <sup>[41]</sup>.

Sung e colaboradores <sup>[41]</sup> confirmaram esta relação através de uma análise do perfil de dureza, obtido por medições feitas a partir da região de impacto do martelo e ao longo do interior do CP de DWTT. A figura 25 apresenta o resultado de medidas de dureza realizada em dois CPs de DWTT, cujos coeficientes de encruamento apresentaram valores iguais a 0,187 e 0,173. Em ambos os aços, ensaiados a  $-20^{\circ}\text{C}$ , a dureza aumenta gradualmente a partir do interior em direção à região de impacto do martelo. Entretanto, a dureza no interior e na região de impacto do martelo é maior no aço que possui valor de  $n = 0,187$  do que no aço com  $n = 0,173$ . Isto confirma o maior encruamento na região de impacto do martelo no aço com menor razão elástica.

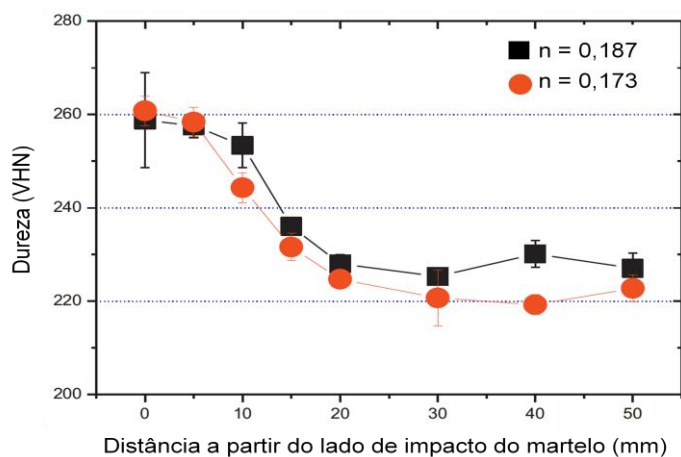


Figura 25: Dureza Vickers medida em dois CPs DWTT, fraturados a  $-20^{\circ}\text{C}$  <sup>[41]</sup>.

Microestruturas que apresentam elevada fração volumétrica de bainita superior, bainita granular, fases secundárias e grande tamanho de grão, contribuem para o aumento do expoente de encruamento e, conseqüentemente em uma maior fração de área de fratura inversa no ensaio de DWTT. O encruamento na região atingida pelo martelo é o resultado de uma pré-deformação provocada por uma compressão, o que pode afetar as propriedades da fratura em corpos de prova de DWTT. Na medida em que se aumenta a pré-deformação, há a probabilidade de fratura por clivagem aumentar em função da redução da tenacidade. Particularmente, em microestruturas de grãos grosseiros, há elevada redução da tenacidade e a fratura inversa pode ocorrer largamente na região de impacto do martelo. Além disso, nos aços com baixa densidade de discordâncias, a velocidade média de deslocamento de discordâncias aumenta rapidamente sob pesadas condições de deformação, tais como aquelas provocadas pelo impacto do martelo. Neste caso, a tensão necessária para o movimento dessas discordâncias aumenta consideravelmente, conduzindo, assim, ao aumento da fração da área de fratura inversa <sup>[37]</sup>. Dessa forma, de modo a reduzir a formação de fratura inversa, se faz necessário adotar práticas que minimizem o efeito de encruamento, provocado pelo impacto do martelo durante o ensaio de DWTT, sem que afete a resistência mecânica e a tenacidade do aço.

Do ponto de vista prático, foi observado nesse trabalho que a redução da temperatura de acabamento, principalmente quando associada a uma temperatura mais baixa de final de resfriamento acelerado, favoreceu ao aumento da razão elástica e, conseqüentemente, à redução da área de fratura inversa no ensaio DWTT.

## 4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

### 4.1. Fabricação do aço

Para este estudo, avaliou-se um aço da classe ARBL, de baixo C, microligado ao Nb, V e Ti, contendo, ainda, adições de Mn, Cu, Ni e Mo. Os limites máximos para a composição química proposta são apresentados na tabela 4. Essa composição química visou obedecer aos requerimentos da norma API 5L, para tubos com costura, de aço APIX65MSPSL2, de espessuras menores ou igual a 25,0 mm. Foram selecionadas quatro placas deste aço, produzidas em escala industrial pela Usiminas, na Aciaria da Usina Intendente Câmara, em Ipatinga, para o procedimento experimental deste estudo.

Tabela 4: Limites de aceitação para a composição química proposta para o aço utilizado, em porcentagem de massa.

| Elemento    | Teores máximos especificados |
|-------------|------------------------------|
| C           | 0,12                         |
| Mn          | 1,60                         |
| Si          | 0,45                         |
| P           | 0,025                        |
| S           | 0,015                        |
| Nb + V + Ti | 0,15*                        |
| Cu          | 0,50*                        |
| Ni          | 0,30*                        |
| Cr          | 0,50*                        |
| Mo          | 0,50*                        |
| B           | 0,001**                      |
| Ceq         | 0,43                         |
| Pcm         | 0,25                         |

\* Teores diferentes da faixa especificada devem ser previamente acordados entre fornecedor da chapa grossa e cliente.

\*\* Nenhuma adição intencional de B é permitida, a não ser que previamente acordado entre fornecedor da chapa grossa e cliente, B residual não deve exceder 0,001%.

## 4.2. Processamento do aço

### 4.2.1. Determinação das temperaturas críticas de transformação de fases

A execução correta da laminação controlada de um aço microligado requer o conhecimento prévio de suas temperaturas críticas. Elas definem as faixas de temperaturas corretas em que devem ocorrer as diversas fases da laminação controlada.

A fase de aquecimento das placas é delimitada pela temperatura de solubilização dos carbonitreto dos elementos microligantes,  $T_s$  <sup>[59-61]</sup>. Para a maioria dos aços microligados ao Nb, a temperatura mínima de reaquecimento é determinada pelos teores de Nb e C. Assim, a equação de uso corrente, para a determinação da temperatura de solubilização dos carbonetes de Nb, proposta por Irvine, conforme expressão 4 abaixo, foi utilizada como referência para estimar a  $T_s$ , em °C.

$$T_s \geq \frac{6770}{2,26 - \{\log [Nb][C]\}} \quad (4)$$

A  $T_{nr}$ , por sua vez, depende de forma complexa da composição química do aço, da temperatura de deformação e da quantidade de deformação realizada no passe. O cálculo da  $T_{nr}$  é importante para o processo de laminação controlada porque permite definir a temperatura a partir da qual deve ser realizada a laminação de acabamento na região de não recristalização da austenita. Vários investigadores têm determinado a  $T_{nr}$  dos aços microligados utilizando métodos experimentais diferentes <sup>[62]</sup>. Para este estudo, o valor de  $T_{nr}$ , em °C, foi estimado pela equação 5, proposta por Boratto <sup>[63]</sup>.

$$T_{nr} = 897 + 464C + (6445Nb - 644\sqrt{Nb}) + (732V - 230\sqrt{V}) + 890Ti + 363Al - 357Si \quad (5)$$

Para a laminação de acabamento, compreendida entre as temperaturas  $T_{nr}$  e  $A_{r3}$ , correspondente à região de temperaturas intermediárias, utilizou-se a equação de Ouchi (equação 6) para a determinação da temperatura de início de transformação da austenita em ferrita,  $A_{r3}$ , em °C. Esta temperatura pode ser estimada levando-se em conta a composição química do aço e a espessura final da chapa.

$$A_{r3} = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo + 0,35(e - 8) \quad (6)$$

onde “e” é a espessura da chapa de aço em milímetros.

Os elementos de liga também têm influência na temperatura de início de transformação martensítica ( $M_s$ ). A temperatura  $M_s$ , em °C, pode ser estimada pela equação proposta por Andrews<sup>[64]</sup>, descrita abaixo (equação 7):

$$M_s = 539 - 423C - 30,4Mn - 12,1Cr - 17,7Ni - 7,5Mo \quad (7)$$

#### 4.2.2. Laminação controlada

As quatro chapas grossas utilizadas neste estudo, convenientemente nomeadas como CG1, CG2, CG3 e CG4, foram processadas empregando a técnica de laminação controlada seguida de resfriamento acelerado.

As placas foram reaquecidas e laminadas até a temperatura de não recristalização obedecendo a uma única estratégia de laminação. Abaixo da  $T_{nr}$ , na fase de laminação de acabamento, foram adotadas duas condições distintas de resfriamento e deformação e, na etapa de resfriamento acelerado, foram empregadas duas diferentes

estratégias de resfriamento, objetivando a formação de microestruturas e propriedades mecânicas diferenciadas.

Inicialmente, elas foram reaquecidas a uma temperatura suficiente para promover a solubilização dos elementos microligantes na matriz metálica. Essa temperatura foi estimada com base no produto de solubilidade dos carbonitretos de nióbio,  $T_s$ , sendo que, para a garantia da completa solubilização, foram acrescidos 150°C a essa temperatura.

Após o aquecimento, o material foi retirado do forno e os primeiros passes da laminação foram aplicados. Nesta etapa, denominada de laminação de desbaste, a redução de espessura foi aproximadamente 40% em relação à espessura inicial da placa, 252 mm. Visou-se empregar um menor número possível de passes, utilizando-se maiores reduções por passe. Toda a redução de espessura nesta etapa ocorreu em temperaturas superiores à temperatura de não recristalização, de forma que ocorresse uma completa e homogênea recristalização da austenita.

Terminada a etapa de desbaste, as chapas foram submetidas a um tempo de espera de modo que sua temperatura, para início da laminação de acabamento, ocorresse abaixo da  $T_{nr}$ . Essa condição propicia uma deformação da austenita sem que houvesse a sua recristalização. Visou-se terminar a laminação ainda no campo austenítico.

Nessa etapa, foram adotadas duas condições distintas de temperatura de acabamento. A deformação total aplicada nesta etapa foi superior a 70%, sendo a espessura nominal final obtida de 32,45 mm. Os parâmetros do processo da laminação controlada seguem detalhados na tabela 5.

Tabela 5: Parâmetros de laminação controlada

| <b>Chapa</b> | <b><math>T_{FF}</math> (°C)</b> | <b>Redução abaixo da <math>T_{nr}</math></b> | <b><math>T_{acab}</math> (°C)</b> |
|--------------|---------------------------------|--|-----------------------------------|
| CG1          | 1100 ± 20                       | ≥ 60%  | $A_{r3} + 100$                    |
| CG2          |                                 |  | $A_{r3} + 100$                    |
| CG3          |                                 |  | $A_{r3} + 50$                     |
| CG4          |                                 |  | $A_{r3} + 50$                     |



Após a laminação, as chapas foram submetidas ao resfriamento acelerado em uma faixa de temperaturas compreendida entre  $T_{IR}$  e  $T_{FR}$ . Ao se atingir o valor de  $T_{FR}$  desejado, o resfriamento forçado foi interrompido. A partir daí, as chapas terminaram de se resfriar ao ar até a temperatura ambiente. Os parâmetros de resfriamento, adotados para as quatro estratégias de laminação adotadas, neste estudo, seguem descritas na tabela 6.

Tabela 6: Parâmetros de resfriamento acelerado

| Chapa | $T_{IR}$ (°C) | $T_{FR}$ (°C) | Taxa de resfriamento (°C/s) |
|-------|---------------|---------------|-----------------------------|
| CG1   | $A_{r3} + 50$ | $M_s - 70$    | 20                          |
| CG2   |               | $M_s - 20$    |                             |
| CG3   | $A_{r3} + 10$ | $M_s - 70$    |                             |
| CG4   |               | $M_s - 20$    |                             |

Esta condição de processamento teve, por objetivo, obter chapas com propriedades mecânicas que atendessem ao grau X65MSPSL2 da norma API 5L.

### 4.3. Ensaios mecânicos e caracterização microestrutural

#### 4.3.1. Amostragem e planejamento dos ensaios

Foram retiradas amostras em todas as quatro chapas para a realização de ensaios mecânicos e caracterização microestrutural.

Em cada chapa foram retiradas 9 amostras, com dimensão de 600 mm de comprimento e largura igual a 500 mm, conforme ilustração mostrada na figura 26. Estas amostras foram extraídas da região do topo da chapa, ou seja, região correspondente ao ponto inicial de laminação da placa.

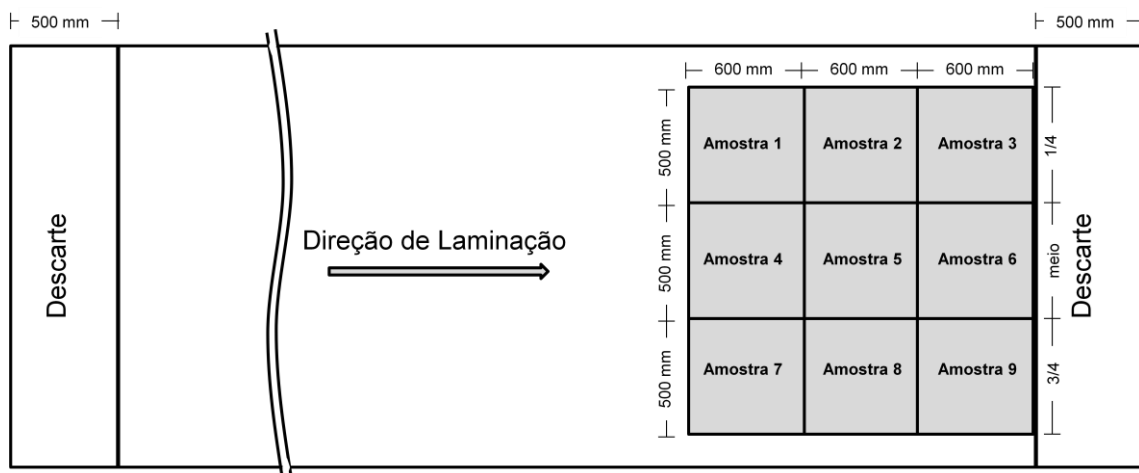


Figura 26: Representação esquemática de uma chapa grossa apresentando o posicionamento da amostragem para ensaios mecânicos e exames metalográficos.

Na região correspondente ao  $\frac{1}{2}$  da largura da chapa, foram extraídos corpos de prova, CPs, para os ensaios de tração; a  $\frac{1}{4}$  da largura da chapa, para os ensaios de DWTT e a  $\frac{3}{4}$  da largura, para avaliação metalográfica, e corpos de prova para ensaios de dureza e de impacto Charpy.

#### 4.3.2. Ensaio de tração

Para este estudo, foram utilizados corpos de prova para os ensaios de tração com seção transversal retangular e cilíndrica. Os croquis associados a estes dois tipos de corpo de prova, bem como as suas dimensões, são apresentadas na figura 27 e na tabela 7.

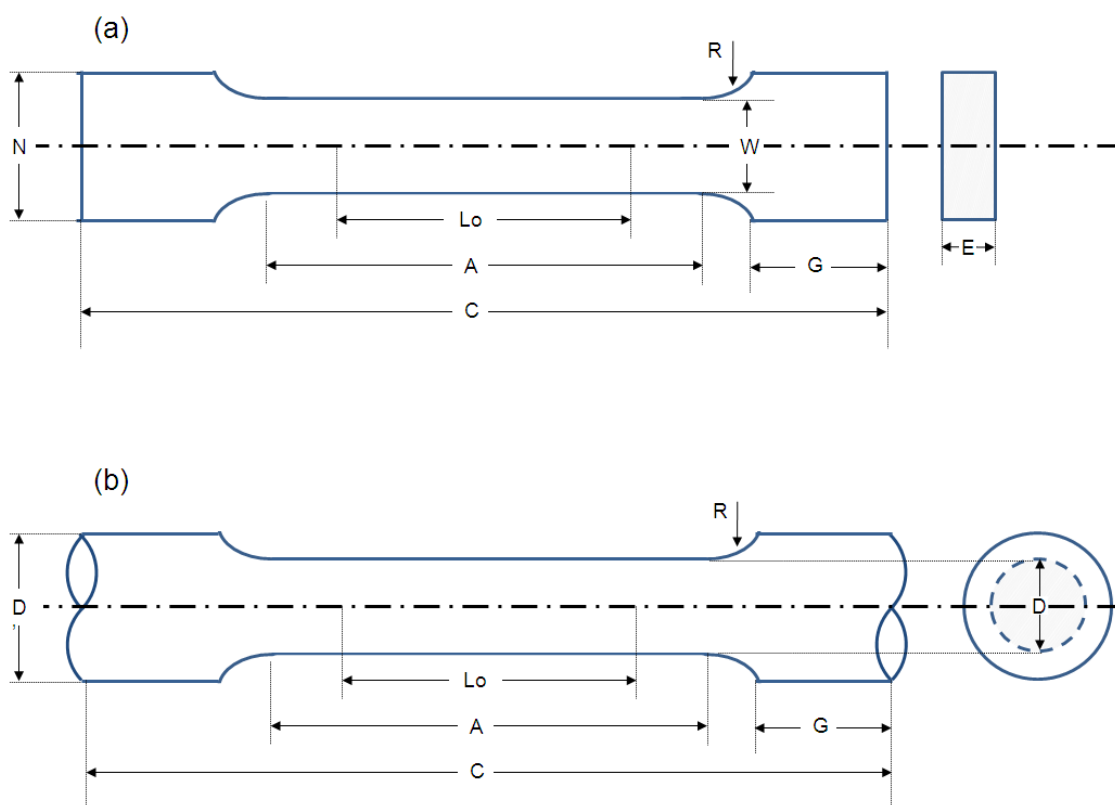


Figura 27: Representação esquemática de um corpo de prova do ensaio de tração (a) CP retangular e, (b) CP cilíndrico.

Tabela 7: Dimensões e tolerâncias do corpo de prova do ensaio de tração (mm)

| Seção      | $L_0$               | A           | C             | W                 | D                   | R           | N            | G             | E     |
|------------|---------------------|-------------|---------------|-------------------|---------------------|-------------|--------------|---------------|-------|
| Retangular | 50,80<br>$\pm 0,13$ | $\geq 57,2$ | $\approx 450$ | 38,1<br>$\pm 1,9$ | -                   | $\geq 25,4$ | $\approx 50$ | $\approx 110$ | 32,45 |
| Circular   | 50,00<br>$\pm 0,10$ | $\geq 57,2$ | $\approx 280$ | -                 | 12,70<br>$\pm 0,25$ | $\geq 9,5$  | -            | $\approx 90$  | -     |

A determinação da resistência mecânica do aço foi realizada através de ensaios de tração, orientados na direção transversal à direção de laminação das chapas grossas. Os corpos de prova foram retirados da posição correspondente ao meio da largura das CGs, conforme determinado pela especificação API 5L <sup>[65]</sup>. Os CPs foram usinados com seção retangular, figura 27 (a), empregando-se uma base de medida igual 50,8 mm (2"). A tensão de escoamento foi determinada em uma máquina Instron, de 120

toneladas de capacidade com uso de um extensômetro automático, como sendo aquela correspondente à carga obtida para 0,5% de deformação do CP. Os resultados de LE, LR, ALO e LE/LR foram obtidos pela média aritmética dos valores encontrados em quatro CPs testados em cada chapa. Os ensaios foram conduzidos de acordo a norma ASTM A370 <sup>[66]</sup>.

Para a determinação do coeficiente de encruamento,  $n$ , foi empregado um conjunto de três corpos de prova, de seção transversal cilíndrica, figura 27 (b), para cada uma das quatro chapas utilizadas, referentes a cada condição de processamento termomecânico. Os CPs foram retirados em uma posição correspondente ao meio da largura das chapas, sendo que o eixo longitudinal correspondeu à direção transversal de laminação. Tanto a preparação dos CPs quanto a execução dos ensaios foram conduzidos de acordo a norma ASTM A370 <sup>[66]</sup>. A tensão de escoamento foi determinada, com o uso de um extensômetro automático, como sendo aquela correspondente à carga obtida para 0,5% de deformação do CP. Entretanto, como as amostras exibiram patamar de escoamento definido, o expoente de encruamento foi determinado a partir de um valor de alongamento superior ao patamar de escoamento até o alongamento uniforme. Uma vez selecionado esse intervalo, o valor de  $n$  foi determinado a partir da linearização da equação de Holomon <sup>[56]</sup> (equação 3).

#### 4.3.3. Ensaio de impacto Charpy

Os corpos de prova para ensaio de impacto Charpy foram retirados na direção transversal ao sentido de laminação das chapas, conforme especificado pela norma ASTM A370 <sup>[66]</sup>, e na posição correspondente a  $\frac{1}{4}$  da largura das chapas, conforme requerimentos da API 5L <sup>[65]</sup>.

Os CPs foram confeccionados nas dimensões de 10 x 10 x 55 mm, com entalhe em V perpendicular ao plano de laminação e profundidade de 2 mm. A execução dos ensaios seguiu a orientação da norma ASTM E23 <sup>[67]</sup>. As dimensões do entalhe em V, de todos os CPs, foram verificadas em um projetor de perfil.

O resfriamento dos CPs foi realizado pela imersão total em álcool etílico resfriado com nitrogênio líquido. A temperatura foi controlada por meio de um termômetro digital de contato. Conforme estabelece a norma ASTM E23 <sup>[67]</sup>, foi feito também um rígido controle do tempo de imersão.

Os ensaios foram realizados em uma máquina Zwick, série 191503, com capacidade de 750 J, nas temperaturas de -130, -100, -60, -40, -20 e 0°C para a obtenção da curva de transição dúctil-frágil. Os valores de energia absorvida foram calculados pela média aritmética dos valores encontrados em um conjunto de ensaio composto por 3 CPs.

#### 4.3.4. Ensaio DWTT

O DWTT foi realizado em uma máquina de teste devidamente instrumentada e automatizada, do fabricante Qualitest, com capacidade máxima de energia de 100 kJ, recém adquirida pela Usiminas e que ainda se encontrava em fase de testes. Durante a execução dos ensaios, tentou-se registrar a energia envolvida, sendo que, em alguns casos, esse parâmetro não foi medido. Motivo pelo qual não será feita uma abordagem sobre a absorção de energia em DWTT neste estudo.

Para cada uma das quatro chapas utilizadas, referentes a cada condição de processamento termomecânico, foram retirados seis conjuntos de corpos de prova na direção transversal ao sentido de laminação, sendo três na condição *full-size* e três na condição *sub-size*. Cada conjunto foi composto por um par de corpos de prova.

Tanto a preparação dos corpos de prova, quanto a execução dos ensaios DWTT, foram realizados de forma equivalente ao especificado para tubos, conforme requerimentos da especificação API RP 5L3 <sup>[25]</sup>.

Os CPs do tipo *full-size*, foram confeccionados com largura igual a 76,2 mm ( $\pm 3$  mm) e comprimento igual 305 mm ( $\pm 19$  mm). A espessura do corpo de prova foi igual à espessura da chapa laminada, isto é, 32,45 mm. Os CPs do tipo *sub-size*, foram usinados com largura igual a 76,2 mm ( $\pm 3$  mm) e comprimento igual 305 mm ( $\pm 19$  mm). A espessura do corpo de prova foi reduzida a 19,0 mm com a usinagem de ambas as superfícies.

Todos os testes foram realizados utilizando-se CPs com entalhe do tipo prensado, em formato V, com profundidade de 5,1 mm ( $\pm 0,51$  mm) e com ângulo entre as faces igual à 45° ( $\pm 2^\circ$ ). O raio do entalhe prensado permaneceu entre os limites de 0,013 e 0,025 mm. O entalhe do corpo de prova, para simular uma trinca real, foi feito por pressão, por meio de uma ferramenta adequada, e não por usinagem.

Os ensaios dos corpos de prova *full-size* foram realizados às temperaturas de -60°C, -40°C e -20°C. Para os CPs *sub-size*, os valores de temperatura de ensaio foram reduzidos em 17°C em relação às temperaturas empregadas nos ensaios dos CPs *full-size*, conforme os requisitos estabelecidos na especificação API RP 5L3 [25].

O resfriamento dos CPs foi realizado pela imersão total em álcool etílico resfriado com nitrogênio líquido. A temperatura foi controlada por meio de um termômetro digital de contato. Conforme estabelece a norma ASTM E23 [67], foi feito, também, um rígido controle do tempo de imersão. A variação de temperatura na câmara fria não ultrapassou a tolerância de  $\pm 1^\circ\text{C}$ .

Após a permanência na câmara fria, de no mínimo 40 minutos, os corpos de prova foram retirados, com o auxílio de um braço mecânico, posicionados na máquina de teste e então fraturados.

Em cada uma das temperaturas ensaiadas, o percentual de fratura dúctil, observado na superfície do corpo de prova, foi calculado utilizando a equação 8, tomando-se como referência a figura 28.

$$\% \text{ Fratura Dúctil} = \frac{(71 - 2t)t - (\frac{3}{4})(ab + a'b')}{(71 - 2t)t} \times 100 \quad (8)$$

Sendo:

- t: distância a ser desconsiderada na avaliação, em milímetros. Para corpos de prova com espessuras menores ou igual a 19,0 mm, t = espessura do CP. Para corpos de prova com espessuras superiores a 19,0 mm, t = 19 mm.
- a: largura da área de clivagem na linha a “t” de distância do entalhe, em milímetros.
- b: comprimento da área de clivagem a partir da linha a “t” de distância do entalhe, em milímetros.

Analogamente, as dimensões  $a'$  e  $b'$  mostradas na figura 28 referem-se à região de fratura inversa.

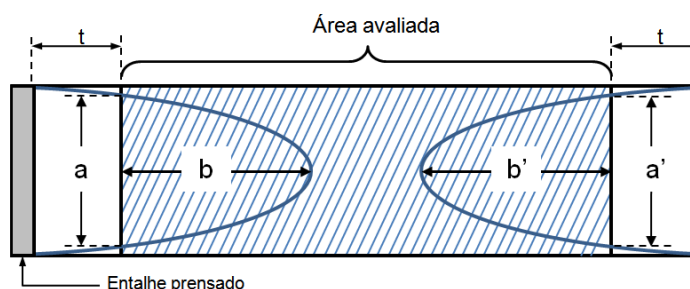


Figura 28: Representação esquemática da área de fratura do CP de DWTT a ser avaliada.

Também foi calculado o índice de expansão lateral de cada corpo de prova, provocado pelo impacto do martelo. Este parâmetro foi medido manualmente em todos os corpos de prova, com a utilização de um paquímetro digital, no ponto de máxima expansão, na região impactada pelo martelo. Os valores obtidos foram relacionados com a temperatura de ensaio.

#### 4.3.5. Ensaio de dureza

Os ensaios de dureza, em escala Vickers, foram realizados em corpos de prova preparados conforme norma NBR NM ISO 6507 [68-70]. As medições de dureza foram realizadas com carga de 10 kgf (HV10) ao longo da espessura das chapas grossas, em posições correspondentes a  $\frac{1}{4}$ , centro e  $\frac{3}{4}$  da espessura. Os ensaios foram conduzidos em conformidade com a norma ASTM E92 [71].

O procedimento de medição da dureza foi realizado por um durômetro, identificado por DUR. 034, de marca Future-Tech Corp, série FLC0031V, modelo FLC-50VX, utilizando um penetrador Vickers (piramidal de diamante).

#### 4.3.6. Caracterização metalográfica

A caracterização microestrutural do aço foi realizada por análises metalográficas utilizando as técnicas por microscopia ótica (MO) e por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Os corpos de prova foram retirados da posição equivalente a  $\frac{1}{4}$  da largura da chapa, em seções longitudinais em relação à direção de laminação. Os equipamentos utilizados foram o microscópio ótico (MO) Zeiss, modelo Axio Imager A1M, e o microscópio eletrônico de varredura (MEV) Zeiss, modelo EVO-50. Com estas análises foi possível:

- determinar tipo, classificação e distribuição das inclusões não-metálicas presentes no aço, de acordo com a Carta Padrão I da norma ASTM E45 <sup>[72]</sup>; as seções das amostras foram polidas e observadas ao microscópio ótico.
- determinar os constituintes microestruturais presentes e suas frações volumétricas. Para tal propósito, as amostras foram submetidas a ataque químico com nital 4%.



## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1. Fabricação do aço

Na tabela 8 são apresentados os resultados obtidos na análise química de panela realizada na corrida que originou as placas de aço utilizadas neste estudo.

Percebe-se que os teores obtidos na análise de panela encontravam-se dentro da faixa de composição química visada para a corrida, conforme apresentada na tabela 4.

Em relação à composição química especificada, a norma API cita que deve haver um acordo deste requisito entre fabricante da chapa grossa e cliente quando o projeto do tubo prevê uma espessura de parede superior a 25,0 mm. Neste caso específico, embora não tenha havido um acordo formal, devido ao fato dessas chapas destinarem-se a um estudo acadêmico, pode-se considerar que a composição química acordada deveria atender à especificação definida para espessuras menores ou igual a 25,0 mm, ou seja, contemplando os requisitos definidos pela API 5L <sup>[65]</sup>, estabelecidos para o grau APIX65MSPSL2.

Tabela 8: Resultados de composição química obtidos na análise de panela da corrida (% em peso).

| Elemento          | Teor    |
|-------------------|---------|
| C                 | 0,021   |
| Mn                | 1,22    |
| Si                | 0,27    |
| P                 | 0,008   |
| S                 | 0,0010  |
| Al                | 0,033   |
| Nb + V + Ti       | ≤ 0,070 |
| Cu + Ni + Cr + Mo | ≤ 0,60  |
| B                 | 0,0005  |
| Ceq               | 0,28    |
| Pcm               | 0,13    |

Ainda em relação à composição química, a norma API especifica que, para o grau APIX65MSPSL2, os valores de carbono equivalente, definidos pelas equações 9 e 10, sejam, respectivamente, de no máximo 0,25 e 0,43. Assim, com base na composição química obtida, os valores desses parâmetros também atenderam ao solicitado pela norma.

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{(Mn+Cr+Cu)}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B. \quad (9)$$

$$IIW = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Cr + Ni)}{15} \quad (10)$$

## 5.2. Processamento do aço

Na etapa de reaquecimento, não houve variação entre os valores da temperatura visada e obtida, sendo que cada chapa, denominadas CG1, CG2, CG3 e CG4, foram reaquecidas a 1100°C por um tempo mínimo de 250 minutos. Este tempo foi estabelecido obedecendo ao padrão de operação da linha de Laminação de Chapas Grossas da Usiminas.

Ao final da etapa de desbaste, as chapas foram submetidas a um tempo de espera de modo que sua temperatura, para início da laminação de acabamento, ocorresse abaixo da  $T_{nr}$ . Na tabela 9 são mostradas as temperaturas de início de laminação de acabamento, verificando que somente as relativas às chapas CG3 e CG4 foram menores que a  $T_{nr}$  do aço, 855°C. No entanto, pode-se verificar que o módulo da variação relativa entre a temperatura de não recristalização e a temperatura de início de acabamento foi inferior a 5%, podendo considerar que a etapa de acabamento iniciou-se na  $T_{nr}$  do aço.

Para as chapas CG1 e CG2, visou-se terminar a laminação à temperatura  $A_{r3} + 100^\circ\text{C}$ , 890°C e, para CG3 e CG4, a  $A_{r3} + 50^\circ\text{C}$ , 840°C. Comparando valores de temperatura de acabamento obtidos e o valor da  $T_{nr}$ , nota-se que, efetivamente, o processo de

laminação controlada somente foi efetuado para as chapas CG3 e CG4, uma vez que suas temperaturas de início de acabamento foram inferiores à  $T_{nr}$ . Verifica-se, ainda, pela tabela 9, que os valores obtidos para as chapas CG1, CG2 e CG3 foram ligeiramente superiores ao visado, enquanto que o da CG4 foi inferior. No entanto, vale ressaltar que todos eles encontravam-se acima da  $A_{r3}$  do aço, 790°C.

Tabela 9: Valores de temperatura de acabamento e o módulo da variação entre temperatura de não recristalização e temperatura de acabamento obtida.

| Chapa | $T_{acab}$<br>visada (°C) | $T_{acab}$<br>obtida (°C) | $\left  \frac{T_{nr} - T_{acab}}{T_{nr}} \right $ |
|-------|---------------------------|---------------------------|---|
| CG1   | 890                       | 894                       | 4,6 %   |
| CG2   | 890                       | 894                       | 4,6 %   |
| CG3   | 840                       | 844                       | 1,3 %   |
| CG4   | 840                       | 835                       | 2,3 %   |

A temperatura de início de resfriamento acelerado para as chapas CG1 e CG2 foi visada em  $A_{r3} + 50^\circ\text{C}$  e, para CG3 e CG4,  $A_{r3} + 10^\circ\text{C}$ , sendo, respectivamente, 840 e 800°C. Já a temperatura de final de resfriamento foi definida levando-se em consideração a  $M_s$ . Neste caso, a  $T_{FR}$  foi programada para  $M_s - 70^\circ\text{C}$ , para CG1 e CG3 e,  $M_s - 20^\circ\text{C}$ , para CG2 e CG4, o que correspondeu às temperaturas de 420 e 470°C, respectivamente. Verifica-se na tabela 10 que os valores obtidos de  $T_{IR}$  e  $T_{FR}$  de todas as chapas foram muito próximos aos visados. As taxas de resfriamento empregadas em cada chapa também foram muito próximas daquela visada, de 20°C/s.

O valor de  $T_{FR}$  também foi variado, definido em função da temperatura de  $M_s$  do material. Essa temperatura foi de  $M_s - 20^\circ\text{C}$ , 470°C, para CG1 e CG3 e,  $M_s - 70^\circ\text{C}$ , 420°C, para CG2 e CG4.

Tabela 10: Valores de temperaturas de início e final de resfriamento visada e obtida.

| Chapa | $T_{IR}$ visado | $T_{IR}$ obtido | $T_{FR}$ visado | $T_{FR}$ obtido | Taxa de resfriamento ( $^{\circ}C/s$ ) |
|-------|-----------------|-----------------|-----------------|-----------------|--|
| CG1   | 840             | 837             | 420             | 423             | 21                                     |
| CG2   | 840             | 831             | 470             | 467             | 21                                     |
| CG3   | 800             | 797             | 420             | 422             | 23                                     |
| CG4   | 800             | 790             | 470             | 470             | 22                                     |

A figura 29 representa, esquematicamente, a estratégia de laminação controlada, bem como as temperaturas críticas, estimadas com base na composição química do aço utilizado neste estudo.

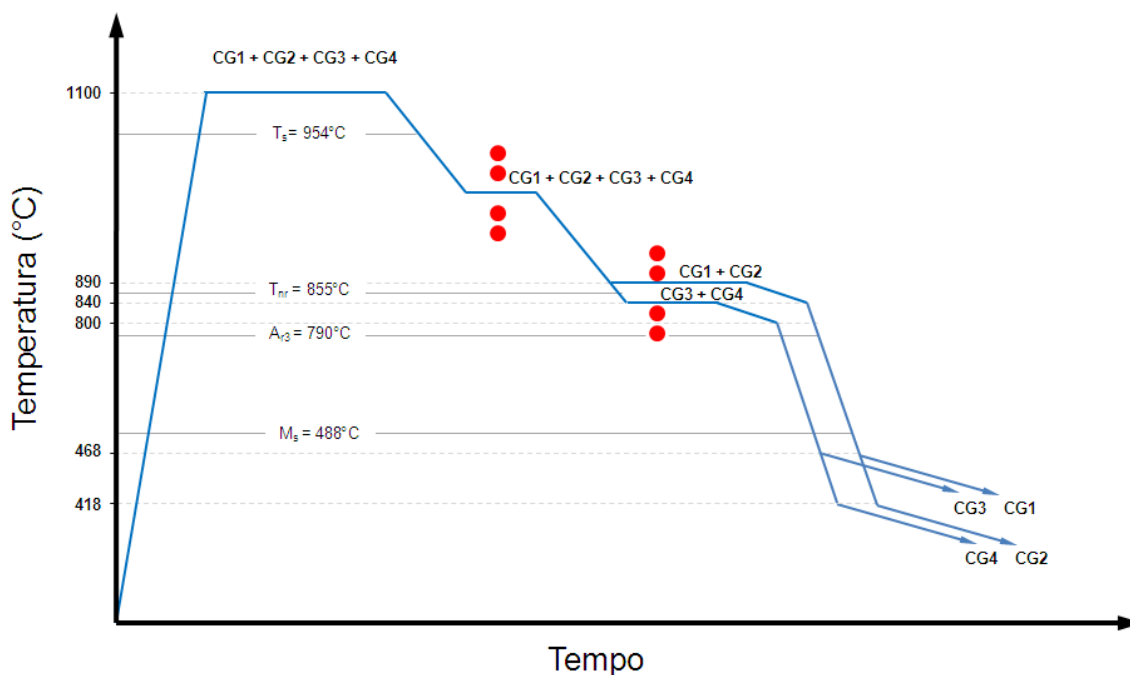


Figura 29: Representação esquemática da laminação empregada neste estudo.

Além do controle das temperaturas durante o processo de laminação, sua evolução também é uma das principais variáveis considerando, sobretudo, o resfriamento acelerado após a laminação. Dessa forma, durante o processamento das chapas, o

controle da evolução da temperatura do material processado, foi mensurado por meio de termografia. Assim, pirômetros de infravermelho, localizados na entrada e na saída do sistema de resfriamento, foram utilizados para medir as temperaturas de início e final do resfriamento, devendo, pois, serem coerentes com as estabelecidas no processamento do aço. A figura 30 apresenta a imagem termográfica da chapa CG1, obtida após o resfriamento acelerado, cujos parâmetros de controle são:

- TU: diferença entre a temperatura máxima na borda e a temperatura estabilizada na direção da largura da chapa;
- TL: diferença entre a temperatura mínima na borda e a temperatura estabilizada na direção da largura da chapa;
- $\Delta W$ : variação total de temperatura na direção da largura, conforme equação 11;

$$\Delta W = |TU| + |TL| \quad (11)$$

- $\Delta L$ : variação da temperatura na direção do comprimento.
- DS e DW: designações utilizadas para identificar cada uma das bordas longitudinais do material laminado levando-se em conta uma referência de posicionamento da chapa na linha de laminação de chapas grossas. Desta forma, WS é o lado da linha onde estão localizados os púlpitos de operação da laminação e DS, o lado da linha onde estão localizados os acionamentos mecânicos e elétricos dos equipamentos da laminação.
- CT: centro da chapa na direção do comprimento.

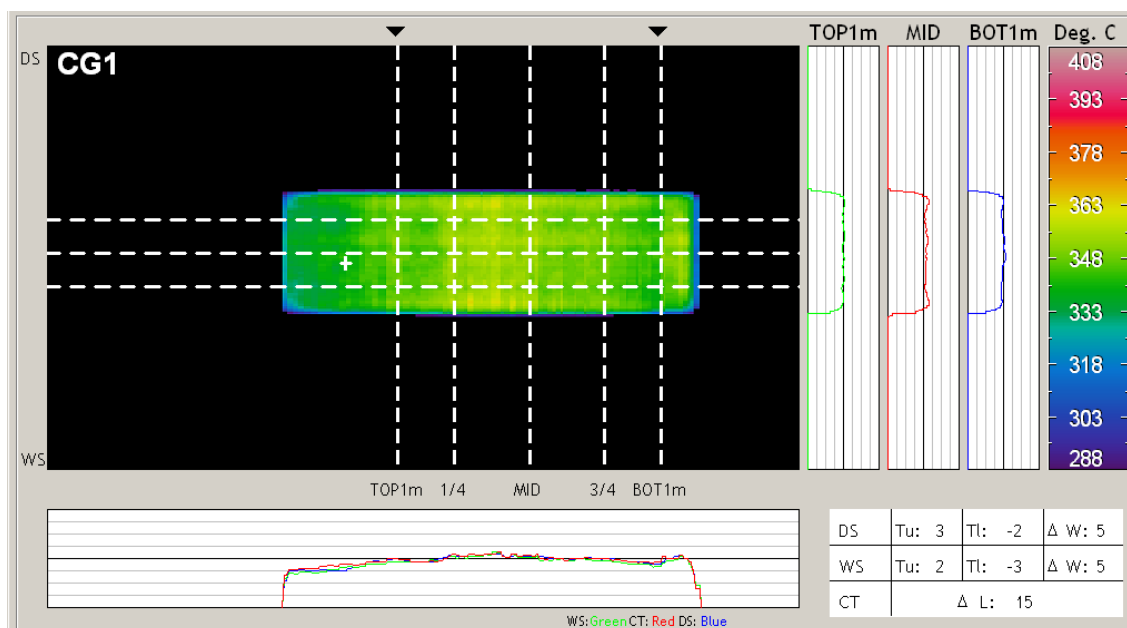


Figura 30: Imagem termográfica da chapa CG1, obtida após o resfriamento acelerado.

Como pode ser observado na tabela 11, através das temperaturas de referência para o controle do processo, obtidas pela técnica de pirometria, verificou-se que as chapas laminadas apresentaram uma boa distribuição térmica devido à baixa variação de temperatura verificada na superfície do material laminado, após o término do resfriamento acelerado, o que demonstra positivamente a estabilidade do processo de laminação controlada e resfriamento acelerado. Esta estabilidade, por sua vez, foi confirmada pelas pequenas dispersões verificadas entre as temperaturas visadas e obtidas ao longo do processo de laminação.

Tabela 11: Parâmetros de processo de resfriamento acelerado, obtidos por pirometria.

| Parâmetros | DS |    |            | WS |    |            | CT         |
|------------|----|----|------------|----|----|------------|------------|
|            | TU | TL | $\Delta W$ | TU | TL | $\Delta W$ | $\Delta L$ |
| CG1        | 3  | -2 | 5          | 2  | -3 | 5          | 15         |
| CG2        | 2  | -2 | 4          | 3  | -2 | 5          | 13         |
| CG3        | 3  | -2 | 5          | 3  | 0  | 3          | 14         |
| CG4        | 4  | -2 | 6          | 1  | -1 | 2          | 14         |

### 5.3. Caracterização microestrutural e ensaios mecânicos

#### 5.3.1. Análise de inclusões não metálicas

Na figura 31 é visto o aspecto das inclusões nas chapas, verificando a presença de óxidos globulares e de alumina distribuídos aleatoriamente na matriz metálica.

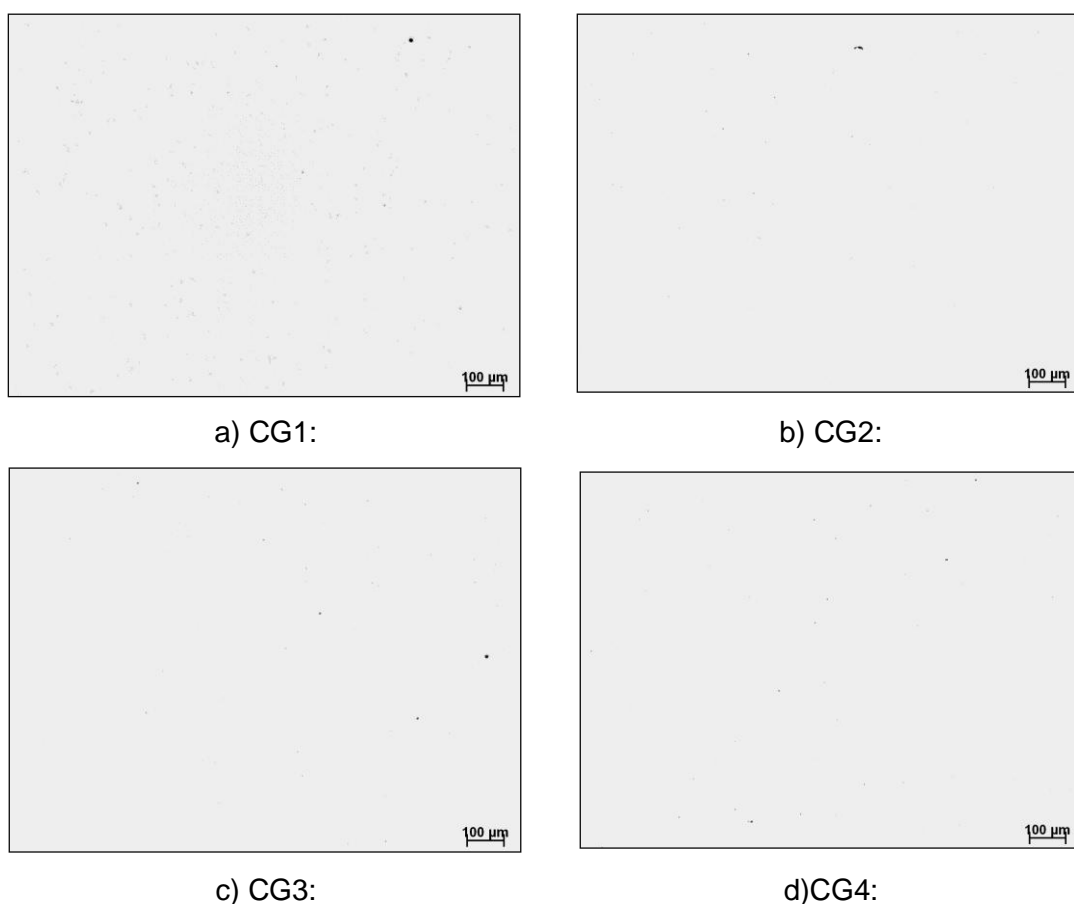


Figura 31: Aspecto das inclusões não metálicas, fotografadas em regiões típicas em amostras retiradas nas chapas CG1, CG2, CG3 e CG4, com ampliação de 100X, MO, sem ataque.

As classificações da quantidade e da distribuição dos diferentes tipos de inclusões não-metálicas presentes nas chapas, realizada com base na carta-padrão I da norma ASTM E45, são apresentadas na tabela 12. Baseando-se nessa norma pode-se afirmar que o aço exibiu um elevado nível de limpeza, portanto, considerado como

apropriado para aços com requisitos de elevada tenacidade, uma vez que, não se verificaram alinhamentos de aluminatos e/ou óxidos globulares e nem inclusões alongadas de sulfetos.

Tabela 12: Resultados das classificações de inclusões segundo a carta padrão I da norma ASTM E45.

| Chapa | Classificação das Inclusões |      |   |      | Distribuição |
|-------|-----------------------------|------|---|------|--------------|
|       | A                           | B    | C | D    |              |
| CG1   | -                           | 0,5F | - | 0,5F | Regular      |
| CG2   | -                           | 0,5F | - | 0,5F | Regular      |
| CG3   | -                           | 0,5F | - | 0,5F | Regular      |
| CG4   | -                           | 0,5F | - | 0,5F | Regular      |

Legenda: A: sulfeto; B: aluminato; C: silicato e D: óxidos globulares

### 5.3.2. Caracterização microestrutural

Na figura 32 são mostrados os aspectos da microestrutura das chapas a  $\frac{1}{4}$  e no centro da espessura. A microestrutura das amostras foi muito similar, formada predominantemente por ferrita, sem se observar claramente a presença de uma segunda fase. Destaca-se, ainda, a ausência de segregação central nas chapas.

Essa microestrutura predominante ferrítica foi, em sua maior parte, formada por ferrita poligonal, sendo que, também, é provável que possa haver, ainda, uma pequena fração de ferrita massiva. Essa possibilidade refere-se ao fato de que alguns grãos de ferrita exibiram contornos com aspecto irregular e ondulado. Por essas características, esses grãos de ferrita podem ser classificados como massiva ou do tipo quasi-poligonal. Esse tipo de ferrita ocorre em aços com teores baixo ou ultra baixo carbono, quando submetidos a taxas moderadamente elevadas de resfriamento <sup>[73]</sup>. Todavia, para se confirmar a presença da ferrita massiva na microestrutura avaliada, seria necessário um aprofundamento das análises, o que não foi feito devido a falta de recursos laboratoriais.



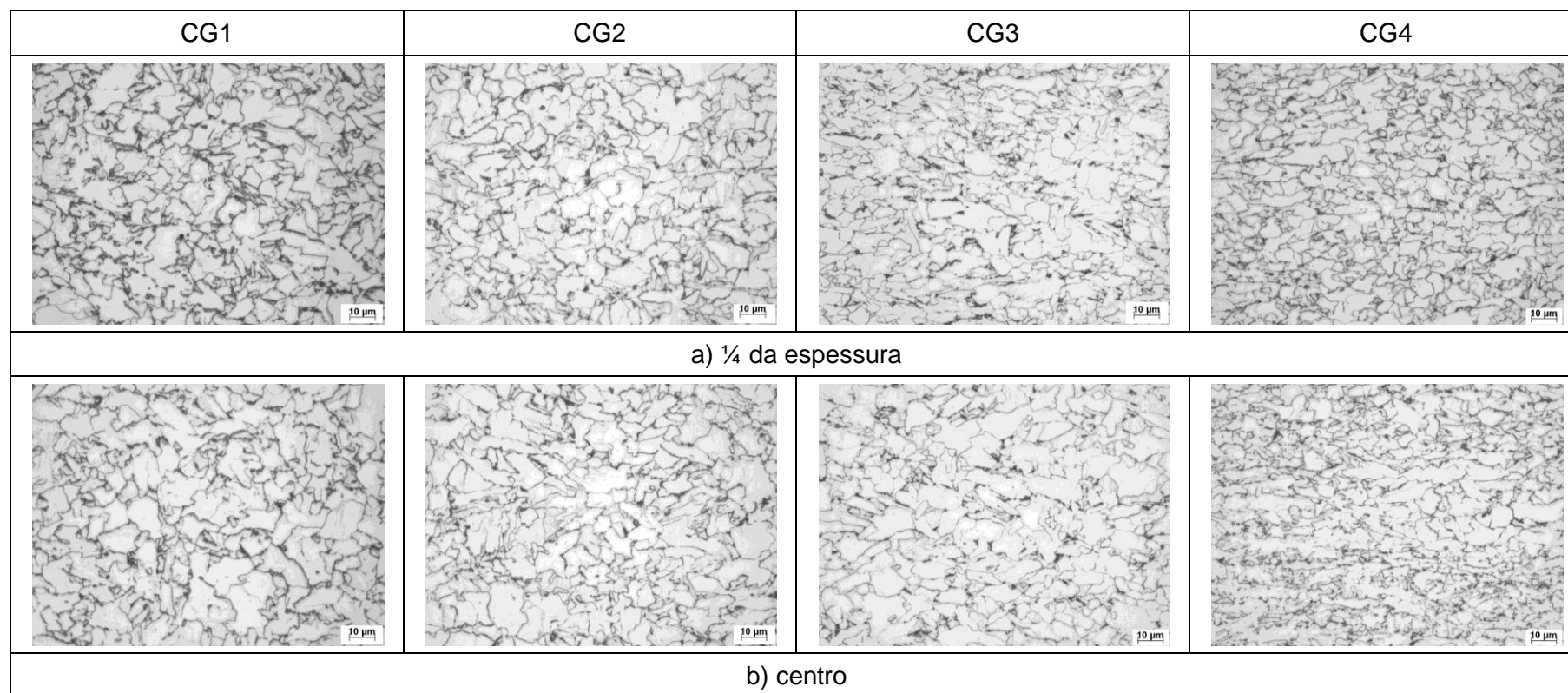


Figura 32: Aspectos da microestrutura das chapas a ¼ e no centro da espessura da chapas observados ao microscópio ótico. Ataque nital 4%. Aumento: 1000x.

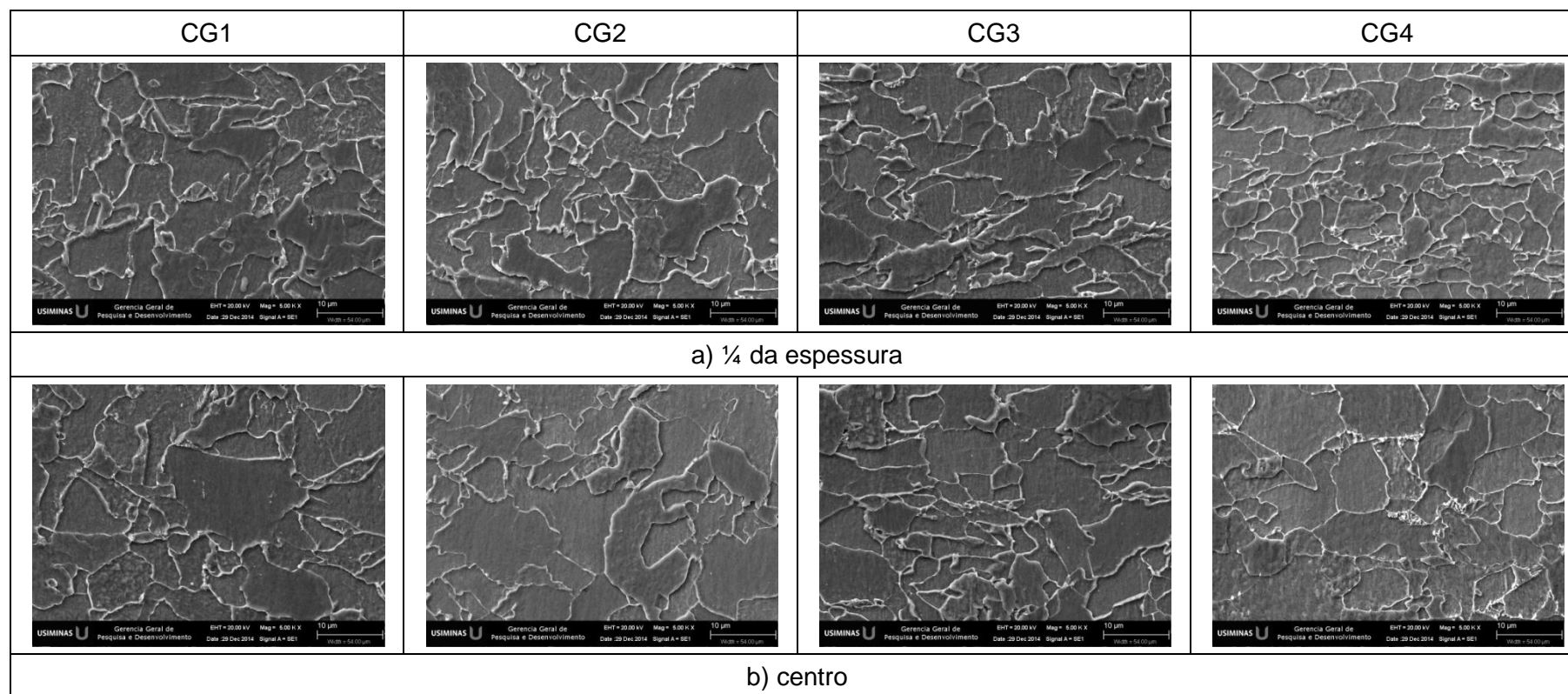


Figura 33: Aspectos da microestrutura das chapas a ¼ e no centro da espessura da chapas observados ao microscópio eletrônico de varredura. Ataque nital 4%. Aumento: 5000x.

Pelo exposto acima, pode-se afirmar que as alterações de processamento das chapas não tiveram influência significativa em sua microestrutura, considerando as análises realizadas.

#### 5.4. Ensaio de dureza

A tabela 13 apresenta os resultados das medições de dureza Vickers, realizadas com carga de 10 kgf ( $HV_{10}$ ), a  $\frac{1}{4}$ , centro e  $\frac{3}{4}$  da espessura das chapas.

Tabela 13: Resultados dos ensaios de dureza Vickers HV10 em posições ao longo da espessura

| Chapa | 1/4 da espessura | Centro da espessura | 3/4 da espessura | Média | Desvio padrão |
|-------|------------------|---------------------|------------------|-------|---------------|
| CG1   | 164              | 158                 | 165              | 162   | 4             |
| CG2   | 162              | 157                 | 162              | 160   | 3             |
| CG3   | 163              | 161                 | 163              | 162   | 1             |
| CG4   | 161              | 155                 | 158              | 158   | 3             |

A figura 34 mostra a variação da dureza ao longo da espessura de chapa. Conforme pode ser observado, nesta figura, e na tabela 13, os valores de dureza das chapas não sofreram modificações significativas com as diferentes estratégias de laminação controlada e resfriamento acelerado adotadas neste estudo. Esse resultado é confirmado pela homogeneidade microestrutural observada ao longo da espessura das chapas.

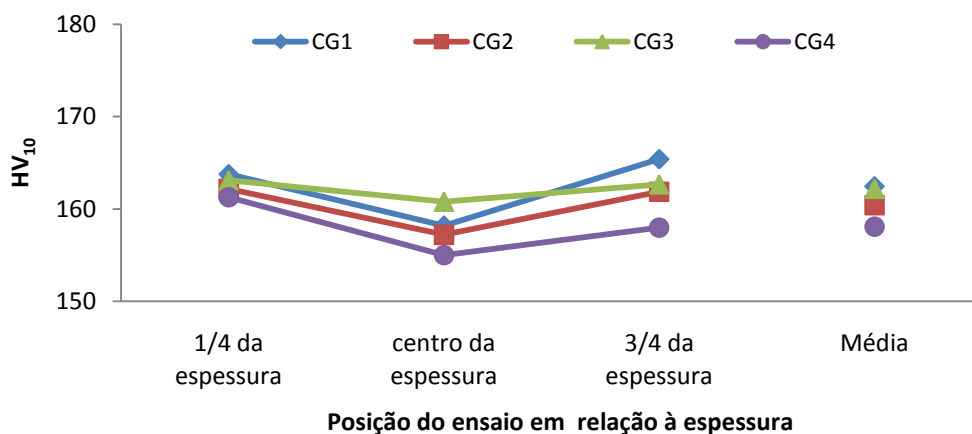


Figura 34: Variação da dureza Vickers ao longo da espessura das chapas

### 5.5. Ensaio de tração

Independentemente das estratégias de laminação e resfriamento acelerado, todas as curvas tensão-deformação, de cada uma das quatro chapas utilizadas neste estudo, foram similares e apresentaram patamar de escoamento bem definido. A figura 35 mostra curva obtida nos testes de tração realizados na chapa CG1. Os resultados de LE, LR, Alo e LE/LR, apresentados na tabela 14, são os valores médios obtidos de quatro CPs testados de cada chapa grossa.

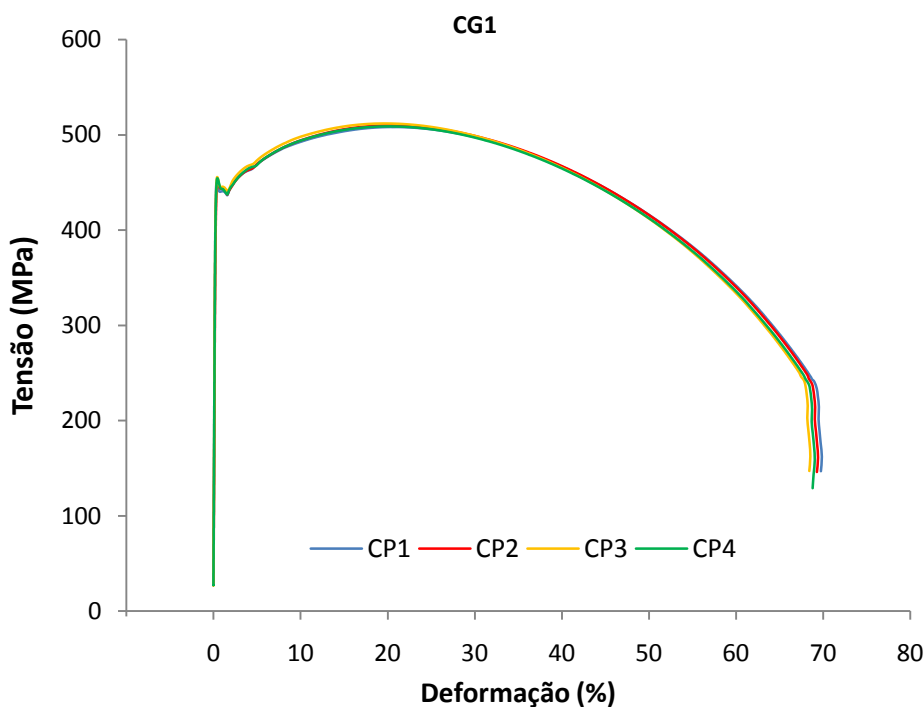


Figura 35: Curva de tensão-deformação correspondente aos ensaios de tração realizado em 4 CPs preparados a partir da chapa CG1.

Tabela 14: Resultados (média e desvio padrão) de propriedades mecânicas, em tração, das chapas CG1, CG2, CG3 e CG4.

| Propriedade    | CG1       |          | CG2       |          | CG3       |          | CG4       |          |
|----------------|-----------|----------|-----------|----------|-----------|----------|-----------|----------|
|                | $\bar{X}$ | $\sigma$ | $\bar{X}$ | $\sigma$ | $\bar{X}$ | $\sigma$ | $\bar{X}$ | $\sigma$ |
| LE (MPa)       | 451,0     | 4,2      | 460,8     | 2,5      | 476,8     | 3,6      | 458,5     | 7,0      |
| LR (MPa)       | 509,8     | 1,7      | 507,0     | 0,8      | 506,5     | 1,0      | 496,3     | 1,7      |
| Razão Elástica | 88,5      | 0,7      | 90,9      | 0,6      | 94,1      | 0,5      | 92,4      | 1,3      |
| Alo. (%) BM=2" | 68,8      | 1,0      | 68,8      | 1,0      | 69,1      | 0,5      | 69,3      | 0,0      |

Na figura 36 são vistos os valores médios de limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR), alongamento (Alo) e razão elástica (LE/LR), evidenciando uma pequena variabilidade nessas propriedades em relação às condições de processamento de cada chapa. Nessa figura, também são apresentados os limites mínimo e máximo especificados pela norma API 5L para tubos do grau X60MSPSL2, já que, durante o planejamento das experiências, esperava-se que as chapas atingissem propriedades mecânicas que atendessem a esse grau.

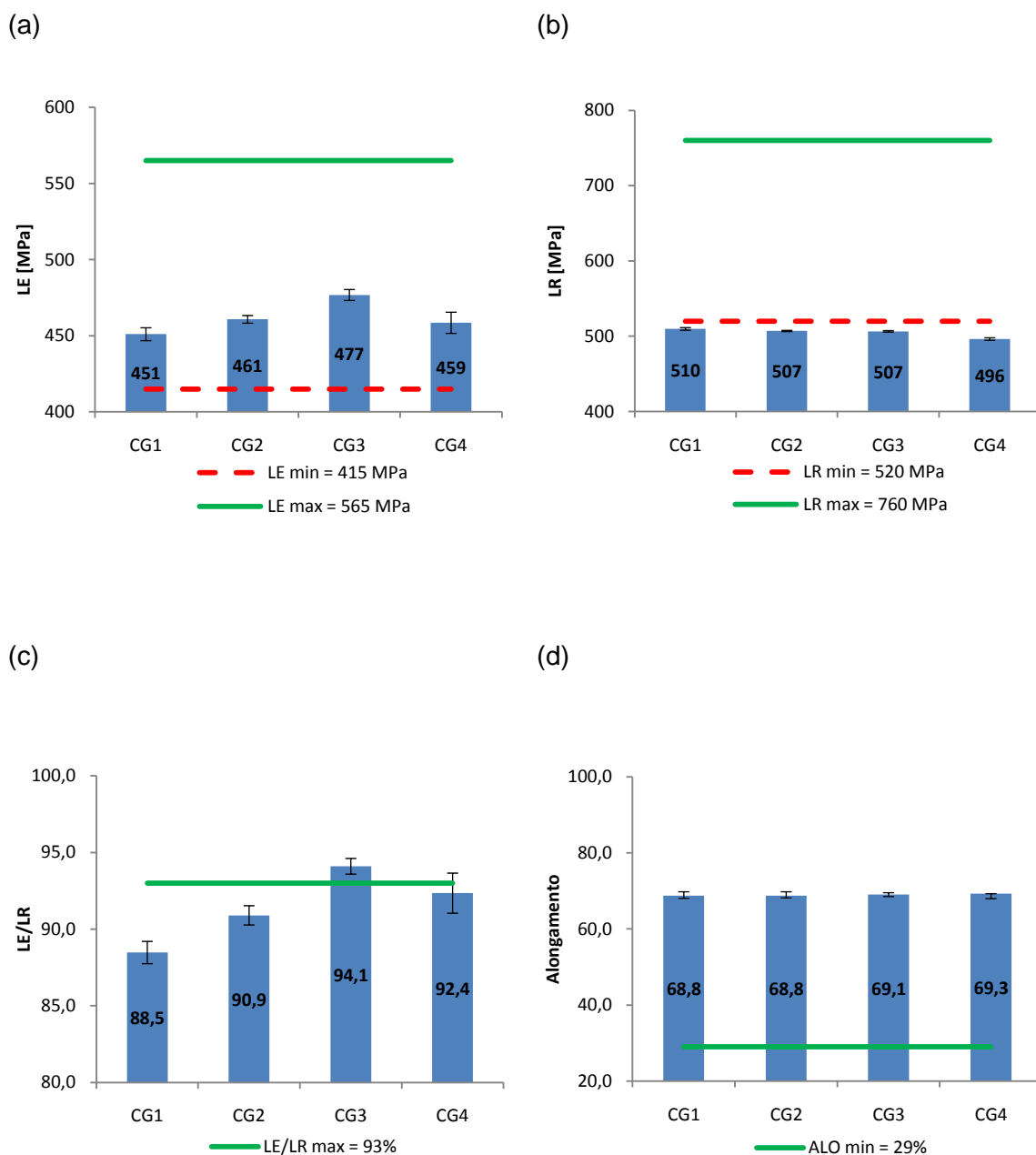


Figura 36: Valores médios de Limite de escoamento (a), Limite de Resistência (b), Relação Elástica (c) e Alongamento (d), obtidos no ensaio de tração transversal, comparados aos valores requeridos para atendimento ao grau X60MSPSL2, em referência à especificação API 5L.

Em relação ao limite de escoamento pôde-se observar que, embora todas as chapas tenham atingido este requisito, os valores médios obtidos situaram-se abaixo do valor médio da faixa especificada para tubos do grau X60, figura 36 (a). Provavelmente,

caso fossem empregadas taxas de resfriamento mais elevadas para a composição química avaliada, a microestrutura do aço poderia ser composta por ferrita acicular. Esse tipo de ferrita, por ser formada a taxas de resfriamento mais elevadas que a da ferrita massiva, possui uma maior densidade de discordâncias, gerada a partir do cisalhamento da rede durante a transformação da austenita, elevando, portanto, o limite de escoamento do aço.

No entanto, vale ressaltar que embora as chapas tenham apresentado valores de limite de escoamento especificados para o aço X60, eles foram elevados para uma microestrutura predominantemente ferrítica. Esse resultado está relacionado à natureza da ferrita massiva. Esse tipo de ferrita exibe uma considerável resistência mecânica associada ao endurecimento por solução sólida dos elementos substitucionais e à presença de subestruturas <sup>[74]</sup>.

Nenhuma das chapas apresentou valores de limite de resistência que se enquadrassem dentro da faixa especificada pela norma API 5L, figura 36 (b), destacando que seus valores foram, além de próximos entre si, situados nas proximidades do limite mínimo da especificação. O limite de resistência de um aço, de forma geral, pode ser relacionado com a fração volumétrica dos seus constituintes presentes e por sua dureza através da regra das fases. Logo, a presença de somente um constituinte com uma dureza relativamente baixa contribuiu para o baixo limite de resistência exibido pelas chapas.

Embora os valores de LR tenham sido relativamente baixos, em função do ganho de resistência mecânica esperado com a deformação a frio, a qual a chapa é submetida durante a fabricação do tubo, estima-se um grande potencial do aço atingir valores de limites de resistência que satisfaçam ao grau X60.

Mesmo não apresentando valores de limite de resistência que atendessem ao grau X60MSPSL2, pôde-se verificar que somente uma das chapas, CG3, teve valor de razão elástica acima do especificado, figura 36 (c), uma vez que esta chapa apresentou o mais elevado limite de escoamento dentre as avaliadas.

Com respeito ao alongamento, a norma API 5L determina que o seu valor mínimo, em tubo, deve ser calculado pela equação 12.

$$Alo (\%) = C \frac{A^{0,2}}{U^{0,9}} \quad (12)$$

onde:

- C: Constante de valor igual a 1940;
- A: Área transversal do corpo de prova, em milímetros, e,
- U: Valor mínimo especificado para o limite de resistência, em MPa.

Com base nesta equação 12, o alongamento mínimo calculado foi igual a 28,2%. Portanto, os valores de alongamento total, obtidos em base de medida de 50,8 mm, conforme apresentado na figura 36 (d), atendem aos requisitos da norma.

## 5.6. Ensaio de impacto Charpy

A norma API 5L especifica que valores mínimos de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy, dados pela média aritmética de 3 corpos de prova do tipo *full size* e testados a 0°C, sejam diretamente correlacionados com o aumento do grau e diâmetro externo do tubo. Enquanto que, para tubos de grau X60 ou inferior, com diâmetros igual ou inferior a 508 mm, a energia absorvida mínima requerida seja de 27 J, para tubos do grau X120, com diâmetros externos de até 2.134 mm, o valor mínimo solicitado é de 108 J.

Os valores médios de energia absorvida nas temperaturas de ensaio testadas são mostrados na figura 37. Nota-se que, independentemente da temperatura testada, a energia absorvida pelos corpos de prova das chapas desse estudo foi muito superior ao valor mínimo especificado para tubos, sendo superiores a 400 J. Esses resultados indicaram uma alta tenacidade das chapas, evidenciando também que as variações no seu processamento não influenciaram essa propriedade.



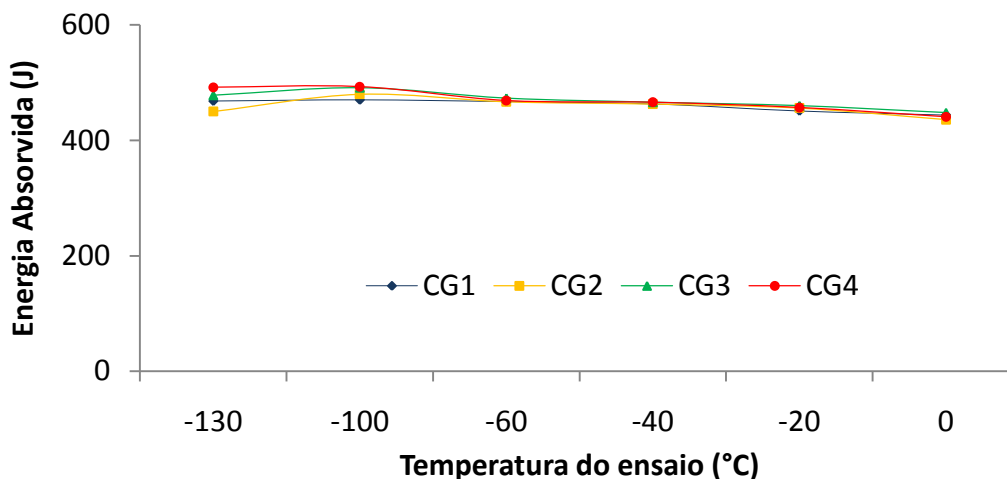


Figura 37: Valores de energia absorvida em impacto Charpy das chapas nas diversas temperaturas de ensaio.

Os valores de energia absorvida obtidos foram muito elevados, podendo ser encontrados em aços produzidos por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado. Essa afirmativa é confirmada na figura 38 em que são apresentados valores de energia absorvida para aço API 5L X80, produzido pela VoestAlpine <sup>[75]</sup>.

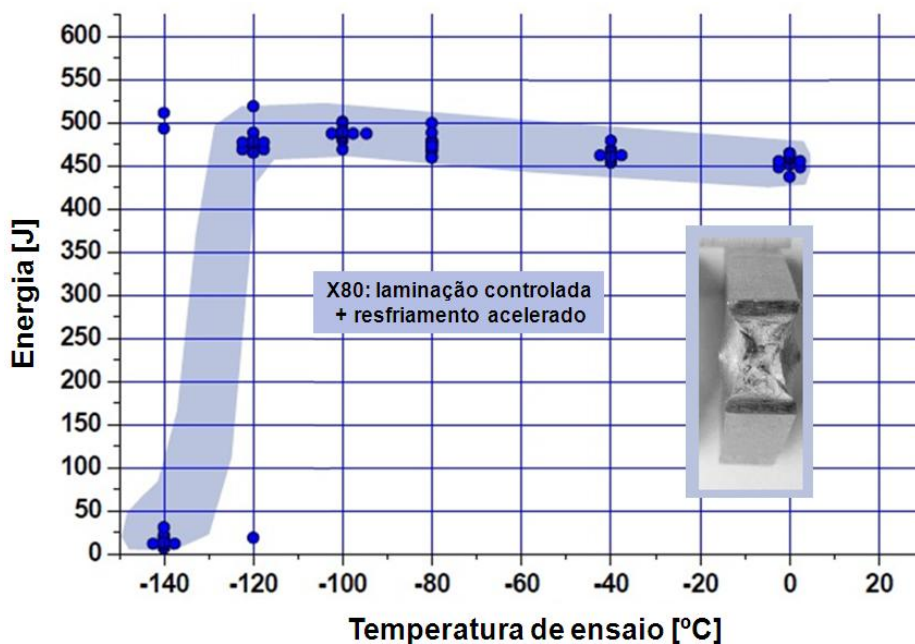


Figura 38: Valores de energia absorvida em impacto Charpy realizado em várias temperaturas do aço API 5L X80 processado por laminação controlada e seguida de resfriamento acelerado (adaptado) <sup>[75]</sup>.

Os aços modernos, de elevados valores de energia absorvida, destinados a aplicações *linepipe*, processados com o emprego de resfriamento acelerado após laminação, rotineiramente podem atingir pelo menos 271 J (200 ft-lb) no patamar superior. Além disso, esses aços são geralmente mais espessos devido à tendência de mais elevadas pressões de operação em dutos. Esta combinação de tenacidade mais elevada e uma considerável espessura podem gerar problemas na avaliação da sua tenacidade por DWTT <sup>[76]</sup>.

Outro problema, apontado pela literatura <sup>[76]</sup>, com os aços modernos de alta resistência e tenacidade, para aplicação em dutos de condução, é que projetistas normalmente subestimam os valores de tenacidade determinados, obtidos a partir de modelos empregados para avaliar a tenacidade necessária para interromper a propagação da trinca em situações de descompressão de gás. Esses modelos são muito úteis para prever os níveis de tenacidade mínimos requeridos, não sendo validados para tubos de aços de elevada tenacidade com relação espessura/diâmetro alta, isto é, combinação de tubos com elevada espessura de parede e diâmetros menores <sup>[76]</sup>.

A norma API 5L especifica que, para tubos com diâmetro igual ou inferior a 508 mm, a mínima percentagem de área dúctil observada na superfície de fratura dos corpos de prova, ensaiados a 0°C, deverá ser de 85%. Neste caso, a avaliação da superfície de fratura é feita de forma visual sendo considerado como dúctil a superfície com aspecto rugoso. No caso das chapas desse estudo, as superfícies de fratura dos corpos de prova Charpy em todas as temperaturas avaliadas apresentaram-se muito similar e completamente rugosas, indicando 100% de fratura dúctil. A título de ilustração, a figura 39 apresenta as superfícies de fratura de um ensaio de impacto realizado na CG4 à temperatura de -130°C.



Figura 39: Aspecto da superfície de fratura dúctil após o ensaio de impacto Charpy, realizado à -130°C

Os ensaios realizados a diferentes temperaturas nas chapas visavam estimar sua temperatura de transição e correlacioná-la a distintas condições de processamento empregadas. A literatura aponta alguns critérios para a sua determinação [26, 77, 78]:

- a temperatura correspondente ao valor médio entre as energias de patamar superior e inferior;
- aquela em que o material absorve um valor arbitrário de energia, por exemplo, 20 J ou 27 J ou
- a temperatura associada a uma determinada fração de fratura dúctil na superfície dos corpos de prova após ensaio, seja 50% definindo a temperatura *FATT- fracture appearance transition temperature*; ou 85%, a *SATT- shear appearance transition temperature*.

Pelos dados obtidos pelas chapas, mostrados na figura 37, pode-se afirmar que a suas temperaturas de transição, independentemente do critério utilizado, são muito baixas, com um valor inferior à menor temperatura de teste avaliada, -130°C.

## 5.7. Ensaio de DWTT

### 5.7.1. Critérios de avaliação do ensaio

De acordo com a especificação API RP 5L3, o conjunto de dois CPs que constituem cada teste, devem ser fraturados com rompimento completo em um único impacto do martelo, sendo considerados válidos, os testes que apresentarem corpos de prova com fratura frágil sob a ponta do entalhe, à exceção daqueles que exibirem fratura dúctil em toda a extensão da superfície. Outro tipo de fratura, como no caso da fratura inversa, o corpo de prova será invalidado. A grande maioria das especificações de tubos para gasodutos requer que, para a aprovação do teste à temperatura mínima de projeto, o teste apresente como resultados, uma média de 85% de fratura dúctil e um valor mínimo individual de 75%.

Embora na execução dos ensaios tenham sido observados CPs não fraturados e, também, a presença de fratura inversa em outros, no contexto do presente estudo, eles não foram descartados, apesar de serem considerados inválidos pela referida especificação. Para os CPs que exibiram fratura inversa, o valor da área dúctil foi

medido considerando a fração de fratura inversa como sendo fração frágil da área de medição.

Como regra, os ensaios executados na condição *sub-size* devem ser realizados quando a energia do martelo é insuficiente para se obter, em um único impacto, uma fratura com rompimento total do CP. No presente caso, a espessura da amostra deve ser reduzida de modo a reduzir a energia total absorvida para fraturar o CP, incluindo a energia consumida na deformação plástica sob a face impactada pelo martelo. Tal deformação encrua o metal, o que resulta na sua perda de ductilidade.

### 5.7.2. Modos de fratura

As figuras 40 e 41 apresentam os aspectos das superfícies de fratura, obtidas após os ensaios, as quais foram classificadas em três modos distintos: (1) Fratura frágil, ocorrida a partir do entalhe; (2) Fratura dúctil e; (3) Fratura inversa, ocorrida em decorrência do encruamento provocado pelo martelo na área oposta ao entalhe.

(a)

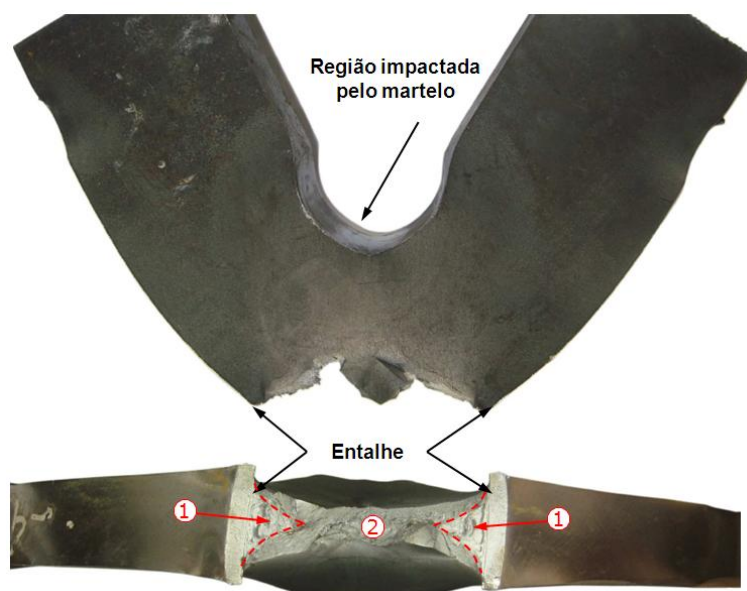


Figura 40: Aspecto das fraturas obtidas no DWTT com CP *full-size*: a) CP não rompido completamente; b) fratura completamente dúctil; c) fratura inversa; d) fratura dúctil e frágil e, e) fratura completamente frágil.

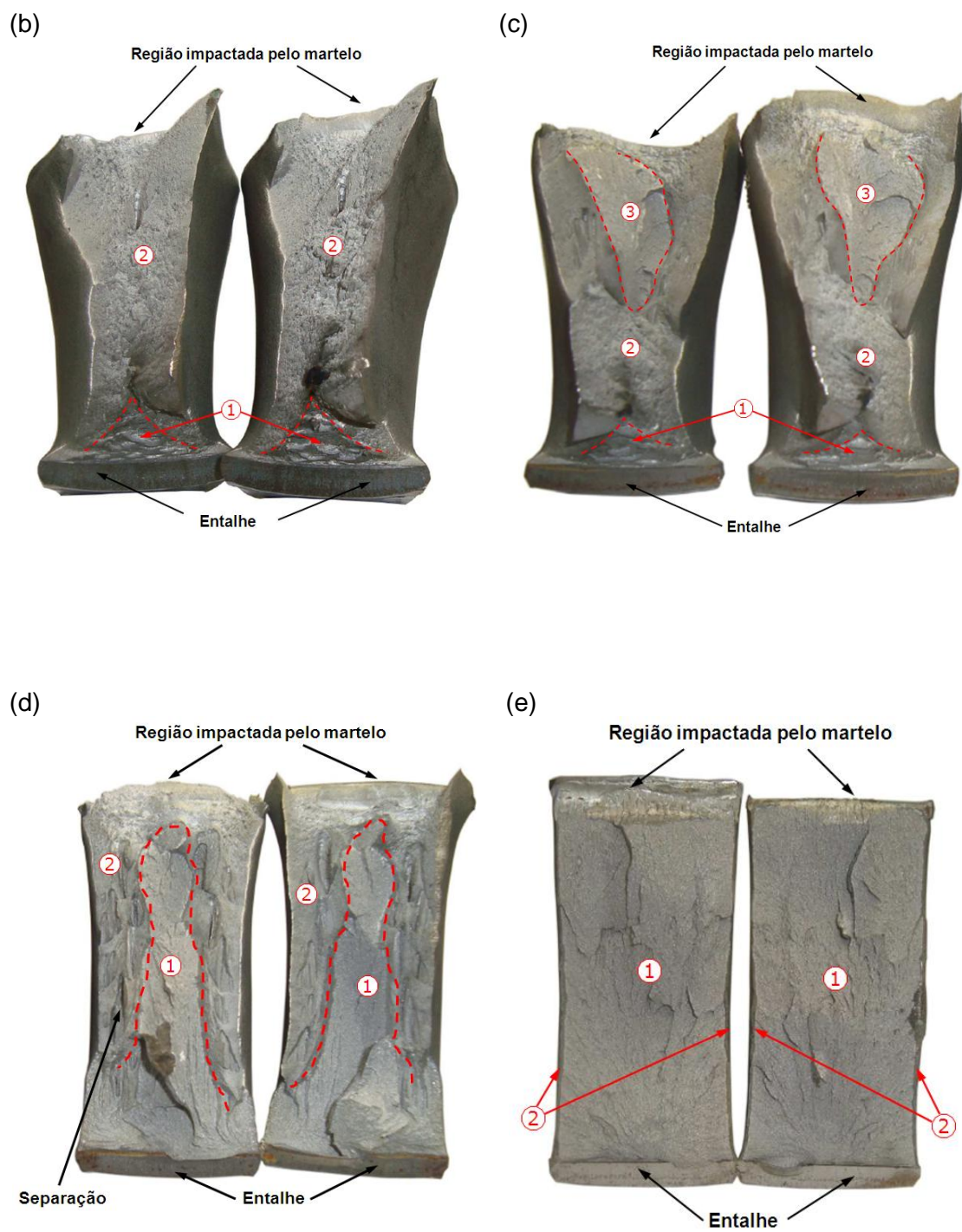


Figura 40: (continuação).

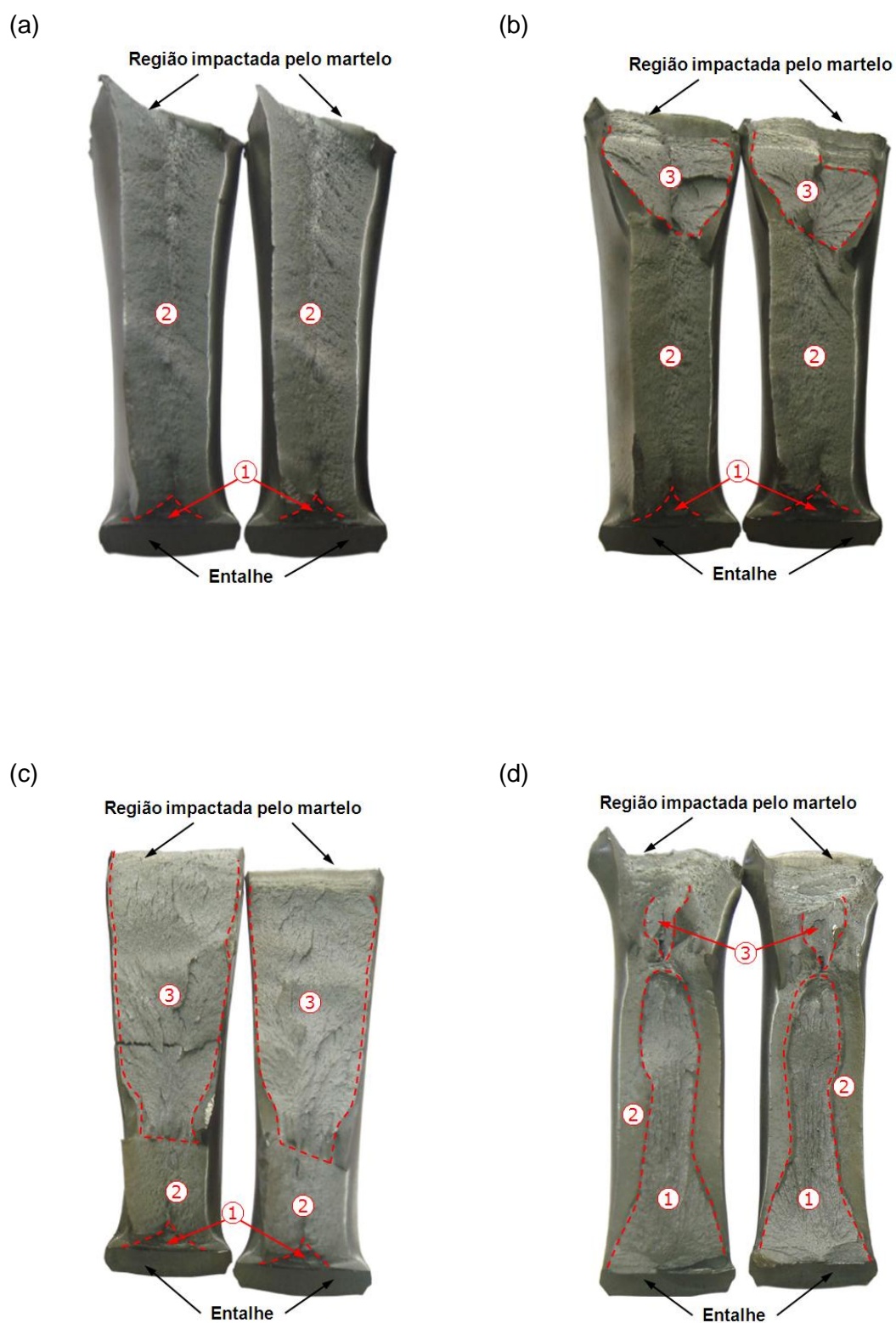


Figura 41: Aspecto das fraturas obtidas nos ensaios de DWTT com CP *sub-size*: a) fratura completamente dúctil; b) e c) fratura inversa e, d) fratura mista (dúctil e frágil).

Em relação às superfícies de fratura pode-se observar que:

- foi observada, em praticamente todos os ensaios, uma pequena área de clivagem com aspecto triangular, próximo da ponta do entalhe, provocada pela iniciação frágil da trinca. Este tipo de entalhe requer uma maior absorção de energia para promover a iniciação da fratura, região 1 nas figuras 40 (a, b e c) e figura 41 (a, b e c). Com a redução da temperatura do ensaio, houve uma elevação dessa área de iniciação frágil da trinca sob o entalhe, figura 40 (d e e) e figura 41 (d).
- nos CPs de DWTT que exibiram fraturas inversas, superfícies de fratura por clivagem são observadas próximo à região impactada pelo martelo, figuras 40 (c) e figura 41 (b, c e d). Mannucci e Harris <sup>[44]</sup> sugeriram que o aumento significativo da espessura da amostra nesta área da amostra provoca uma redução da resistência do aço através do aumento da triaxialidade de tensões.
- na condição *full-size*, a presença de corpos de prova não rompidos indicaram uma alta tenacidade do material. Esse comportamento está associado ao fato de que a maior parte da energia do impacto foi consumida para a nucleação da trinca e, ao mesmo tempo, na deformação plástica do material na região do impacto, sendo o restante, insuficiente para propagá-la, o que seria necessário para a fratura completa do corpo de prova;

Os resultados de fração de área dúctil, obtidos nos ensaios nas diferentes temperaturas testadas são apresentados nas tabelas 15 e 16.

Em função da grande quantidade de CPs *full-size* não rompidos, não foi possível estabelecer uma correlação dos resultados de fração de área dúctil com a redução da temperatura de ensaio. Entretanto, esse resultado, como já comentado antes, demonstra uma elevada capacidade de absorção de energia pelo material para a iniciação da fratura.

Por outro lado, nos testes realizados em corpos de prova do tipo *sub-size*, observou-se o rompimento por completo de todos os CPs ensaiados, permitindo uma melhor avaliação dos resultados. Nesse caso, o aspecto de fratura dos corpos de prova de DWTT tendeu a apresentar um comportamento sistemático em relação à temperatura de ensaio. Na medida em que se reduziu a temperatura de ensaio, a área da superfície de fratura dúctil foi sendo reduzida, enquanto que as áreas de superfície de fraturas frágil e inversa aumentaram.

Tabela 15: Aspecto do modo de fratura e fração de área dúctil dos CPs de DWTT *full-size* das chapas a diferentes temperaturas de ensaio

| Chapa | Temp. do Teste (°C) | Característica Relevante |                 | Fratura Dúctil (%) |     |       |
|-------|---------------------|--------------------------|-----------------|--------------------|-----|-------|
|       |                     | CP1                      | CP2             | CP1                | CP2 | Média |
| CG1   | -60                 | CP não rompido           | Fratura Frágil  | -                  | 6   | -     |
|       | -40                 | CP não rompido           | CP não rompido  | -                  | -   | -     |
|       | -20                 | CP não rompido           | CP não rompido  | -                  | -   | -     |
| CG2   | -60                 | Fratura Frágil           | CP não rompido  | 10                 | -   | -     |
|       | -40                 | CP não rompido           | CP não rompido  | -                  | -   | -     |
|       | -20                 | CP não rompido           | CP não rompido  | -                  | -   | -     |
| CG3   | -60                 | Fratura Inversa          | Fratura Inversa | 81                 | 78  | 80    |
|       | -40                 | Fratura Inversa          | Fratura Inversa | 84                 | 83  | 84    |
|       | -20                 | Fratura Dúctil           | Fratura Dúctil  | 100                | 100 | 100   |
| CG4   | -60                 | Fratura Inversa          | Fratura Frágil  | 90                 | 48  | 69    |
|       | -40                 | CP não rompido           | Fratura Inversa | -                  | 93  | -     |
|       | -20                 | Fratura Dúctil           | CP não rompido  | 100                | -   | -     |

Tabela 16: Aspecto do modo de fratura e fração de área dúctil dos CPs de DWTT *sub-size* das chapas a diferentes temperaturas de ensaio

| Chapa | Temp. do Teste (°C) | Característica Relevante |                 | Fratura dúctil (%) |     |       |
|-------|---------------------|--------------------------|-----------------|--------------------|-----|-------|
|       |                     | CP1                      | CP2             | CP1                | CP2 | Média |
| CG1   | -77                 | Fratura Inversa          | Fratura Inversa | 17                 | 28  | 23    |
|       | -57                 | Fratura Inversa          | Fratura Dúctil  | 80                 | 100 | 90    |
|       | -37                 | Fratura Dúctil           | Fratura Dúctil  | 100                | 100 | 100   |
| CG2   | -77                 | Fratura Inversa          | Fratura Inversa | 38                 | 34  | 36    |
|       | -57                 | Fratura Dúctil           | Fratura Dúctil  | 100                | 100 | 100   |
|       | -37                 | Fratura Dúctil           | Fratura Dúctil  | 100                | 100 | 100   |
| CG3   | -77                 | Fratura Frágil           | Fratura Inversa | 76                 | 86  | 81    |
|       | -57                 | Fratura Dúctil           | Fratura Dúctil  | 100                | 100 | 100   |
|       | -37                 | Fratura Dúctil           | Fratura Dúctil  | 100                | 100 | 100   |
| CG4   | -77                 | Fratura Inversa          | Fratura Inversa | 80                 | 100 | 90    |
|       | -57                 | Fratura Inversa          | Fratura Inversa | 82                 | 80  | 81    |
|       | -37                 | Dúctil                   | Fratura Dúctil  | 100                | 100 | 100   |



Intuitivamente seria de se esperar que, tanto nos ensaios de Charpy, quanto no DWTT, a seguinte sequência de resultados com a redução da temperatura de ensaio:

- a não separação total do corpo de prova;
- separação total do corpo de prova com aspecto da fratura totalmente dúctil;
- separação total do corpo de prova com aspecto da fratura mista;
- separação total do corpo de prova com aspecto da fratura frágil

A alteração do aspecto da fratura estaria condicionada à temperatura de transição dúctil-frágil do material; nos patamares superior e inferior as fraturas seriam, respectivamente, dúctil e frágil e na região de transição, mista. Esse comportamento é visto na figura 42, que mostra a curva de transição dúctil-frágil construída a partir dos percentuais de fratura dúctil apresentados na tabela 16. Para o ensaio Charpy, entretanto, independente da temperatura de ensaio utilizada, o aspecto da superfície de fratura foi sempre dúctil (figura 39), sendo que a temperatura de transição para qualquer uma das chapas avaliadas seria inferior à  $-130^{\circ}\text{C}$ , tomando-se como referência a alteração do modo de fratura na superfície do corpo de prova.

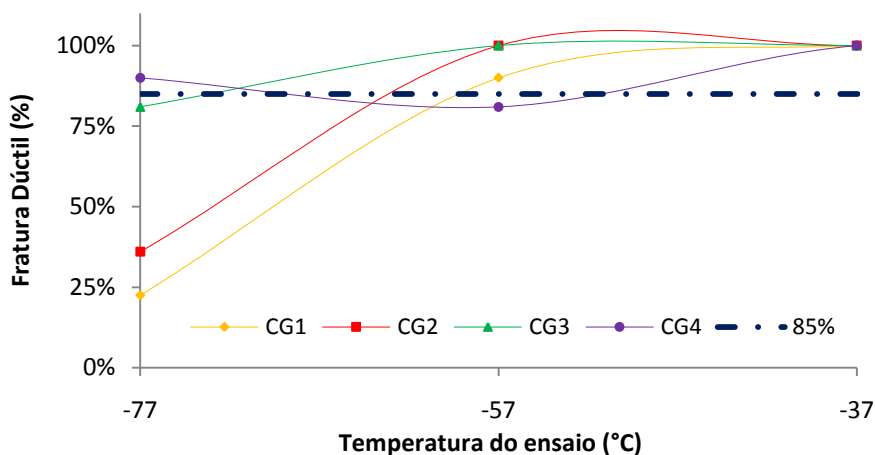


Figura 42: Curva de transição dúctil-frágil, obtida no DWTT com CPs *sub-size*.

Pelo pequeno número de corpos de prova avaliados, percebe-se não haver uma redução significativa da fração de área dúctil com a redução da temperatura para as chapas CG3 e CG4, sendo que para as demais nota-se uma drástica redução para

temperaturas inferiores a  $-57^{\circ}\text{C}$ . Assim, atribuindo a temperatura de transição dúctil-frágil no ensaio de DWTT como aquela em que se verifica 85% de fratura dúctil no corpo de prova, ela seria em torno de  $-59^{\circ}\text{C}$  para CG1,  $-63^{\circ}\text{C}$  para CG2 e  $-73^{\circ}\text{C}$  para CG3.

A curva da temperatura de transição dúctil-frágil da chapa CG4 apresentou um aspecto aparentemente anormal, se comparado com as demais. Observa-se que, diferentemente do valor esperado, no ensaio realizado à  $-77^{\circ}\text{C}$ , o percentual de fratura dúctil médio obtido foi de 90%, enquanto que a  $-57^{\circ}\text{C}$ , a fração de fratura cisalhada média dentro da área avaliada foi de 81%. Embora a quantidade de corpos de prova ensaiados tenha sido pequena para uma melhor caracterização desse comportamento, propõe-se que essa temperatura estaria próxima à faixa de transição em que se observam uma grande dispersão dos resultados.

Tradicionalmente, para impedir a propagação frágil em tubulações, um mínimo de 85% de área de fratura dúctil é requerida no ensaio DWTT. Esse critério foi determinado a partir de uma gama de ensaios de explosão, realizados em tubos de condução que apresentavam, no ensaio de impacto Charpy, um valor de energia muito inferior aos valores atuais. No entanto, para aços modernos, a superfície de fratura do DWTT comumente apresenta *shear lips*, o que proporciona uma resistência superior à propagação da fratura, comparativamente aos aços produzidos em décadas passadas. Portanto, uma área de fratura dúctil menor pode ser suficiente para a interrupção da propagação frágil da fratura, dependendo do tamanho do tubo e nível de tensão circunferencial <sup>[79]</sup>.

### 5.7.3. Correlações entre os resultados de DWTT e as propriedades mecânicas

Uma vez que a fratura inversa é decorrente do encruamento na região impactada pelo martelo nos corpos de prova, sua intensidade relaciona-se ao expoente de encruamento ( $n$ ) do material o que também está associado à razão elástica <sup>[37, 41]</sup>. Assim, materiais com mais baixa razão elástica tendem a possuir um elevado valor de  $n$  e conseqüentemente uma alta fração de fratura inversa <sup>[37, 41]</sup>. Embora não se tenham medidos os valores de fração de fratura inversa nos corpos de prova desse estudo, sendo apenas reportada a sua ocorrência e informado a fração de fratura dúctil, pode-se inferir que, de certa forma, a afirmação supracitada possa ser

considerada pelas observações da fratura nos corpos de prova *sub-size* das chapas CG1 e CG2 ensaiados a  $-77^{\circ}\text{C}$ . Essas chapas, por possuírem uma menor razão elástica apresentaram uma maior fração de fratura inversa. Também vale destacar que essa temperatura é inferior à de transição dúctil-frágil estabelecida.

Dessa forma, de modo a reduzir a formação de fratura inversa, se faz necessário adotar práticas que minimizem o efeito do encruamento, provocado pelo impacto do martelo durante o ensaio de DWTT, sem que afete a resistência mecânica e a tenacidade do aço. Do ponto de vista prático, foi observado nesse trabalho que a redução da temperatura de acabamento, principalmente quando associada a uma temperatura mais baixa de final de resfriamento, favoreceu ao aumento da razão elástica e, conseqüentemente, à redução da área de fratura inversa no ensaio DWTT.

Segundo alguns autores <sup>[37, 41]</sup>, o coeficiente de encruamento, medido por ensaios de tração quase estáticos, tende a exibir uma relação inversa com a razão elástica e por conseqüência, o comportamento da fratura inversa terá uma relação direta com ele <sup>[37, 41]</sup>. Entretanto, para os aços avaliados nesse estudo foi obtida uma relação entre a razão elástica e o valor  $n$  contrária à literatura, ou seja, ele elevou-se com o aumento da razão elástica, figura 43.

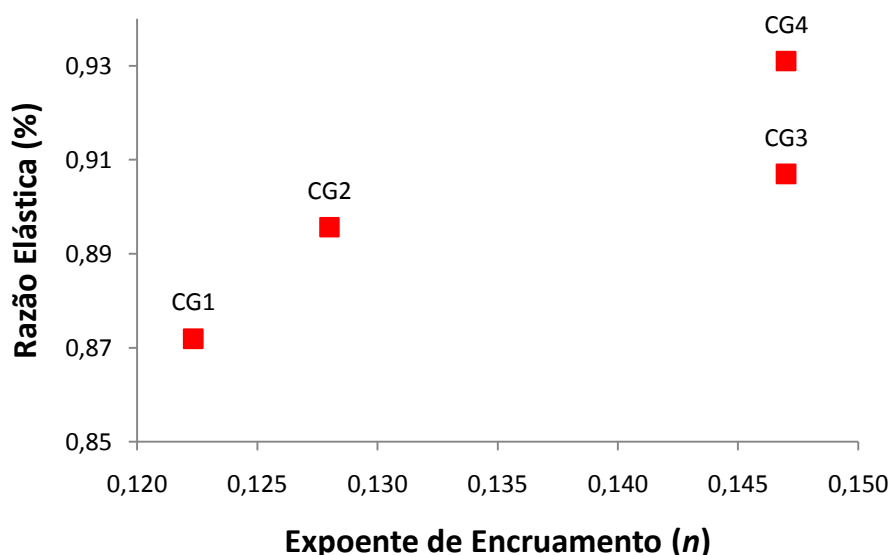


Figura 43: Relação entre expoente de encruamento e valores de razão elástica obtidos a partir de ensaios de tração cilíndrico.

Contudo, a literatura <sup>[80]</sup> já tem reportado algumas controvérsias quanto à existência de uma relação entre valor  $n$  e a fratura inversa, destacando que essa controvérsia refere-se, sobretudo, à metodologia para a sua determinação, já que o valor de  $n$  pode variar em função das condições de carregamento. KANG e colaboradores <sup>[80]</sup>, mesmo efetuando ensaios de tração e compressão dinâmica para a determinação do valor de  $n$ , não conseguiram identificar qualquer relação entre a fratura inversa e este parâmetro.

#### **5.7.4. Correlação entre os resultados de DWTT, espessura do corpo de prova e temperatura de ensaio**

Os resultados apresentados nas tabelas 15 e 16 mostraram que a espessura do CP possui uma influência significativa na obtenção de resultados válidos de acordo com a especificação API RP 5L3 <sup>[25]</sup>.

É consenso na literatura que a fratura inversa ocorre na região impactada pelo martelo devido ao encruamento e a conseqüente redução da tenacidade <sup>[37, 41, 46]</sup>. Cita-se ainda que o grau de fratura inversa depende fortemente da espessura do corpo de prova, do tipo de entalhe empregado e também da temperatura <sup>[46]</sup>. No caso desse estudo, mesmo para os corpos de prova possuindo entalhe do tipo prensado, os efeitos dessas variáveis foram evidenciados.

O entalhe do tipo prensado é um concentrador de tensão pouco severo em comparação, por exemplo, com o tipo Chevron. Assim, em corpos de prova com entalhe prensado, uma fração maior da energia fornecida ao corpo de prova é gasta na nucleação da trinca. Esta condição deve explicar a grande quantidade de corpos de prova não fraturados para os corpos de prova do tipo *full-size*, porém não é suficiente para explicar o comportamento observado para os corpos de prova *sub-size*. Como nos CPs de menor espessura a quantidade de energia total a ser gasta na fratura é menor, a energia fornecida pelo martelo foi, para este, suficiente, mesmo com a menor concentração de tensões do entalhe prensado.

A área de fratura inversa tende a ser proporcionalmente maior com a elevação da espessura do corpo de prova até atingir a condição de deformação plana, o que seria caracterizado por um aspecto de fratura totalmente frágil <sup>[46]</sup>. Quando a espessura do CP é reduzida, a condição de tensão plana torna-se operativa e a fração de fratura

inversa é diminuída. Especificamente, esta correlação não pode ser estabelecida com os resultados do presente estudo, pois a maioria dos corpos de prova *full-size* não se fraturou completamente.

Com a redução da temperatura, há uma tendência de elevação da fração de fratura inversa nos corpos de prova. Isso não foi observado para os corpos de prova do tipo *full-size*, porém isso foi evidenciado nos corpos de prova *sub-size*.

Para aqueles testes realizados a  $-20^{\circ}\text{C}$ , com corpo de prova *full-size*, apenas o ensaio realizado nos CPs retirados na CG3 apresentou resultado válido pela norma API RP 5L3 e aprovado com 100% de fratura dúctil. Todos os demais ensaios apresentaram resultados inválidos, seja pelo fato de CPs não terem rompido completamente com um único impacto do martelo, seja pelo fato dos testes serem invalidados por apresentarem fratura inversa, interferindo no percentual de fratura dúctil dentro da área da superfície de fratura avaliada. Por outro lado, nos ensaios executados com CPs *sub-size*, à temperatura de  $-37^{\circ}\text{C}$ , todos os resultados atenderam aos requisitos de validação da API RP 5L3 <sup>[25]</sup> e apresentaram 100% de fratura dúctil. Como esta temperatura é usualmente especificada como requisito técnico para fornecimentos de chapas grossas, a realização do teste com CP reduzido se mostrou uma opção satisfatória a ser utilizada para aprovação de aços destinados à fabricação de tubos com exigência de DWTT.

Nos ensaios realizados à  $-40^{\circ}\text{C}$ , em CPs *full-size*, todos os testes apresentaram resultados inválidos, pois, assim como observado nos ensaios realizados à temperatura de  $-20^{\circ}\text{C}$ , não se verificou o rompimento por completo, com um único impacto do martelo, nos corpos de prova pertencentes à CG1, CG2 e CG4. Apenas o conjunto de CPs retirados na CG3 foi fraturado completamente, todavia, invalidado por apresentar fratura inversa, interferindo no percentual de fratura dúctil dentro da área avaliada que, neste caso, foi igual a 83% (mínimo individual) e 84% (média). A  $-57^{\circ}\text{C}$ , os testes realizados em CPs das condições CG2 e CG3 apresentaram uma superfície de fratura com aparência 100% dúctil. Embora o resultado do ensaio realizado na CG1 não satisfaça aos requerimentos da API RP 5L3 <sup>[25]</sup>, devido à presença de fratura inversa, o percentual de fratura dúctil mínimo individual e médio foram iguais a 80 e 90%, respectivamente, isto é, dentro da faixa de aprovação comumente adotada pelas especificações de tubos.

Para os ensaios na condição *full-size*, à temperatura de  $-60^{\circ}\text{C}$ , mesmo com elevados valores de energia absorvida no teste de impacto Charpy, foi visto que alguns

resultados de DWTT apresentaram variabilidade muito alta em relação ao resultado obtido pela superfície de fratura entre CPs do mesmo conjunto, especificamente para as chapas de menor razão elástica. Enquanto um dos CPs apresentou uma área de cisalhamento muito baixa ( $\leq$  que 10%), o outro não se rompeu completamente. A figura 44 ilustra esta significativa variação do modo de fratura entre um conjunto de corpos de prova, retirados na chapa CG1 e testados à  $-60^{\circ}\text{C}$ , onde um dos CPs não rompeu completamente e o outro apresenta uma superfície de fratura totalmente frágil após o teste.



Figura 44: Variação do modo de fratura entre os dois corpos de prova, testados na mesma condição.

Comportamento semelhante a este também foi relatado recentemente em testes DWTT por outros pesquisadores, realizados em aços com espessura de aproximadamente 13 mm, com elevados valores de energia de Charpy <sup>[79]</sup>. Os resultados dos ensaios DWTT apresentaram uma variabilidade muito alta no cálculo do percentual de fratura dúctil entre os conjuntos de CPs testados na mesma condição. Enquanto um dos corpos de prova apresentou área de cisalhamento muito baixa (menor que 20%), o outro apresentou uma superfície de fratura com fração de área 100% dúctil <sup>[79]</sup>. Isto implica que o aço pode ser suscetível a uma propagação frágil, embora alguns dos testes de DWTT obtiveram 100% de área de fratura dúctil, o que é um resultado válido, de acordo com os requisitos da norma API 5L3 <sup>[79]</sup>.

Os ensaios realizados à temperatura de  $-77^{\circ}\text{C}$ , em espessura reduzida, apresentaram, de uma forma geral, uma baixa área de fratura dúctil, sobressaindo a fratura inversa,

todavia com resultados bastante homogêneos. Apenas um dos CPs, retirado na chapa CG3, apresentou uma superfície de fratura com iniciação e propagação frágil (24% de fratura frágil da área avaliada), sendo que os demais ensaios apresentaram fratura inversa.

Apesar de a fratura inversa estar presente tanto em CPs *full-size*, quanto em *sub-size*, nestes últimos percebe-se que a deformação plástica na região de impacto do martelo não é tão grande quanto à observada nos CPs *full-size*, sugerindo que a fratura inversa ocorre mais facilmente em CPs *full-size*, como já foi observado por Seokmin e colaboradores<sup>[46]</sup>. Dessa forma, pode-se concluir que o DWTT utilizando CPs *sub-size* exibe resultados mais representativos da tenacidade do material e que atendam, ao mesmo tempo, os requisitos técnicos da especificação API RP 5L3 e as condições de aprovação da tenacidade do aço, que aqueles conduzidos em *full-size*<sup>[46, 50]</sup>.

Os resultados encontrados concordam com Morozov e colaboradores<sup>[50]</sup>, que mostraram que a redução do percentual de fratura dúctil em amostras de espessuras superiores a 25 mm é consequência puramente de um efeito provocado pelo equipamento de teste, sem relação direta com as propriedades mecânicas do material. Em um estudo envolvendo um aço da classe de resistência K65, de 27,7 mm de espessura, Morozov e colaboradores<sup>[50]</sup> também evidenciaram a influência da espessura do CP no resultado de DWTT. Neste estudo, os CPs *full-size* foram testados a -20°C, e os CPs *sub-size*, a -31°C. Para permitir a análise estatística dos resultados e a determinação de uma distribuição correspondente ao percentual de fratura dúctil obtida, para cada espessura, os autores<sup>[50]</sup> realizaram testes em 100 amostras. Na figura 5 são apresentadas as distribuições do percentual de fratura dúctil obtidas em CPs *full-size* e *sub-size*. Os autores<sup>[50]</sup> verificaram que 17% dos resultados de CPs *full-size* e 90% dos resultados em CPs *sub-size* satisfizeram às especificações técnicas, que, neste caso, consideraram ser  $\geq 90\%$  de área de fratura dúctil.

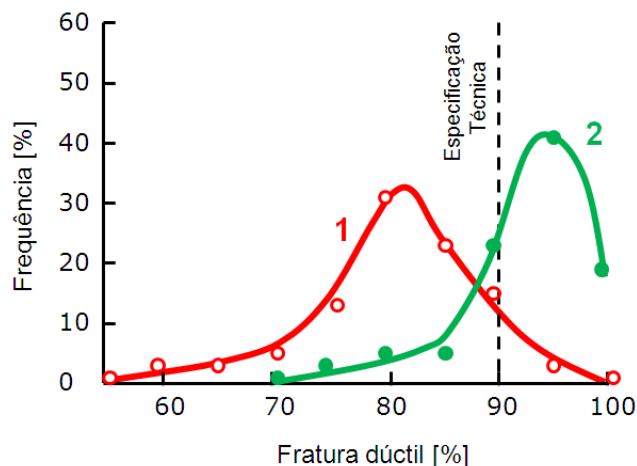


Figura 45: Distribuição do percentual de fratura dúctil de um aço K65, obtido em testes de DWTT em (1) amostras *full-size* (27,7 mm) e (2) amostras *sub-size* (19,0 mm) <sup>[50]</sup>.

#### 5.7.5. Expansão lateral

Uma das avaliações da tenacidade associadas ao ensaio de impacto Charpy refere-se à expansão lateral do corpo de prova. Na literatura consultada, não se verificou o uso desse parâmetro em ensaios de DWTT, porém nos ensaios realizados nesse estudo ele foi medido, mesmo considerando os corpos de prova não rompidos. Os resultados obtidos são apresentados nas tabelas 17 e 18. Observou-se que valores de expansão lateral superiores a 40% foram vinculados a corpos de prova com fratura dúctil, inversa e aos CPs não fraturados completamente, independentemente da temperatura e da amostra ensaiada. As figuras 46 e 47 apresentam a variação da expansão lateral com a temperatura de ensaio de DWTT.



Tabela 17: Valores de expansão lateral, em CPs de DWTT *full-size*, nas diferentes temperaturas de ensaio.

| Chapa | Temp. do Teste (°C) | Característica Relevante |                 | Expansão Lateral (%) |      |       |
|-------|---------------------|--------------------------|-----------------|----------------------|------|-------|
|       |                     | CP1                      | CP2             | CP1                  | CP2  | Média |
| CG1   | -60                 | CP não rompido           | Fratura Frágil  | 47,1                 | 10,5 | 28,8  |
|       | -40                 | CP não rompido           | CP não rompido  | 47,4                 | 47,9 | 47,7  |
|       | -20                 | CP não rompido           | CP não rompido  | 48,9                 | 48,1 | 48,5  |
| CG2   | -60                 | Fratura Frágil           | CP não rompido  | 8,6                  | 48,1 | 28,3  |
|       | -40                 | CP não rompido           | CP não rompido  | 46,5                 | 48,6 | 47,6  |
|       | -20                 | CP não rompido           | CP não rompido  | 48,0                 | 47,7 | 47,9  |
| CG3   | -60                 | Fratura Inversa          | Fratura Inversa | 42,6                 | 34,6 | 38,6  |
|       | -40                 | Fratura Inversa          | Fratura Inversa | 40,9                 | 42,2 | 41,6  |
|       | -20                 | Fratura Dúctil           | Fratura Dúctil  | 47,8                 | 49,3 | 48,6  |
| CG4   | -60                 | Fratura Inversa          | Fratura Frágil  | 40,5                 | 3,3  | 21,9  |
|       | -40                 | CP não rompido           | Fratura Inversa | 49,0                 | 44,3 | 46,7  |
|       | -20                 | Fratura Dúctil           | CP não rompido  | 47,9                 | 50,0 | 49,0  |

Tabela 18: Valores de expansão lateral, em CPs de DWTT *sub-size*, nas diferentes temperaturas de ensaio.

| Chapa | Temp. do Teste (°C) | Característica Relevante |                 | Expansão Lateral (%) |      |       |
|-------|---------------------|--------------------------|-----------------|----------------------|------|-------|
|       |                     | CP1                      | CP2             | CP1                  | CP2  | Média |
| CG1   | -77                 | Fratura Inversa          | Fratura Inversa | 39,9                 | 32,2 | 36,1  |
|       | -57                 | Fratura Inversa          | Fratura Dúctil  | 48,3                 | 49,4 | 48,8  |
|       | -37                 | Fratura Dúctil           | Fratura Dúctil  | 53,8                 | 53,2 | 53,5  |
| CG2   | -77                 | Fratura Inversa          | Fratura Inversa | 38,3                 | 40,3 | 39,3  |
|       | -57                 | Fratura Dúctil           | Fratura Dúctil  | 49,5                 | 52,9 | 51,2  |
|       | -37                 | Fratura Dúctil           | Fratura Dúctil  | 53,9                 | 54,5 | 54,2  |
| CG3   | -77                 | Fratura Frágil           | Fratura Inversa | 34,9                 | 41,2 | 38,1  |
|       | -57                 | Fratura Dúctil           | Fratura Dúctil  | 47,7                 | 45,0 | 46,3  |
|       | -37                 | Fratura Dúctil           | Fratura Dúctil  | 48,1                 | 50,1 | 49,1  |
| CG4   | -77                 | Fratura Inversa          | Fratura Inversa | 38,4                 | 45,8 | 42,1  |
|       | -57                 | Fratura Inversa          | Fratura Inversa | 41,2                 | 41,8 | 41,5  |
|       | -37                 | Fratura Dúctil           | Fratura Dúctil  | 54,0                 | 52,5 | 53,3  |

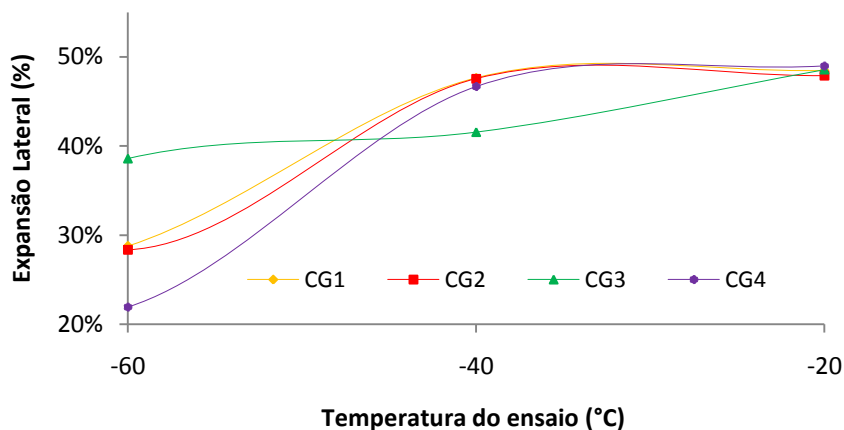


Figura 46: Variação da expansão lateral média, em CPs *full-size* de DWTT, nas diversas temperaturas de ensaio.

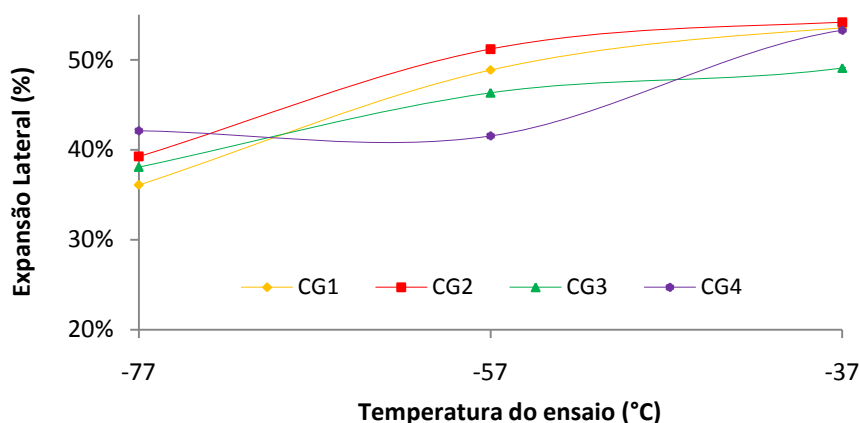


Figura 47: Variação da expansão lateral média, em CPs *sub-size* de DWTT, nas diversas temperaturas de ensaio.

Naqueles casos onde o CP não se rompeu completamente e onde ocorreu fratura dúctil, esse resultado já seria esperado, principalmente considerando os valores de tenacidade obtidos nos ensaios de impacto Charpy. No caso da fratura inversa, os valores de expansão lateral merecem uma maior relevância, já que a área de fratura inversa é frágil, todavia, com uma expansão lateral considerável associada.

O ensaio de DWTT requer a nucleação e a propagação de uma trinca gerada pelo impacto na região oposta ao entalhe no corpo de prova. Tomando por base o aspecto de fratura dos corpos de prova desse estudo, a menos daqueles que apresentaram

fratura frágil, foi gasta uma significativa parcela de energia para nuclear a trinca, já que na região abaixo do entalhe evidenciou-se fratura dúctil (mesmo em situações em que a triaxialidade de tensões foi elevada pela redução da temperatura).

Em aços de alta tenacidade, com elevada resistência à nucleação da trinca, a nucleação da trinca aparentemente demoraria mais tempo para ocorrer, assim, o material deformaria mais plasticamente, principalmente na região do impacto do martelo, antes da fratura nuclear e iniciar a sua propagação. Dessa forma, pode-se propor que a ocorrência da fratura inversa relaciona-se à competição entre o tempo necessário para a nucleação da trinca e a capacidade de encruamento do material, ou seja, o encruamento associado à deformação da área impactada se forma anteriormente à nucleação da trinca, dando condições do CP expandir-se lateralmente em situações análogas aos ensaios que resultem em fratura dúctil.

## 6. CONCLUSÕES

Os resultados obtidos deste trabalho permitiram elencar as seguintes conclusões:

1. As condições de produção e processamento termomecânico foram fundamentais para conferir ao aço uma elevada tenacidade, cujos valores médios de energia absorvida, medida entre 0 e -130°C, ultrapassaram a marca de 400 J no ensaio de impacto. Entretanto, as diferentes estratégias de laminação, empregadas neste estudo, não foram suficientes para provocar diferenças significativas, em Charpy, entre as chapas avaliadas.
2. Os ensaios de DWTT, realizados com corpos de prova *full-size*, apresentaram uma variabilidade muito alta nos valores de fratura dúctil entre os conjuntos testados na mesma condição. Estes resultados, apesar de não possibilitarem a construção de uma curva de temperatura de transição dúctil-frágil, são coerentes com as abordagens apresentadas pela literatura para aços com elevada tenacidade no ensaio de impacto Charpy.
3. Verificou-se a existência de uma correlação entre as propriedades mecânicas em tração do aço com a ocorrência de fratura inversa. Desta forma, notou-se uma tendência das chapas de maior razão elástica apresentar uma menor área de fratura inversa no DWTT utilizando CPs *sub-size*. Os maiores valores de razão elástica foram obtidos para as chapas processadas com temperatura de acabamento mais baixa, próxima a  $Ar_3$ .
4. Os testes apontaram que a geometria do CP possui influência direta no resultado do ensaio de DWTT. Para se obter resultados que atendam, ao mesmo tempo, os requisitos técnicos da Norma API RP 5L3 e as condições de aprovação da tenacidade do aço, os ensaios devem ser conduzidos em CPs com espessura *sub-size*. Esta condição de ensaio reduz o encruamento do metal na região de impacto do martelo, reproduzindo um ensaio de DWTT com resultados geralmente mais confiáveis e reproduzíveis que aqueles conduzidos em CPs *full-size*.

## 7. RELEVÂNCIA DO TRABALHO

A Usina Intendente Câmara, em Ipatinga, recebeu recentemente um aporte de investimento realizado pela companhia para agregar valor ao aço. Com isso, o segmento de chapas grossas passou a ofertar aos mercados de exploração e condução de petróleo e gás natural, produtos com características técnicas para aplicações com exigências de elevada tenacidade a baixas temperaturas e em grandes profundidades marítimas.

Entretanto, a Usiminas vem percebendo que estes aços recém desenvolvidos, destinados à fabricação de tubos de condução, não estão apresentando o mesmo comportamento à fratura que aços mais antigos. Mesmo quando a tenacidade do aço é comprovada em outros testes, o ensaio DWTT (*Drop Weight Tear Test*), em particular, pode não fornecer resultados válidos devido à ocorrência da fratura inversa, o que tem causado transtornos para a empresa no processo de qualificação de novos aços. Este impasse poderia muito bem colocar em risco a capacidade da companhia no fornecimento de materiais que satisfaçam aos requisitos altamente restritivos da indústria de óleo e gás.

Existe, portanto, uma preocupação com a avaliação dos resultados do teste, cujos critérios de aceitação estabelecidos pela especificação API RP 5L3 foram baseados em testes realizados em aços de tenacidade inferior. Entretanto, as normas atuais estendem os mesmos critérios de aceitação para aços modernos de elevada resistência. Esta situação tem levado a comunidade científica a questionar se a exigência de 85% de fratura dúctil não seria um requisito excessivamente conservador, quanto aplicado aos aços atuais. Por isso, muitos já propõem a utilização da energia absorvida no DWTT como sendo o melhor método de avaliação da tenacidade do aço.

Como as especificações vigentes ainda não toleram a presença da fratura inversa, como também não apresentam estimativas de energia absorvida mínima requerida, em ensaios de DWTT instrumentados, os testes continuam sendo, obviamente, avaliados em termos de percentual de fratura dúctil. Neste contexto, este estudo objetivou levantar informações para o estabelecimento de contramedida visando à redução de ocorrência de fratura inversa em aços de tenacidade elevada para tubos de condução, quanto avaliados por DWTT.

## 8. SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

Ao final deste trabalho, algumas recomendações são feitas com o objetivo de se ampliar conhecimento da tenacidade à fratura em chapas grossas. Como o ensaio DWTT instrumentado, representa uma ferramenta de grande potencial destinada à caracterização mecânica dos materiais por fornecer uma gama de informações adicionais, quando comparado ao ensaio de DWTT convencional, sugere-se:

1. Avaliar a tenacidade de aços com diferentes níveis de energia de impacto Charpy através da energia absorvida no DWTT e correlacioná-la com a ocorrência de fratura inversa.
2. Verificar se existe, em ensaios de DWTT instrumentados, correlação entre tempo necessário para nucleação da trinca com fração de área de fratura inversa e expansão lateral.
3. Investigar os efeitos da espessura na tenacidade de um aço API de elevada energia de impacto Charpy. Desta forma, propõe-se realizar ensaios de DWTT de um aço API de elevada tenacidade processado termomecanicamente em variadas espessuras.
4. Investigar os efeitos das condições de processamento na geração de fratura inversa de um aço de elevada tenacidade de forma a se estabelecer uma janela de processamento que minimize a ocorrência desse fenômeno. Assim, propõe-se avaliar como o processamento de um aço, com o emprego de diferentes temperaturas de acabamento, início e final de resfriamento e taxa de resfriamento acelerado irão afetar a microestrutura do aço e, conseqüentemente, os seus resultados de DWTT, principalmente, a fratura inversa.

## 9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. MENDES, A. P. A.; ROMEIRO, R. A. P.; COSTA, R. C. Mercado e aspectos técnicos dos sistemas submarinos de produção de petróleo e gás natural. BNDES. 2012. ISSN: 1414-923.0.
2. SILVA, M. D. C. 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 de Mestrado. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica. São Paulo. 2004.
3. LEIS, B. N.; ZHU, X. K.; FORTE, T. P.; GLENN, B. C. Design Basis for Fracture Arrestors in Gas Transmission Pipelines, Proceedings of the 14th Conference of PRCI and EPRG Pipeline Conference, Berlin, German, 2003.
4. HORSLEY, D. Background to the Use of CTOA for Prediction of Dynamic Ductile Fracture Arrest in Pipelines. Engineering Fracture Mechanics. V. 70, 2003. p. 547-552.
5. EIBER, R. J.; MAXEY, W. A. Fracture Propagation Control Methods (Paper L). American Gas Association. 6th Symposium on Linepipe Research, Outubro. 1979.
6. ANON. Rupture Will Not Delay Transwestern's Line. Oil & Gas Journal, 58, N° 17, p. 105. 25 de Abril. 1960
7. COSHAM, A. Don't Drop the Drop-Weight Tear Test. The Journal of Pipeline Engineering. p. 69-84. 2nd Quarter 2010.
8. ANDREWS, R; Will, C. R. Fractures Propagate in a Leaking CO2 Pipeline? The Journal of Pipeline Engineering, p. 277-287, 2010.
9. COSHAM, A.; HOPKINS, P. The Pipeline Defect Assessment Manual – A Report to the PDAM Joint Industry Project. 1ª ed, Newcastle upon Tyne: Penspen Ltd, 2004.

10. DUFFY, A. R. Full-Scale Studies. American Gas Association. 3<sup>o</sup> Symposium on Linepipe Research , p. 43-82. Novembro. 1965.
11. EIBER, R. J. Correlation of Full Scale Tests with Laboratory Tests, p. 83-118. 1965.
12. ELDER, L. L. Activities Towards Specifications for Fracture Toughness, p. 119-126. 1965.
13. EIBER, R. J. Fracture Propagation (Paper I). American Gas Association. 4th Symposium on Linepipe Research. Novembro. 1969.
14. EIBER, R. J.; DUFFY, A. R.; MCCLURE, G. M. Significance of the Drop-Weight Tear Test and Charpy V-Notch Impact Test Results. Impact Testing of Metals. ASTM STP466, American Society for Testing and Materials. 1970.
15. FEARNEHOUGH, G. Fracture Propagation Control in Gas Pipelines: A Survey of Relevant Studies. International Journal of Pressure Vessels & Piping. V. 2, p. 257-282. 1974.
16. FEARNEHOUGH, G. D.; JUDE, D. W.; WEINER, R. T. The Arrest of Brittle Fracture in Pipelines. IMechE Conference on Practical Application of Fracture Mechanics to Pressure Vessel Technology. 1971.
17. JONES, D. The British Gas Approach to Fracture Arrest In Pipelines. AGA-EPRG Linepipe Research Seminar IV. Duisburg. Alemanha, 22 a 24 de Setembro. 1981.
18. ROTHWELL, A.; FEARNEHOUGH, G. D. Application of Fracture Technology and Design Philosophies for Major Gas Pipelines. International Seminar on Fracture in Gas Pipelines. Moscou, Russia. Março.1984.
19. EIBER, R.; BUBENIK, T.; MAXEY, W. Fracture Control Technology for Natural Gas Pipelines. Battelle Memorial Institute. Falls Church, EUA: PRCI, 1993.



20. AIHARA, S.; LANGE, H. I.; MISAWA, K.; IMAI, Y.; SEDEI, Y. Full-Scale Burst Test of Hydrogen Gas X65 Pipeline. Proceedings of the 8th International Pipeline Conference, IPC2010. Calgary, Albert. 27 de Setembro a 1º de Outubro de 2010.
21. YANG, X.; AL, E. Dynamic Fracture Study by an Experiment/Simulation Method for Rich Gas Transmission X80 Steel Pipelines. Engineering Fracture Mechanics, 75, p. 5018-5028, 2008.
22. MANNUCCI, G.; HARRIS, D. Fracture Properties of API X100 Gas Pipeline Steels. Bruxelas, Bélgica. Final Report, European Commission. 2002
23. FREED, C. A Comparison of Fracture Toughness Parameters for Titanium Alloys. Engineering Fracture Mechanics, 1, p. 175-189, 1968.
24. MAKINO, H.; TAKEUCHI, I.; HIGUCHI, R. Fracture Propagation and Arrest in High-Pressure Gas Transmission Pipeline by Ultra High Strength Line Pipes. 7th International Pipeline Conference, Alberta, 2008.
25. API. Recommended Practice for Conducting Drop-Weight Tear Tests on Line Pipe 5L3. API, 4rd Edition, 2014.
26. SOUZA, S. A. Ensaios Mecânicos dos Materiais Metálicos. Fundamentos Teóricos e Práticos. 5ª Edição. São Paulo. Editora Edigard Blücher, 1982.
27. TAMEHIRO, H.; HABU, R.; YAMADA, N.; MATSUDA, H.; NAGUMO, M. Properties of Large Diameter Line Pipe Steel Produced by Accelerated Cooling After Controlled Rolling. In: THE METALLURGICAL SOCIETY, I. Accelerated Cooling of Steel. Chicago, 1985. p. 401 - 413.
28. HWANG, B.; LEE, S.; KIM, Y. M.; KIM, N. J.; YOO, Y. Y.; WOO, C. S. Analysis of Abnormal Fracture Occurring During Drop-Weight Tear Test of High-Toughness Line-Pipe Steel. Materials Science and Engineering A. 368, 2004, p.18-27.

29. A Cautionary Tale on Propagating Brittle Fracture in Pipelines. Pipelines International, 2013. Disponível em: <[http://pipelinesinternational.com/news/a\\_cautionary\\_tale\\_on\\_propagating\\_brittle\\_fracture\\_in\\_pipelines/083225/](http://pipelinesinternational.com/news/a_cautionary_tale_on_propagating_brittle_fracture_in_pipelines/083225/)>. Acesso em: 12 nov. 2013.
30. DNV - Offshore Standard for Submarine Pipeline Systems, DNV-OS-F101, 2012.
31. DI SCHINO, A.; GUARNASCHELLI, C. Effect of Microstructure on Cleavage Resistance of High Strength Quenched and Tempered Steels. *Materials Letters*, p. 1968-1972. 2009.
32. DI SCHINO, A.; GUAGNELLI, M.; GUARNASCHELLI, C. Strength and Toughness Improvement in Complex Microstructures HSS by Means of Microstructural Parameters Optimization. *Proceedings of the 2nd International Conference on New Developments on Metallurgy*. Peschiera del Garda (Verona), Italy. 2010.
33. WILKOWSKI, G. M.; MAXEY, W. A.; EIBER, R. J. Use of the DWTT Energy for Predicting Ductile Fracture Behavior in Controlled-Rolled Steel Line Pipes. *Canadian Metallurgical Quarterly*, p. 59-77. 1980.
34. PISTONE, V.; DEMOFONTI, G.; JUNKER, G. Transition Temperature Determination for Thick Wall Line Pipes. *3R International*, 39, p. 199-204. 2000.
35. MAXEY, W. A.; BARNES, C. R. Use of the Chevron Notch DWTT as a Means of Avoiding High Initiation Energies. *EPRG/NG-18. 8th Biennial Joint Technical Meeting on Linepipe Research*. Paper 37, II. Paris. 1991.
36. PUSSEGODA, N., MALIK, L., DINOVIETZER, A., GRAVILLE, B. A., ROTHWELL, A. B. *Proceedings of the 2000 International Pipeline Conference*, Calgary, Alberta, Canada, Vol. 1, 2000, p. 239-245.

37. HWANG, B.; KIM, Y. G.; LEE, S.; KIM, N. J.; YOO, J. Y. Effects of Microstructure on Inverse Fracture Occurring during Drop-Weight Tear Testing of High-Toughness X70 Pipeline Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, volume 36A, p. 371–387. 2005.
38. SEIFERT, K. Abnormal Fracture Appearances of DWTT (Drop Weight Tear Test) Specimens from High-Toughness Line Pipe Steels. *Materials Testing*, v. 26, n. 8, p. 277-280. Agosto, 1984.
39. HALSEN, K. O.; HEIER, E. Drop Weight Tear Testing of High Toughness Pipeline Material. *Proceedings of International Pipeline Conference*. Calgary, Canada. 2004. p. 1717-1724. IPC. 2004.
40. MURAOKA, R.; ISHIKAWA, N.; ENDO, S. Evaluation for Abnormal Fracture Appearance in Drop Weight Tear Test With High Toughness Linepipe. *Proceedings of 21st International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering*. Oslo, Norway, p. 129-136. 23 a 28 de junho de 2002, OMAE'02.
41. SUNG, H. K.; SOHN, S. S.; SHIN, S. Y.; LEE, S.; KIM, N. J.; CHON, S. H. Effects of Finish Rolling Temperature on Inverse Fracture Occurring During Drop Weight Tear Test of API-X80-Pipeline Steels. *Materials Science and Engineering A*. 541, p.181-189. 2012.
42. PEMOV, I. Relationship of the Failure Energy and Amount of Ductile Component in a Fracture During the DWTT for Rolled Plate Prepared by Controlled Rolling. *Metallurgist*, v. 56, p. 52-58, 2012.
43. DENY, R. *Pipeline Technology*, Elsevier, Amsterdam, Netherlands, vol. I, p. 1–116. 2000.
44. MANNUCCI, G.; HARRIS, D. Fracture Properties of API X100 Gas Pipeline Steels. Bruxelas, Bélgica. Final Report, European Commission. 2002.
45. NOZAKI, N.; BESSYO, K.; SUMITOMO, Y. I.; YAMASHITA, A. *Sumitomo Search*, vol. 26, pp. 76–90. 1981.

46. SEOKMIN, H.; SANG, Y. S.; SUNGHAK L.; NACK J. K. Effects of Specimen Thickness and Notch Shape on Fracture Modes in the Drop Weight Tear Test of API X70 and X80 Linepipe Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. Vol. 42, No 9, p. 2619. 2011.
47. SHIN, S.Y.; HWANG, B.; LEE, S.; KANG; K. B. *Metallurgical and Materials Transactions A*. Vol. 38A, p. 537–51. 2007.
48. KNOTT, J.F. *Fundamentals of Fracture Mechanics*, John Wiley & Sons, New York, NY, p. 114–49. 1973.
49. CETLIN, P. R.; SILVA, P. S. P. *Análise de Fraturas*. Associação Brasileira de Metais. 1988.
50. MOROZOV, Y. D.; PEMOV, I. F.; GOLI\_OGLU, E. A.; LYUCHKOV, A. D. ; KORNILOV, V. L.; EFREMOVA, M. V. Optimizing Drop Tests of High Ductility Pipe Steel. *Steel in Translation*, Vol. 42, No. 2, p. 196–199. 2012.
51. SHIN, S.Y.; HONG, S; BAE; J., KIM, K.; LEE, S. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 40A, p. 2333–49. 2009.
52. BALDI, G.; BUZZICHELL, G. Critical Stress for Delamination Fracture in HSLA Stress. *Metal Science*, vol. 12, p. 459–472. 1978.
53. AHN, S. S.; HAM, Y. S.; Evaluation of Shear Area of DWTT Fracture Surface With Instrumented System. *Proceedings of the ASME 2009 28th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering*. OMAE2009. Hawaii, USA. 31 de maio a 5 de junho. 2009.
54. ISO 14556-00, Steel - Charpy V-Notch Pendulum Impact Test - Instrumented Test Method, 1st Edition. The International Organisation for Standardisation (ISO), 2000.

55. IWASAKI, N.; YAMAGUCHI, T.; TAIRA, T. Characteristics of Drop-Weight Tear Test on Line Pipe Steels. *Mechanical Working and Steel Processing*, Volume 13. p. 294-314. 1975.
56. HOLLOMON, J. H. Tensile Deformation, *Transactions of the AIME (Iron and Steel Division)*, vol. 162, p. 268-290. 1945.
57. SWIFT, H. W.; MECH, J. Plastic Instability under Plane Stress. University of Sheffield UK. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Volume 1, Issue 1, p. 1–18. Outubro. 1952.
58. JEON, E. C.; AHN, J.H.; KWON, D. *The Korean Institute of Metals and Materials*. 39 (2001) 1392–1398.
59. TANAKA, T. *Science and Technology of Hot Rolling Process of Steel*. International Conference Microalloying, Pittsburgh, p. 165-181. 1995.
60. TANAKA, T., TABATA, N., HATOMURA. T., SHIGA, C. Three Stages of the Controlled-Rolling Process. *Microalloying*. Washington, p. 88-99. 1975.
61. BARBOSA. BARBOSA, R. A. N. M., BORATTO, F. J. M., SANTOS, D. B. *Fundamentos da Laminação Controlada*. Departamento de Engenharia Metalúrgica, EEUFMG, Belo Horizonte, p. 387. 1989.
62. RAY, P. K., GANGULY, R. I., PANDA, A. K. Determination of Recrystallization Stop Temperature (TR) of HSLA Steel. *Journal of Steel and Related Materials*. v. 2, n. 5, p. 372-376. 2004.
63. BORATTO, F., BARBOSA, R., YUE, S., JONAS, J. J. Efeito da Composição Química nas Temperaturas Críticas para Laminação Controlada de Aços Microligados. *CONGRESSO ANUAL DA ABM*, Belo Horizonte, p.183-196. 1988.

64. ANDREWS, K. W. Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures. Journal of The Iron and Steel Institute, v. 203, p. 721-727, 1965.
65. AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. Specification for Line Pipe. 2012.
66. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIAL. ASTM Standard A370, 2012, Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. ASTM International. West Conshohocken.
67. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. 2012.
68. Materiais Metálicos - Ensaio de Dureza Vickers - Parte 1: Método de Ensaio. ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas, p. 22. 2008.
69. Materiais Metálicos - Ensaio de Dureza Vickers - Parte 2: Verificação e Calibração de Máquinas de Ensaio. ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas, p. 19. 2008.
70. Materiais Metálicos - Ensaio de Dureza Vickers - Parte 3: Calibração de Blocos de Referência. ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnica, p. 12. 2008.
71. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials, p. 9. 2003. West Conshohocken. 2006.
72. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel, p. 19. 2006. West Conshohocken.
73. THOMPSON, S. W.; KRAUSS, G. Ferritic Microstructures in Continuously Cooled Low and Ultralow Carbon Steels. ISIJ International, v.35, n.8, p.937-945, 1995.

74. ROBERTS, Effect of Transformation Substructure on the Strength and Toughness of Fe-Mn Alloys. Metallurgical Transactions 1(12), p. 3287–3294. 1970.
75. Disponível em: <[www.sveis.no/index./76-6-voestalpine-rainer-grill](http://www.sveis.no/index./76-6-voestalpine-rainer-grill)>. Acesso em: 12 fev. 2015.
76. EIBER, R. Drop-Weight Tear Test Application to Natural Gas Pipeline Fracture. The Journal of Pipeline Engineering, vol.12, No.3, p. 175-182, Setembro/2013.
77. GODEFROID, L. B., Análise de Falhas- Programa de Educação Continuada - Cursos ABM. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, p. 375. 2003.
78. HERTZBERG, R.W. Deformation and Fracture Mechanisms of Engineering Materials. 3ª. Ed. New York: John Wiley & Sons, p. 680.1989.
79. WILKOWSKY, G. Old Versus New Low-Grade Linepipe Steels – How Their Fracture Properties Differ. Pipelines Internacional, Engineering Mechanics Corporation of Columbus. Columbus, OH. USA. Issue 17, P. 48-50. Setembro de 2013.
80. KANG, M.; KIM, H.; LEE, S. e SHIN, S. Y. Effects of Dynamic Strain Hardening Exponent on Abnormal Cleavage Fracture Occurring During Drop Weight Tear Test of API X70 and X80 Linepipe Steels. Metallurgical and Materials Transactions A (Impact Factor: 1.73).