

JULIANA CRISTINE DE SOUSA TEIXEIRA

**INFLUÊNCIA DO TIPO DE ENTALHE EM TUBO DE AÇO API GRAU X60 PARA
OBTENÇÃO DA CURVA DE TEMPERATURA DE TRANSIÇÃO DUCTIL-FRÁGIL
NO ENSAIO DE DWTT**

Juliana Cristine de Sousa Teixeira

**INFLUÊNCIA DO TIPO DE ENTALHE EM TUBO DE AÇO API GRAU X60 PARA
OBTENÇÃO DA CURVA DE TEMPERATURA DE TRANSIÇÃO DUCTIL-FRÁGIL
NO ENSAIO DE DWTT**

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica na área de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

Guaratinguetá - SP
2018

Teixeira, Juliana Cristine de Sousa
T266i Influência do tipo de entalhe em tubo de aço API grau X60 para
obtenção da curva de temperatura de transição dúctil-frágil no ensaio de
DWTT / Juliana Cristine de Sousa Teixeira – Guaratinguetá, 2018.
104 f : il.
Bibliografia: f. 100-102

Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de
Engenharia de Guaratinguetá, 2018.
Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

1. Aço - Fratura. 2. Aço de alta resistência. 3. Aço – tratamento
térmico. I. Título.

CDU 669.14(043)


Luciana Máximo
Bibliotecária/CRB-8 3595



JULIANA CRISTINE DE SOUSA TEIXEIRA

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Ana Paula Rosifini Alves Claro
Coordenadora

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
Orientador / UNESP/FEG


Prof. Dr. HUMBERTO LOPES RODRIGUES
FATEC/Pindamonhangaba


Prof. Dr. RAFAEL HUMBERTO MOTA DE SIQUEIRA
IEAv/DCTA

Abril de 2018

DADOS CURRICULARES

NOME COMPLETO DO AUTOR

NASCIMENTO	01.04.1984 – São José dos Campos / SP
FILIAÇÃO	Donizetti Aparecido de Sousa Anadir Ambrosio de Sousa
2006/2011	Curso de Graduação em Engenharia Mecânica Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá Universidade Estadual Paulista

Dedico este trabalho ao meu marido Fernando, ao meu filho Antônio que está para chegar e aos meus pais Donizetti e Anadir, pelo carinho, apoio e compreensão pela renúncia de momentos preciosos e por terem acreditado na realização deste grande desafio e sonho em minha vida. A todos que amo e que sempre estiveram ao meu lado. Obrigada!

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus por me iluminar em mais uma fase importante. Agradeço pela minha vida, minha inteligência, minha família e meus amigos,

ao meu orientador, *Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira* que com sua objetividade, clareza paciência, me orientou e me ajudou a tornar possível a conclusão deste trabalho.

aos meus irmãos *Jefferson* e *Junior*, minhas cunhadas *Bianca* e *Mariana* e ao meus afilhados *Gabriel*, *Pedro* e *Heitor*, e demais membros da família *Sousa* e *Teixeira*, que estavam torcendo e apoiando em todos os momentos.

à TenarisConfab pela oportunidade de crescimento profissional e pessoal.

aos profissionais da TenarisConfab, *Benedito Cavalheiro*, *Oswaldo Ohio*, *Izabela Girão* e *Arlindo Silva* da Usiminas pelo apoio ao meu trabalho me ajudando e dando a oportunidade e incentivo para a conclusão deste trabalho.

“Por vezes sentimos que aquilo que fazemos não é senão uma gota de água no mar. Mas o mar seria menor se lhe faltasse uma gota. ”

Madre Teresa de Calcutá

RESUMO

O ensaio de queda de peso DWTT (*Drop Weight Tear Test*) é um método amplamente utilizado pela indústria de óleo e gás 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". Com o desenvolvimento dos aços ARBL, o comportamento dos aços vem mostrando algumas particularidades resultantes do processamento termomecânico, e por esse motivo, podem não apresentar o mesmo comportamento à fratura que aços mais antigos, como delaminações ou inclusões não metálicas. Atualmente são propostos dois tipos de entalhe, sendo o tipo prensado, obtido pela estampagem de uma matriz na amostra, e o tipo Chevron, que deve ser usinado. A correlação entre ambos os entalhes pode ser realizada apenas para a análise da porcentagem da superfície dúctil da fratura. Outros tipos de correlação como energia absorvida para impacto, não são recomendados, uma vez que a concentração de tensão para o entalhe Chevron é muito maior, facilitando o rompimento da amostra, enquanto que o entalhe prensado demanda maior energia, uma vez que possui maior encruamento na região. No presente trabalho foram realizados os levantamentos de curvas de temperatura de transição dúctil e frágil (TTDF) do material base do tubo com dimensões de 762 mm x 38,1 mm de aço carbono com grau API X60, através da análise da porcentagem de fratura dúctil resultante cujo os resultados se mostraram equivalentes tanto para o entalhe Prensado como Chevron; energia absorvida pela leitura do equipamento de DWTT com cutelo instrumentado, apresentando resultados não comparativos, sendo necessário maior energia para fraturar um CP com entalhe Prensado e menor energia para fraturar um CP com entalhe usinado Chevron; e expansão lateral, resultante das amostras para ambos os tipos de entalhes, cujo os resultados possuem similaridade, entretanto não equivalentes. Para correlacionar a energia absorvida, também foi realizada a TTDF por ensaio de impacto (CVN), contudo a correção não foi possível, devido ao tamanho da amostra ser distinta ao DWTT.

PALAVRAS-CHAVE: Ensaio de DWTT. Entalhe. Fratura. Tenacidade. Ensaio Charpy. Temperatura de Transição Dúctil-Frágil. Aços ARBL.

ABSTRACT

The Drop Weight Tear Test (DWTT) is a method widely used by the oil and gas industry to determine the ability of a material to prevent the propagation of a crack. This method was developed by the Battelle Memorial Institute, and is performed in accordance with API RP 5L3 "Drop-Weight Tear Tests on Line Pipe" specification. With the development of ARBL steels, the behavior of steels has shown some particularities resulting from thermomechanical processing, and for this reason, they may not present the same fracture behavior as older steels, such as delamination or nonmetallic inclusions. Currently two types of notch are proposed, being the type pressed, obtained by the stamping of a matrix in the sample, and the type Chevron, that must be machined. The correlation between both notches can be performed only for the analysis of the percentage of the ductile surface of the fracture. Other types of correlation as energy absorbed for impact are not recommended, since the stress concentration for the Chevron notch is higher, facilitating the rupture of the sample, while the notched press demands greater energy, since it has greater hardening in the region. In the present study, the ductile and brittle transition temperature (TTDF) curves of the base material of the pipe with dimensions of 762 mm x 38.1 mm of carbon steel with API grade X60 were carried out, through the analysis of the percentage of ductile fracture resulting whose results were shown to be equivalent for both notch: Pressed and Chevron; energy absorbed by reading DWTT equipment with instrumented cleaver, presenting non-comparative results, requiring greater energy to fracture a sample with notched Press and lower energy to fracture a sample with Chevron machined notch; and lateral expansion, resulting from the samples for both types of notches, whose results have similarity, however not equivalent. In order to correlate absorbed energy, TTDF was also performed by impact test (CVN), however correction was not possible, because the sample size was distinct from DWTT.

KEYWORDS: DWTT. Notch. Fracture. Toughness. Charpy. Brittle to Ductile Transition Temperature. ARBL steels.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - navio com ruptura frágil devido à fragilização do material em águas frias -----	19
Figura 2 – imagens dos testes de explosão em tamanho real em agosto de 2009, noruega -----	23
Figura 3 – representação e dimensões da amostra de dwtt com entalhe prensado ou chevron ---	24
Figura 4 – ilustração dos corpos de prova utilizados nos ensaios de impacto izod e charpy-----	26
Figura 5 - esquema de ensaio de impacto cvn -----	27
Figura 6 – comparação das amostras de teste de dwtt e cvn -----	27
Figura 7 – curvas de transição dúctil-frágil baseado na aparência das superfícies de fratura de ensaio de impacto cvn 2/3 da espessura, dwtt espessura total e explosão em escala real realizados em um tubo de 30” x 0.375” (762 mm x 9.52 mm) x52-----	28
Figura 8 - representação esquemática do comportamento tensão-deformação em tração para materiais dúcteis e frágeis -----	29
Figura 9 - fratura dúctil resultado dos ensaios em escala real de athens -----	30
Figura 10 - fratura frágil resultado dos ensaios em escala real de athens -----	31
Figura 11 - curvas características de energia absorvida em função da temperatura para materiais com estruturas cristalinas cfc e ccc-----	32
Figura 12 - curva de transição típica de ensaio de impacto charpy -----	33
Figura 13 – esquema de laminação controlada empregado no processamento de aços -----	35
Figura 14 - desenvolvimento dos aços especificados na norma api -----	36
Figura 15 - ilustração dos quatro estágios do tmcp e as respectivas mudanças na microestrutura após cada região de deformação. -----	44
Figura 16 - heterogeneidade estrutural em chapa de aço (espessura 16 mm) perto da superfície (a), a um quarto da espessura (b), e no meio da tira (c); x 400. -----	46
Figura 17 - simulação de elo fraco (banda) no plano na chapa: (a) grade de elemento finito tridimensional; o elo fraco é uma banda contínua na parte central da amostra; (b) elo fraco sob a forma de depósitos locais. -----	46
Figura 18 – esquema de vista de trinca irregular causada pela presença de delaminação central	47
Figura 19 – profundidade da delaminação em corpo de prova com propagação de trincas no sentido de laminação -----	48
Figura 20 – influência da delaminação na superfície de fratura na curva de carga aplicada e modo de abertura de trinca: carga (p) em função do deslocamento (cod). -----	49

Figura 21 - representação de um corpo de prova após fratura com suas cotas para análise da expansão lateral -----	50
Figura 22 - imagens das superfícies dos corpos de prova após fratura para comparação. Cada imagem representa a porcentagem de fratura dúctil.-----	51
Figura 23 - esquemas das faces dos corpos de prova após fratura para comparação. -----	51
Figura 24 - esquema baseado na norma astm e23 (2012) da face do corpo de prova após fratura para comparação -----	52
Figura 25 - comparativo entre resultados de energia absorvida para três corpos de prova com dimensões diferentes -----	53
Figura 26 - diagrama comparativo do comportamento da ttdf de três aços distintos quando a sua espessura do corpo de prova aumenta-----	54
Figura 27 – comparação entre a energia absorvida e a porcentagem de fratura dúctil em função da temperatura para um aço a283-----	55
Figura 28 – layout do processo produtivo de tubos através do processo de solda por arco submerso na tenaris do brasil-----	56
Figura 29 – primeira etapa de conformação da chapa. Prensa “u”-----	57
Figura 30 – etapa de conformação da chapa na prensa “o” -----	58
Figura 31 – esquema das tensões existentes durante etapas de conformação da chapa grossa desde formato em “u” até formato em “o” -----	58
Figura 32 – soldagem interna e externa de tubos. A) solda interna por arco submerso; b) solda externa por arco submerso com 4 arames -----	59
Figura 33 – expansor de tubos -----	60
Figura 34 – tubo sendo expandido em linha de produção-----	60
Figura 35 – fluxograma da metodologia utilizada-----	63
Figura 36 – equipamentos usados para determinar a composição química. A) analisador de carbono e enxofre, b) analisador de nitrogênio e oxigênio c) espectrômetro de emissão ótica à vácuo-----	64
Figura 37 – corpo de prova de tração transversal prismática -----	65
Figura 38 – máquina de ensaio de tração zwick -----	66
Figura 39 – a) localização das superfícies a ser analisada; b) malha de medição de microdureza.	67
Figura 40 – máquina utilizada para medição de microdureza. -----	67
Figura 41 - microscópio óptico modelo zeiss -----	68
Figura 42 – a) dimensões dos corpos de prova sem entalhe; b) corpo de prova sem entalhe. ----	69

Figura 43 – a) medidas do entalhe do corpo de prova para ensaio charpy; b) corpo de prova charpy, após a confecção do entalhe. -----	69
Figura 44 – sentido do ensaio de impacto -----	70
Figura 45 – máquina zwick / roell utilizada para o ensaio de impacto -----	71
Figura 46 – equipamento zwick / roell de capacidade máxima de 100000j -----	72
Figura 47 – posição de retirada das amostras de dwtt no tubo.-----	73
Figura 48 - equipamento modelo zeiss e programa axiovision 4.8 -----	75
Figura 49 - equipamento modelo jsm-6360 microscópio eletrônico de varredura -----	75
Figura 50 - variação de propriedades mecânicas chapa vs. Tubo para: a) limite de escoamento (le); b) limite de resistência (lr) -----	77
Figura 51 - valores individuais de microdureza do material base em estudo com média dos valores obtidos-----	78
Figura 52 - microestrutura do material de base como recebido. Polido até 1µm. -----	79
Figura 53 - microestrutura do material de base como recebido polido até 1µm. -----	80
Figura 54 - fratura dúctil dwtt - entalhe chevron -----	81
Figura 55 - fratura dúctil dwtt - entalhe prensado -----	81
Figura 56 - energia absorvida pelo material nos ensaios de dwtt. A) entalhe prensado e b) entalhe chevron -----	84
Figura 57 - energia de impacto cvn-----	85
Figura 58 - energia dwtt obtida por expansão lateral -----	86
Figura 59 – fraturas resultantes do ensaio de dwtt após quebra à +30°C. A) amostra de espessura total com entalhe prensado; b) amostra de espessura total com entalhe chevron-----	87
Figura 60 - fraturas resultantes do ensaio de dwtt após quebra à -60°C. A) amostra de espessura total com entalhe prensado; b) amostra de espessura total com entalhe chevron-----	88
Figura 61 - superfícies de fratura apresentando splits -----	89
Figura 62 - visual da superfície da fratura após ensaio de impacto cvn nas temperaturas -----	89
Figura 63 - amostra embutida da fratura analisada após ensaio de impacto cvn e ampliação de 50x da região com delaminações na região da fratura -----	91
Figura 64 - análise da fratura com presença de delaminações com ampliação de até 50x -----	91
Figura 65 - fractografias da fratura da amostra de cvn ensaiada à -40°C-----	92
Figura 66 - fractografias da fratura da amostra de cvn ensaiada à 20°C com ampliação.-----	93
Figura 67 - fractografias da fratura da amostra de cvn ensaiada à 0°C com ampliação. -----	94
Figura 68 - fractografias da fratura da amostra de cvn ensaiada à -20°C com ampliação.-----	95
Figura 69 - fractografias da fratura da amostra de cvn ensaiada à -40°C com ampliação.-----	96

Figura 70 – análise da amostra da imagem 67 no mev com detecção de elementos de inclusão- 97

Quadro 1 - Composição química de tubos soldados PSL2-----	38
Quadro 2 - Propriedades mecânicas de tubos com costura PSL2 -----	39
Quadro 3 - Principais elementos de liga nos aços para fabricação de dutos. -----	41
Quadro 4 - Principais impurezas nos aços para fabricação de dutos -----	42
Quadro 5 - Parâmetros A e B, identificados na Figura 24, e respectiva contabilização da porcentagem de fratura dúctil -----	52

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Ranges das variáveis atribuídas nos ensaios de West Jefferson e Athens realizados nos anos 60 pelo Battelle Insitute Memorial -----	23
Tabela 2 – Ranges das variáveis atribuídas no ensaio em tamanho real de Giskas, Noruega-----	23
Tabela 3 - Características da amostra disponível para esta pesquisa -----	61
Tabela 4 - Composição química (% massa) do aço API 5L X60 -----	61
Tabela 5 - Propriedades mecânicas de tração para um aço API 5L X60-----	62
Tabela 6 - Distribuição da quantidade de corpos de prova para ensaio de impacto -----	71
Tabela 7 - Distribuição da quantidade de corpos de prova e entalhe para DWTT.-----	74
Tabela 8 – Análise química realizada na amostra como recebido do tubo API grau X60-----	76
Tabela 9 – Análise do percentual de CE(Pcm) em comparação com os limites API 5L -----	76
Tabela 10 - Dados obtidos pelo ensaio de tração do material em estudo API X60-----	77
Tabela 11 - Resultados de tração transversal na chapa. Valores reportados no certificado fornecido pela usina.-----	77
Tabela 12 – Valores resultantes de microdureza do material base X60-----	78
Tabela 13 – Desvio padrão dos resultados de superfície dúctil para entalhe Chevron e Prensado	82
Tabela 14 - Resultados da energia absorvida e desvio padrão DWTT entalhe Chevron -----	83
Tabela 15 - Resultados da energia absorvida e desvio padrão DWTT entalhe Prensado-----	83
Tabela 16 – Resultados da energia absorvida e desvio padrão ensaio de impacto -----	84
Tabela 17 - Resultados do desvio padrão para energia absorvida obtida por expansão lateral ---	86

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AGA	<i>American Gas Association</i> (Associação Americana de Gás)
API	<i>American Petroleum Institute</i> (Instituto Americano de Petróleo)
Ar3	Temperatura de transformação da austenita para ferrita
ARBL	Alta Resistência Baixa Liga
CCC	Cúbica de corpo centrado
CE _{IW}	Carbono equivalente, com base na equação do <i>International Institute of Welding</i> (Instituto Internacional de Soldagem)
CE _{pcm}	Carbono equivalente, com base na análise química da equação de carbono equivalente de Ito-Bessyo
Ceq	Carbono Equivalente
CN	<i>Chevron Notch</i> (Entalhe Chevron)
CVN	<i>Charpy V-Notch</i> (Ensaio de Impacto de Corpo de Prova com entalhe em V)
DWTT	<i>Drop-Weight Tear Test Drop</i> (Ensaio de Queda de Peso em Corpo de Prova entalhado)
EPS	Especificação de Soldagem
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MO	Microscópio Óptico
MPa	Mega Pascal
PN	<i>Pressed Notch</i> (Entalhe Prensado)
SAWL	<i>Submerged Arc Welding Longitudinal</i> (Soldagem Longitudinal ao Arco Submerso)
TMCP	<i>Thermal-Mechanical Control Process</i> (Processo Termomecânico Controlado)
T _{nr}	Temperatura de não recristalização
TTDF	Temperatura de Transição Dúctil-Frágil
$\gamma \rightarrow \alpha$	Transformação do aço de austenita para fase α (resfriamento)

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
2	OBJETIVO	20
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
3.1	FRATURAS EM TUBULAÇÕES	21
3.1.1	Histórico do ensaio mecânico de Drop-Weight Tear Test – DWTT	21
3.1.2	Ensaio de Drop-Weight Tear Test – DWTT	24
3.1.3	Ensaio mecânico de impacto (CVN)	25
3.1.4	Correlação entre DWTT e CVN	28
3.1.5	Conceitos metalúrgicos: ductilidade, tenacidade e fragilidade	28
3.2	FRATURA	29
3.2.3	Curva de transição dúctil-frágil	31
3.3	AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA BAIXA LIGA (ARBL) E DESENVOLVIMENTO DOS AÇOS API	34
3.3.1	Histórico e definição	34
3.3.2	Utilização de aços ARBL para fabricação de tubos de acordo com a API 5L	36
3.3.3	Efeitos principais da composição química do aço	40
3.4	LAMINAÇÃO CONTROLADA E EFEITOS DAS MICROLIGAS	43
3.4.1	Defeito	45
3.4.2	Delaminação ou separação em aços ARBL	46
3.4.3	Informações extraídas do ensaio de Charpy e DWTT	49
3.4.4	Fatores influenciadores da Temperatura de Transição de Metais e Ligas	53
3.4.4.1	Influência do tamanho do corpo de prova	53
3.5	FABRICAÇÃO DE TUBOS NA TENARIS	55
4	MATERIAIS E MÉTODOS	61
4.1	MATERIAL UTILIZADO	61
4.2	METODOLOGIA UTILIZADA	62
4.3	ENSAIOS DE ANÁLISES	63
4.3.1	Análise química	63
4.3.2	Ensaio de tração	64
4.3.3	Ensaio de microdureza	66
4.3.4	Análise microestrutural por microscopia óptica	68
4.4	ENSAIOS DE FRATURA	68
4.4.1	Ensaio de impacto Charpy V notch	68
4.4.2	Ensaio de DWTT – Drop-Weigh Tear Test	72
4.4.3	Curva de transição dúctil-frágil	73
4.5	ANÁLISE DA FRATURA	74
4.5.1	Microscopia óptica	74
4.5.2	Microscopia Eletrônica	75
5	RESULTADOS	76
5.1	CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL COMO RECEBIDO	76
5.1.1	Análise química	76

5.1.2	Ensaio de tração.....	76
5.1.3	Ensaio de microdureza	78
5.1.4	Análise microestrutural	79
5.2	CURVA DE TRANSIÇÃO DO MATERIAL	80
5.2.1	Ensaio DWTT para análise porcentagem da área dúctil.....	80
5.2.2	Ensaio DWTT e de impacto (CVN) para a energia absorvida – avaliação do tipo de entalhe para DWTT	82
5.2.3	Análise da energia absorvida por expansão lateral no ensaio de DWTT.....	85
5.3	ANÁLISES FRACTOGRÁFICAS	88
6	CONCLUSÕES.....	98
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	99
	REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA.....	100
	ANEXO A - Análise química realizada na amostra do tubo API grau X60 espectrômetro de emissão ótica à vácuo	105
	ANEXO B - Análise química realizada na amostra do tubo API grau X60 LECO	106

1 INTRODUÇÃO

Chapas grossas destinadas à fabricação de tubos de grande diâmetro para condução de produtos petrolíferos constituem uma das classes mais sofisticadas de produtos planos de aço, em função dos requisitos que devem atender em termos de resistência mecânica, tenacidade, soldabilidade, resistência à corrosão, entre outros fatores. Essas demandas estão se tornando cada vez mais severas, uma vez que a necessidade energética mundial requer a exploração de jazidas petrolíferas em locais cada vez mais inóspitos e sob condições operacionais crescentemente severas.

O desafio contínuo vem sendo vencido pela siderurgia há décadas, através da aplicação de conceitos metalúrgicos sofisticados à concepção, produção e aplicação desses materiais, bem como do desenvolvimento da tecnologia associada a seus processos de fabricação e aplicação. Tudo isso, obviamente sem perder de vista os aspectos econômicos envolvidos (GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009).

À medida que as atividades de perfuração para extração de óleo e gás em regiões extremamente frias crescem, é fundamental que sejam aplicadas tubulações com excelente resistência a baixas temperaturas. Particularmente nesses aços, a integridade estrutural a baixas temperaturas é crítica e, portanto, são necessárias técnicas de avaliação precisas e confiáveis para obtenção da temperatura de transição e resistência à fratura para aplicações práticas de tubulação. O ensaio mecânico de queda do martelo, o DWTT (*Drop-Weight Tear Test*) foi desenvolvido pelo Instituto Battelle dos Estados Unidos em meados da década de 1960 como um método para avaliar a temperatura de transição de propagação de fratura (FPTT) de aços de linha de tubulação. Ao contrário do teste de impacto Charpy V-notch (CVN) usando amostras de certa espessura, por exemplo 10 mm, o DWTT utiliza amostras com a mesma espessura que os aços reais da linha de tubulação e que podem retratar melhor as mudanças na temperatura de transição.

A API 5L3, 2014, recomenda atualmente o uso de entalhe pressionado ou prensado (PN) para avaliação da curva de transição dúctil-frágil para aços de tubulação de linha de baixa resistência, enquanto o entalhe de Chevron (CN) DWTT é recomendado para os de alta resistência. Devido ao caminho de propagação da trinca ser maior, a energia absorvida no ensaio de DWTT era conhecida por ser um parâmetro mais confiável para avaliar a resistência de propagação à fratura dúctil dinâmica de aços de tubulação, do que a energia absorvida pela CVN (SHIN et al., 2007). No entanto, ainda existem incertezas nos critérios de seleção da

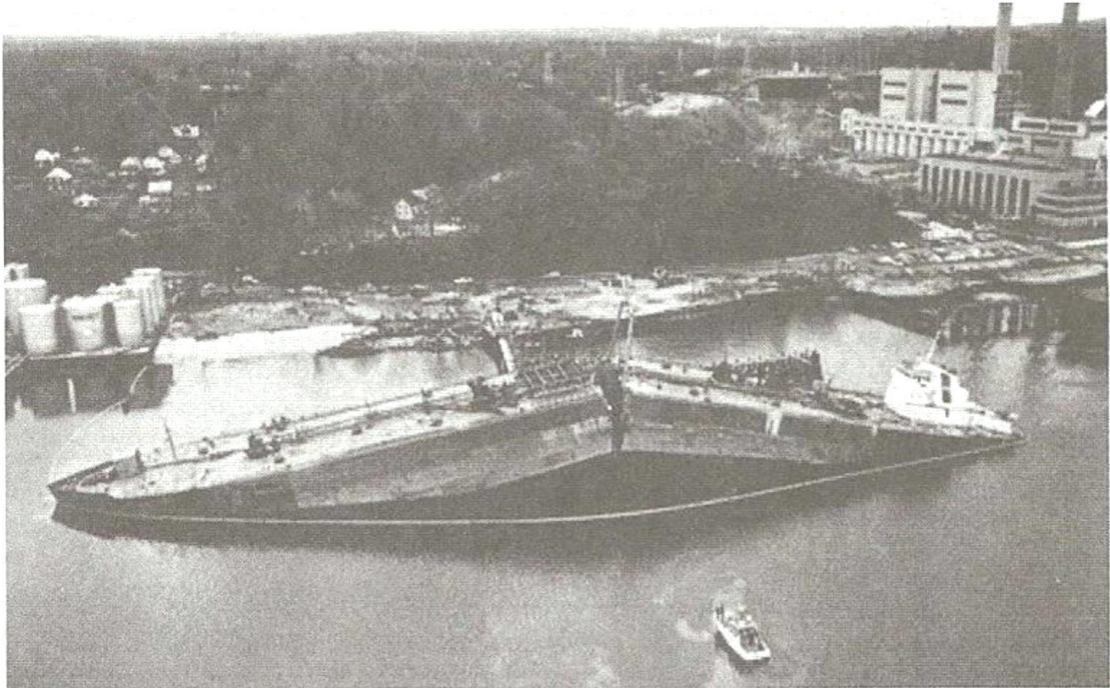
forma de entalhe das amostras DWTT, considerando como variáveis a espessura da amostra (parede do tubo) e a temperatura do teste o que também leva a incertezas para avaliação confiável de energia absorvida ou da temperatura de transição.

A análise de propriedades como ductilidade e tenacidade proporciona maior conhecimento sobre o material, sendo possível determinar a capacidade de deformação plástica diante de uma solicitação e se o mesmo possui características dúctil ou frágil quando comparado a outros materiais.

O interesse no estudo do comportamento dos materiais em função da temperatura teve início na Segunda Guerra Mundial, quando se observou que, no inverno alguns navios partiam-se ao meio, apresentando fratura frágil, tendo estes sido construídos com juntas soldadas de materiais com boa ductilidade, quando ensaiados em temperatura ambiente. A ocorrência deste tipo de falha também foi verificada em linhas de tubulação de petróleo, vasos de pressão e pontes de estrutura metálica (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2000).

A Figura 1 apresenta-se o exemplo clássico de fratura frágil catastrófica de um navio ainda aportado em águas consideradas geladas. Em 1960 no Novo México, Estados Unidos, aconteceu o caso mais grave de fratura frágil em tubulação de óleo e gás, com a propagação de fratura de aproximadamente 13 km de uma tubulação de 762 mm de diâmetro de aço X56, o segmento de tubulação falhou adjacente a um segmento testado por pressão usando gás e foi interrompido quando encontrou uma conexão “T” mais resistente. Catástrofes como estas contribuíram com os estudos da propagação e interrupção de fraturas de linhas de gás.

Figura 1 - Navio com ruptura frágil devido à fragilização do material em águas frias



Fonte: (CALLISTER, 2005)

2 OBJETIVO

A partir da necessidade de conhecer o comportamento dos materiais, o objetivo deste estudo é analisar os tipos de entalhe utilizados nos ensaios de DWTT afim de aproximar os resultados obtidos em laboratório com os ensaios de simulação com a tubulação em escala real.

O presente estudo tem por objetivos específicos:

1. Estudar a influência dos tipos de entalhe Chevron e Prensado nos resultados de tenacidade do tubo API X60 | SAWL, para a percentagem de fratura dúctil, afim de estabelecer se são equivalentes para caracterização mecânica da amostra quando submetida ao ensaio de DWTT;
2. Fazer um comparativo da obtenção da curva de energia absorvida no ensaio DWTT para os entalhes Chevron e Prensado para analisar a correlação entre as curvas TTDF da energia absorvida, através do equipamento para ensaio de DWTT com cutelo instrumentado.
3. Analisar curva TTDF a partir da energia absorvida para os dois tipos de entalhe, Chevron e Prensado, através da expansão lateral das amostras do ensaio de DWTT para se avaliar se são equivalentes.
4. Verificar se há correlação entre a TTDF da energia absorvida para os ensaios de DWTT e impacto CVN.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 FRATURAS EM TUBULAÇÕES

Até 1960 os dutos de aço carbono ofereciam pouca resistência à propagação de trincas, uma vez que estas tendiam a ocorrer de modo frágil (LEIS et al., 2003). De fato, a propagação e interrupção, de fraturas em dutos de condução tem sido objeto de estudo desde a ocorrência de fraturas frágeis de grandes proporções, que marcaram as décadas de 1950 e 1960. Tais fraturas propagavam-se por muitos quilômetros até que fossem interrompidas em válvulas ou segmentos de junção com espessuras maiores (HORSLEY, 2003). Acidentes envolvendo falhas em sistemas de tubulação ocorreram ao longo dessas duas décadas.

De acordo com Eiber; Maxey (1979) os primeiros registros de propagação de fratura frágil de longa extensão ocorreram na década de 1950 nos Estados Unidos em tubulação de gás de 609,6 mm de diâmetro. Estes foram os primeiros exemplos registrados de extensa propagação de fratura frágil em uma tubulação.

Na Venezuela, Anon (1960) descreve que, em 1958, uma extensão de 5,6 km de um gasoduto de 660,4 mm de diâmetro falhou durante testes com utilização de gás. Fearnough (1974) relata casos similares ocorridos na Europa, de propagação de trinca com extensão de 180 m.

O exemplo mais conhecido relacionado a falha de uma tubulação 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 (COSHAM et al., 2010).

3.1.1 Histórico do ensaio mecânico de Drop-Weight Tear Test – DWTT

O DWTT é utilizado para investigar a tendência da fratura dos aços para avaliação do comportamento da fratura. É uma modificação de um teste de queda de peso desenvolvido pelo Laboratório de Pesquisa Naval dos Estados Unidos, o teste de queda

de peso Pellini, desenvolvido por WS Pellini, normalizado pela ASTM E208 e SEP 1325. O DWTT foi subsequentemente normalizado pela norma API RP 5L3.

Com o objetivo de estudar o fenômeno e elaborar metodologia para prevenir a ocorrência de fratura frágil, foi fundada a *Pipeline Research Council International (PRCI)* em 1958. Duffy (1965) e Eiber (1969) abordam um programa extensivo de trabalho teórico e experimental, patrocinado pela *American Gas Association (AGA)*, no qual foi realizado o primeiro experimento pelo *Battelle Memorial Institute*, como parte do NG-18. FEARNEHOUGH et al., (1971), fazem referência a outros programas menores com a mesma finalidade, conduzidos pela *British Gas Corporation*. Divididos em três diferentes testes, todos os programas tinham o propósito de determinar se ensaios em escala reduzida poderiam simular o comportamento real e auxiliar na especificação de uma tubulação, afim de prever se o material, quando aplicado, estaria ou não sujeito à fratura frágil:

1) **Escala real:** Experimentos através de explosão com pressurização de gás em seções de quase 50 m de comprimento realizado em uma mina inativa próxima à Athens, Ohio (EUA).

2) **Escala real:** Experimentos pressurizados a ar em seções de 4,5 a 6 m de comprimento realizados no *Battelle Memorial Institute* em West Jefferson, Ohio (EUA).

3) **Escala reduzida:** Ensaios mecânicos: impacto (CVN) e DWTT.

Os ensaios em escala real de Ohio, foram realizados com o objetivo de analisar o modo da fratura, bem como os fatores que a influenciam e suas características. (COSHAM et al., 2010) lista que esses fatores são: velocidade, aspecto visual da superfície de fratura, quantidade de trincas, modo da fratura, num range de temperaturas afim de se obter a temperatura de transição da propagação da fratura em escala real. De acordo com Eiber (1969) a velocidade de propagação da fratura como a aparência medida nos testes realizados em West Jefferson foram idênticas aos testes de Athens. O *Battelle Memorial Institute* reuniu os 290 pontos, provenientes dos 165 testes de W. Jefferson e Athens, realizados de acordo com as variáveis e ranges conforme Tabela 1.

Em agosto de 2009 foi realizado testes de explosão em tamanho real em Giskas, Noruega. A Figura 2 apresenta o ensaio de Giskas, similar aos realizados em W. Jefferson e Athens. O gás utilizado foi o Hidrogênio puro nas condições descritas na Tabela 2 e o objetivo do experimento era estudar o comportamento da trinca inicial como a direção e velocidade de propagação (AIHARA et al., 2010).

Tabela 1 – Ranges das variáveis atribuídas nos ensaios de West Jefferson e Athens realizados nos anos 60 pelo *Battelle Insitute Memorial*

Variáveis	Range
Diâmetro	168,3 a 1066,8 mm
Espessura de parede do tubo	5,5 a 16,7 mm
Grau do aço	API 5L X52, X60 e X65
Temperatura	-41 a 65°C
Pressão circular (Limite de escoamento mínimo especificado)	37 a 110%

Fonte: (COSHAM et al., 2010) (adaptada)

Tabela 2 – Ranges das variáveis atribuídas no ensaio em tamanho real de Giskas, Noruega

Variáveis	Range
Diâmetro	559 mm
Espessura de parede do tubo	13.5 mm
Grau do aço	API X65
Temperatura atmosférica	15°C
Pressão circular (Limite de escoamento mínimo especificado)	72%
Pressão de linha	16 Mpa
Comprimento inicial de trinca	700 mm

Fonte: (AIHARA et al., 2010) (adaptada)

Figura 2 – Imagens dos testes de explosão em tamanho real em agosto de 2009, Noruega

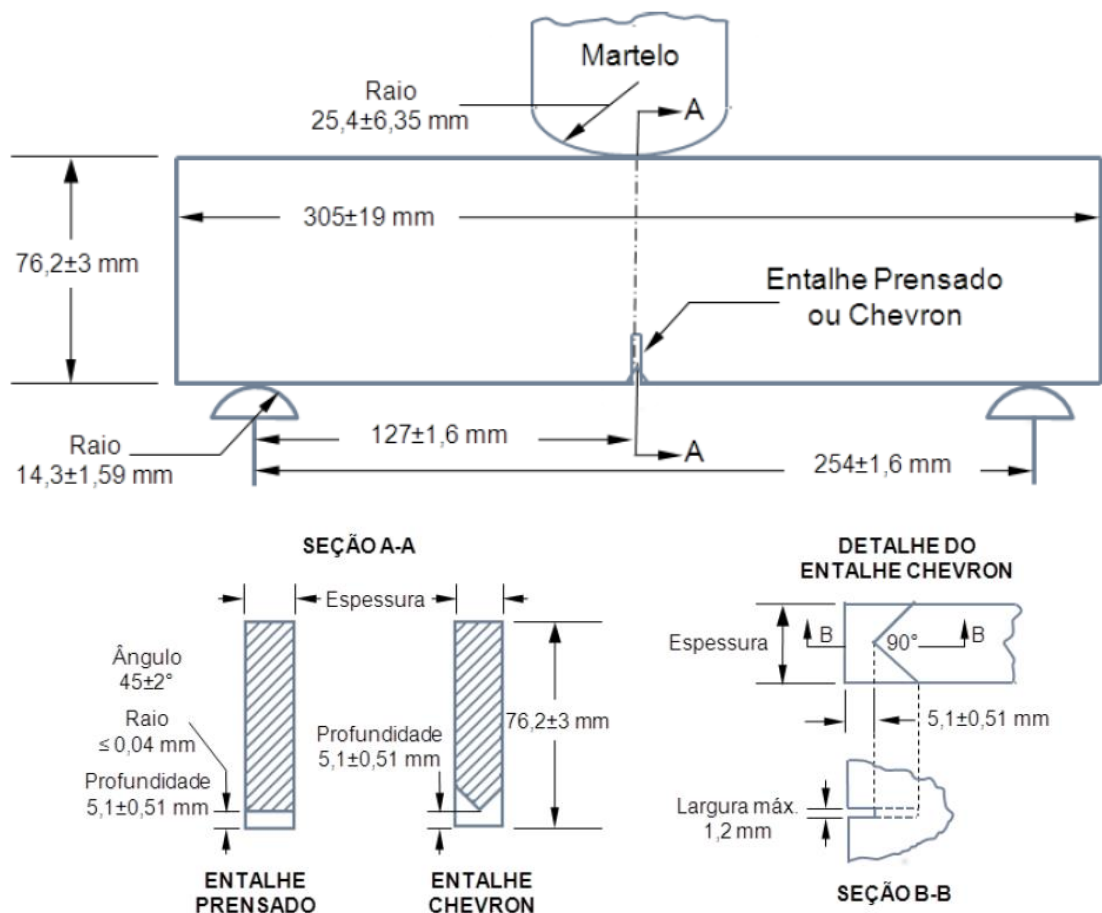


Fonte: (AIHARA et al., 2010) (adaptada)

3.1.2 Ensaio de Drop-Weight Tear Test – DWTT

O Ensaio de DWTT consiste na quebra de um corpo de prova retangular com um comprimento de 305 milímetros e uma largura de 76 milímetros e uma espessura igual à espessura da parede do tubo a ser ensaiado. A distância especificada entre os dois pontos de carga no lado do entalhe é de 254 mm (10 polegadas). No centro do corpo de prova fica o entalhe que tem a função de aumentar a probabilidade de iniciação de uma fratura de clivagem - necessário para que o ensaio seja validado. Há dois tipos de entalhe, o prensado com 5 mm de profundidade e 1,2 mm de largura e ângulo interno de 45° e 0,025 mm de raio de curvatura, e o modelo Chevron obtido através da usinagem com profundidade de 5 mm e ângulo total de 90° (API 5L3, 2014) como representado na Figura 3. O entalhe Chevron reduz a energia necessária para iniciar uma fratura por clivagem, por isso é usado em materiais de elevada tenacidade a fim de facilitar a iniciação de uma fratura frágil na base do corpo de prova.

Figura 3 – Representação e dimensões da amostra de DWTT com entalhe prensado ou Chevron



Fonte: (API 5L3, 2014) (adaptado)

O corpo de prova é impactado em três pontos de flexão em uma torre de queda. A energia absorvida na fratura não pode ser determinada de uma torre de queda a menos que o equipamento disponha de um cutelo instrumentado. Alguns equipamentos mais recentes dispõem de um cutelo instrumentado para o levantamento da curva de transição da energia absorvida. No teste convencional o percentual de fratura dúctil é determinado a partir da aparência da superfície da fratura.

De acordo com a API 5L3, os critérios de avaliação do ensaio DWTT:

- Os CPs devem ser fraturados com rompimento completo em um único impacto
- Realizar o ensaio com CPs reduzido aplicando uma regra de redução da temperatura de teste, conforme determinado pela API RP 5L3.

Para que os resultados sejam considerados válidos as amostras devem:

- Apresentar fratura frágil sob a ponta do entalhe
- Exibir fratura dúctil em toda a extensão da superfície
- Apresentar uma média de 85% de fratura dúctil e um valor mínimo individual de 75%

Entretanto, os ensaios são considerados não válidos se:

- As amostras não sejam completamente fraturadas
- Se apresentarem fratura inversa

3.1.3 Ensaio mecânico de impacto (CVN)

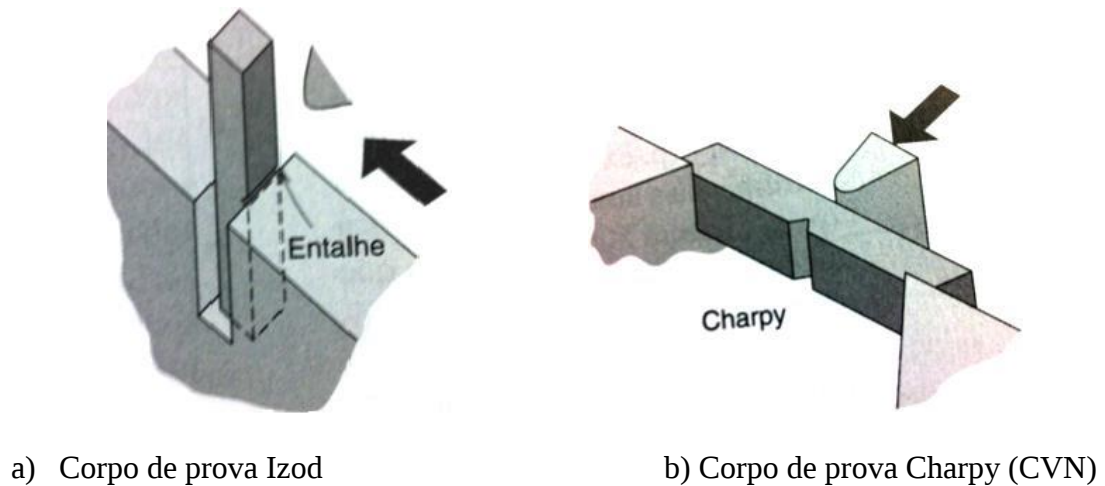
O ensaio de impacto foi o primeiro e até hoje o mais empregado para estudo de fratura frágil nos metais. É um ensaio dinâmico usado principalmente para avaliação de materiais que tem sua aplicação em baixas temperaturas, como teste de aceitação do material (SOUZA, 1982).

Através deste ensaio é possível obter uma medida qualitativa de tenacidade expressa em termos de energia absorvida ou energia de impacto, bem como a porcentagem de área de fratura dúctil. O objetivo é aumentar a probabilidade de que o material irá falhar de um modo frágil. Existem dois ensaios padronizados, Charpy e Izod, que são utilizados para medir a energia absorvida no impacto. A técnica de Charpy com entalhe em “V” (CVN – Charpy V-Notch) é a mais difundida e foi utilizada neste estudo. Tanto na técnica de Charpy como na de

Izod, o corpo de prova possui o formato de uma barra com seção transversal quadrada, na qual é usinado um entalhe em “V”. A diferença principal entre as técnicas está na maneira como o corpo de prova é apoiado (horizontal ou vertical) e o local onde ocorre o impacto do pêndulo, conforme ilustrado na Figura 4 (CALLISTER, 2005).

Através deste ensaio é possível obter uma medida qualitativa de tenacidade expressa em termos de energia absorvida ou energia de impacto, bem como a porcentagem de área de fratura dúctil. O objetivo é aumentar a probabilidade de que o material irá falhar de um modo frágil.

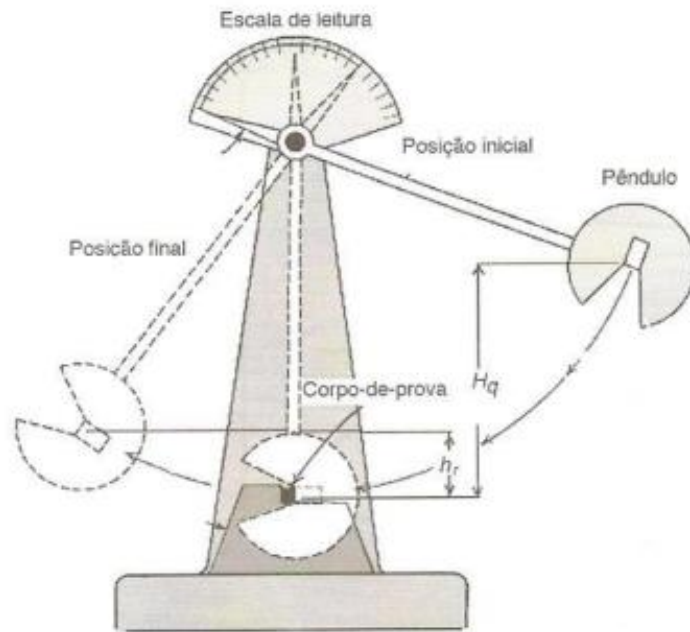
Figura 4 – Ilustração dos corpos de prova utilizados nos ensaios de impacto Izod e Charpy



Fonte: (CALLISTER, 2005)

O ensaio impacto CVN consiste em um pêndulo de massa padronizada que atinge um corpo de prova com entalhe a uma velocidade padronizada, Figura 5. A energia absorvida para fraturar a amostra é uma medida da tenacidade do material na temperatura do ensaio, portanto a tendência de um metal de se comportar de uma maneira frágil é então medida pelo ensaio de impacto. O aspecto da fratura, e a expansão lateral, do corpo de prova fraturado podem ser utilizados como resultados do ensaio.

Figura 5 - Esquema de ensaio de impacto CVN



Fonte: (LOPES, 2014)

O teste de Charpy com entalhe em V (CVN), o teste Izod e o teste de queda de peso – DWTT, são exemplos de testes de impacto cujo o corpo de prova recebe um entalhe. O CVN e DWTT, Figura 6, são os dois métodos utilizados na indústria tubulação.

Figura 6 – Comparação das amostras de teste de DWTT e CVN

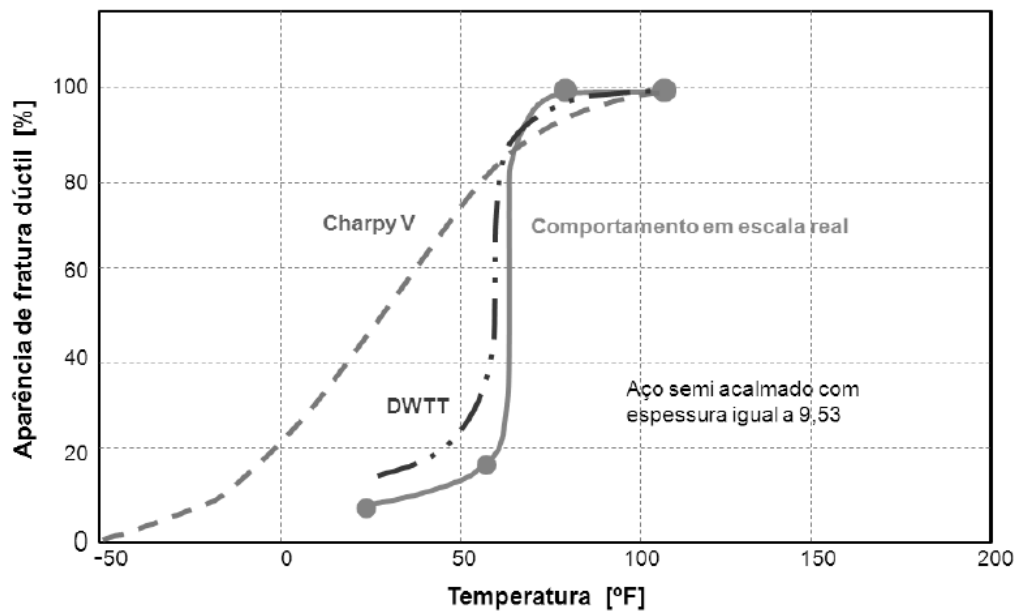


Fonte: (COSHAM et al., 2010)

3.1.4 Correlação entre DWTT e CVN

O ensaio de impacto (CVN) e o ensaio de queda de peso com entalhe prensado DWT, foram bem correlacionados com os resultados de simulações reais de o que justifica a utilização de testes de laboratório para prever o comportamento de uma tubulação, tal como ilustrado na Figura 7. A curva de transição do ensaio de impacto CVN é mais gradual e concorda com a simulação em escala real apenas na região de FBTT ou TTDF, ou seja, em áreas de fratura dúctil superiores a 80 e a 85%. Em contrapartida as temperaturas de transição medidas em DWTT e em ensaios em escala real são muito mais similares (EIBER 1965, 1969).

Figura 7 – Curvas de transição dúctil-frágil baseado na aparência das superfícies de fratura de ensaio de impacto CVN 2/3 da espessura, DWTT espessura total e explosão em escala real realizados em um tubo de 30” x 0.375” (762 mm x 9.52 mm) X52



Fonte: (EIBER, 1969) (adaptado)

3.1.5 Conceitos metalúrgicos: ductilidade, tenacidade e fragilidade

O comportamento da fratura em um metal ou liga metálica pode apresentar classificações variadas, dependendo do critério abordado.

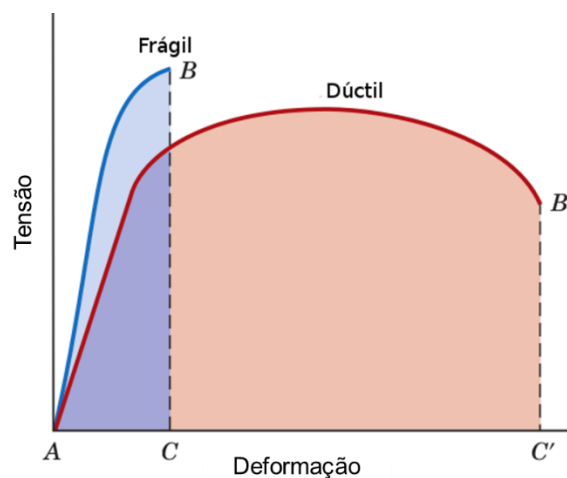
Do aspecto da energia absorvida durante o processo de fratura do material, pode ocorrer a fratura frágil que está associada à pequena quantidade de energia absorvida e a fratura tenaz, em que grande quantidade de energia é absorvida antes da fratura. Já do ponto de vista da deformação plástica que ocorre na vizinhança das superfícies de fratura, a fratura pode ser classificada como dúctil ou frágil. Quando a deformação plástica precedendo a fratura é intensa, dizemos que a fratura é dúctil. Como a deformação plástica ocorre com consumo de energia, a fratura dúctil está vinculada a um comportamento tenaz. Por outro lado, a fratura frágil é aquela que ocorre com baixo nível de deformação plástica e, portanto, com pequeno consumo de energia.

Do aspecto de micro mecanismos de fratura, a fratura dúctil normalmente ocorre por cisalhamento, enquanto que a fratura frágil ocorre por clivagem.

3.2 FRATURA

Fratura é a separação, ou fragmentação, de um corpo sólido em duas ou mais partes sob ação de tensão e é composta por duas etapas: a de iniciação e a de propagação da trinca (MEYERS; CHAWLA, 1982). A capacidade do material em absorver energia até a ruptura está relacionada a cada tipo de material podendo este apresentar deformação plástica. Dessa forma as fraturas podem ser classificadas em duas categorias gerais: fratura dúctil e fratura frágil, Figura 8.

Figura 8 - Representação esquemática do comportamento tensão-deformação em tração para materiais dúcteis e frágeis



Fonte: (LOPES, 2014) (modificado)

3.2.1 Fratura dúctil

A fratura dúctil é caracterizada por uma ampla deformação plástica na vizinhança de uma região com trinca em avanço. Este avanço prossegue de maneira relativamente lenta na medida em que o comprimento da trinca cresce. Normalmente há evidência de deformação generalizada apreciável nas superfícies da fratura. Esta trinca é considerada como estável, pois resiste a qualquer crescimento adicional, a menos que exista um aumento na tensão aplicada (CALLISTER, 2005).

Propagando-se em linha reta ao longo da tubulação a fratura dúctil apresenta um aspecto superficial de cisalhamento e deformação predominante plástica, como observado na Figura 9:

Figura 9 - Fratura dúctil resultado dos ensaios em escala real de Athens



Fonte: (COSHAM et al., 2010)

O ensaio de queda de peso (DWTT) foi desenvolvido em 1962 pelo Battelle Memorial Institute que observou relacionou os resultados obtidos através do ensaio de impacto CVN, ensaio de queda de peso DWTT e ensaio em escala real, obtido através de explosão.

3.2.2 Fratura frágil

Fratura frágil é caracterizada pela propagação acelerada da trinca, sem deformação plástica aparente. Ocorre de forma repentina podendo acarretar em situações catastróficas. Os materiais com comportamento frágil exibem normalmente pouca ou nenhuma deformação plástica macroscópica com baixa absorção de energia. A tendência para ocorrência de fratura frágil aumenta com: diminuição da temperatura; aumento da taxa de deformação; um estado triaxial de tensão e pode ser introduzido pela presença de um entalhe, como realizado no presente trabalho para os ensaios de impacto CVN e DWTT (CALLISTER, 2005).

Na Figura 10 é possível observar que tal fratura se propaga múltiplas vezes ao longo da tubulação. Este tipo de fratura se propaga tipicamente de maneira senoidal devido à interação entre fratura e as ondas de tensão elástica. Possui em sua superfície as denominadas clivagens e não há regiões de cisalhamento, pois não há deformação plástica associada na propagação de tal fratura (COSHAM et al., 2010).

Figura 10 - Fratura frágil resultado dos ensaios em escala real de Athens



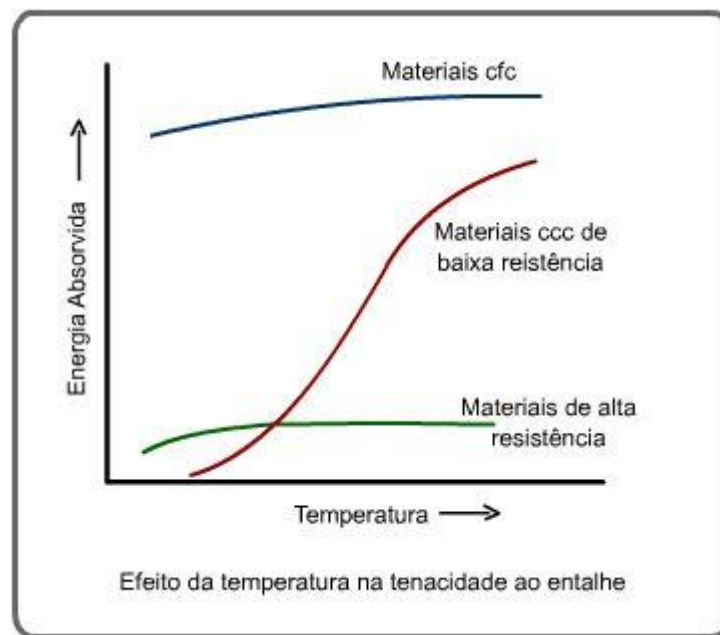
Fonte: (COSHAM et al., 2010)

3.2.3 Curva de transição dúctil-frágil

A temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) corresponde à temperatura em que ocorre alteração de alta energia absorvida para baixa. De forma geral, acima da TTDF o aço sofre então fratura dúctil e abaixo de TTDF, a fratura é considerada frágil. Assim a fratura dúctil demanda uma energia muito superior do que a frágil.

Normalmente, os materiais apresentam uma variação de tenacidade ou de ductilidade com a variação da temperatura. Metais com estrutura cristalina cúbica de faces centradas como, por exemplo, cobre, alumínio, níquel e aço inoxidável austenítico, apresentam uma queda suave de tenacidade com a diminuição da temperatura. Por sua vez, metais com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado como aços ferríticos, apresentam sensível queda em tenacidade em uma certa faixa de temperatura, como ilustrado na Figura 11.

Figura 11 - Curvas características de energia absorvida em função da temperatura para materiais com estruturas cristalinas CFC e CCC

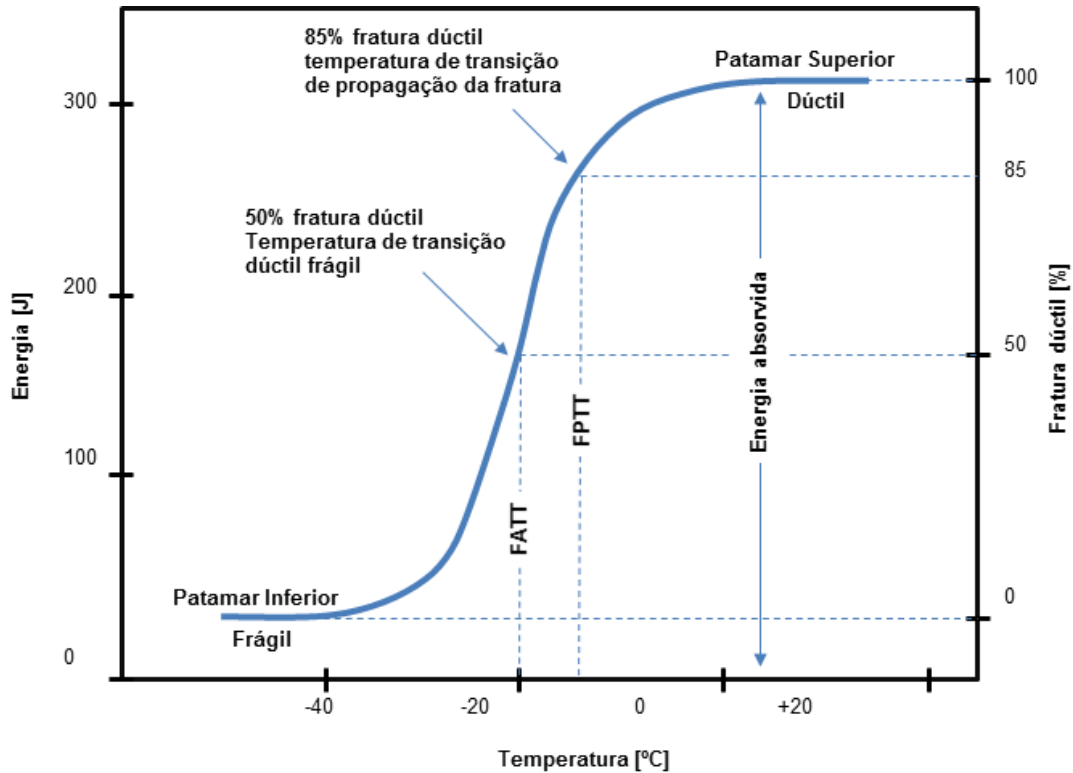


Fonte: (GARCIA et al., 2000)

A fratura frágil ocorre em temperaturas baixas, a energia de impacto absorvida pelo material deverá ser baixa e a superfície da fratura apresentará 0% de área dútil caracterizando o platô inferior. Por outro lado, a fratura do tipo dútil ocorre em temperaturas elevadas, porcentagem da superfície fraturada chega a 100% dútil, caracterizando o platô superior. Entre os dois platôs inferior e superior ocorre a região de transição dútil frágil à qual surge a mudança de fratura dútil (cisalhamento) para frágil (clivagem), denominada de temperatura de transição da aparência da fratura, FATT (*Fracture Appearance Transition Temperature*). A temperatura de transição de propagação de fratura, FPTT (*Fracture-Propagation Transition Temperature*) é referência a uma dada porcentagem de área de cisalhamento, a qual é definida em relação a uma zona de fratura dútil de 85% que é o valor aceitável pelas normas que padronizam o ensaio, como a API 5L3, 2014, já o parâmetro de

cisalhamento de 50% é utilizado para correlacionar fatores metalúrgicos que afetam à propriedades mecânicas do aço como descreve Cosham et al. (2010). A curva característica descrita é apresentada na Figura 12.

Figura 12 - Curva de transição típica de ensaio de impacto Charpy



Fonte: (FARIA, 2015)

A medida qualitativa da tenacidade não representa, necessariamente, o comportamento de uma estrutura. Assim, os ensaios de impacto podem indicar que é um material dúctil a uma dada temperatura, mas, na estrutura, o material pode ser frágil, se a taxa de carregamento é mais elevada, se a estrutura é mais espessa, ou ainda se a restrição é maior. A temperatura de transição dúctil-frágil da estrutura pode ser maior que a medida na amostra de ensaio, no entanto, além de seu papel como uma medida de controle de qualidade, os ensaios de impacto podem ser realizados para prever o comportamento de uma estrutura, através de testes à escala real e em pequena escala.

3.3 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA BAIXA LIGA (ARBL) E DESENVOLVIMENTO DOS AÇOS API

3.3.1 Histórico e definição

Os requisitos de materiais estruturais, quanto à sua resistência mecânica, podiam ser satisfeitos por aços ao carbono e manganês laminados a quente ou normalizados, na década de 1950.

Buzzichelli; Anelli (2002) destacam que, nos anos 60, importantes requisitos começaram a serem solicitados nas especificações, e a exigência de resistência dos aços já não podia ser cumprida aumentando-se o teor de carbono e manganês sem comprometer a tenacidade do aço.

Com o objetivo de atender as inovações demandadas, materiais mais resistentes foram continuamente obtidos resultante de um processo incorporando conceitos como endurecimento por precipitação; refino de grau, adição de microligantes associados a diferentes escalas de laminação a quente de alta resistência e baixa liga (ARBL); com teores muito pequenos de nióbio, titânio e/ ou vanádio, que provocam o endurecimento através da precipitação e controle do crescimento de grão como observam Gorni; Silveira; Reis (2009); e durante a transformação de austenita em ferrita, retardando a recristalização da austenita (GRAY, 1973).

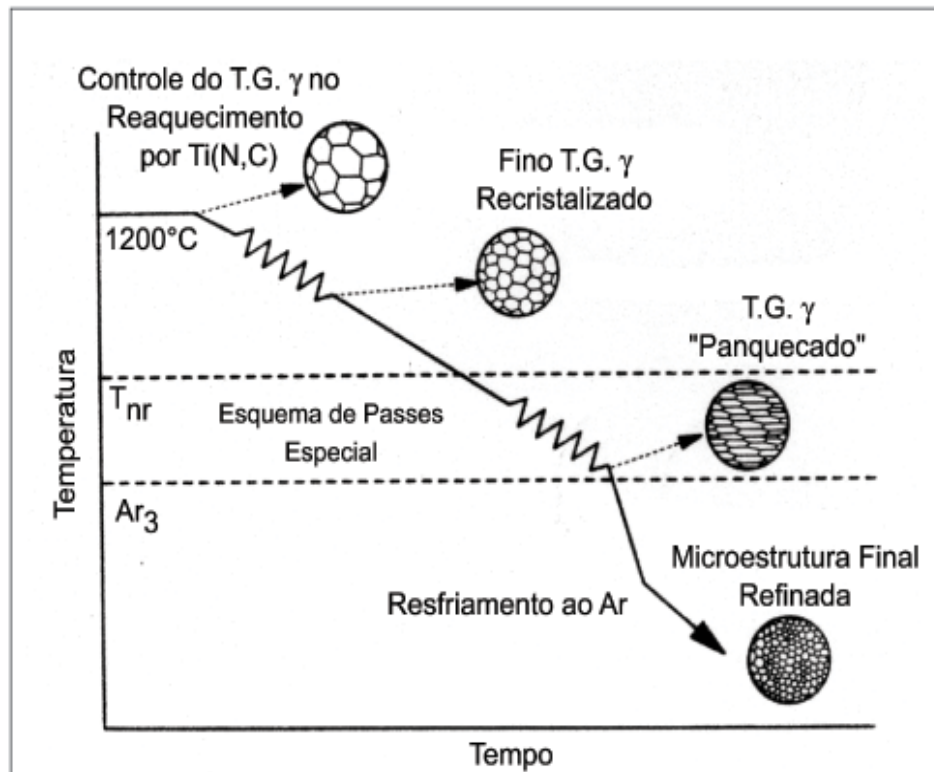
Os aços denominados ARBL - Alta Resistência e Baixa Liga, também conhecidos como HSLA - *High Strength Low Alloy*, são os aços que apresentam baixos teores de carbono, em média 0,05% e no máximo 0,08%, teores de manganês de no máximo 2,0% e elementos como o vanádio, nióbio, titânio, níquel, cobre, cromo, molibdênio em quantidades muito pequenas, totalizando menos que 1%. Estes teores são suficientes para garantir, junto com práticas adequadas de conformação mecânica, microestruturas que resultam em alta resistência mecânica (STALHEIM; BARNES; MCCUTCHEON, 2007).

Os aços ARBL são aços em que as propriedades de resistência mecânica, conformabilidade, soldabilidade e tenacidade estão balanceadas de modo que a confiabilidade e os custos totais estejam otimizados (HULKA, 2005).

Aços convencionais submetidos a conformação à quente recristalizam de forma rápida e completa após cada passe de deformação, o mesmo ocorre nos aços microligados, mas somente até a “temperatura de não-recristalização”, TNR.

Esses precipitados permitem obter a condição de endurecimento diretamente na laminação a quente através da precipitação da austenita e ancoramento dos contornos de recristalização durante os passes de laminação, bloqueando a recristalização entre os passes de deformação e induzindo a formação do encruamento progressivo, que resulta em grãos achatados (“empanquecados”) e posterior microestrutura final com grãos extremamente refinados (GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009). Um modelo esquemático do controle microestrutural em função das temperaturas de laminação pode ser visualizado na Figura 13.

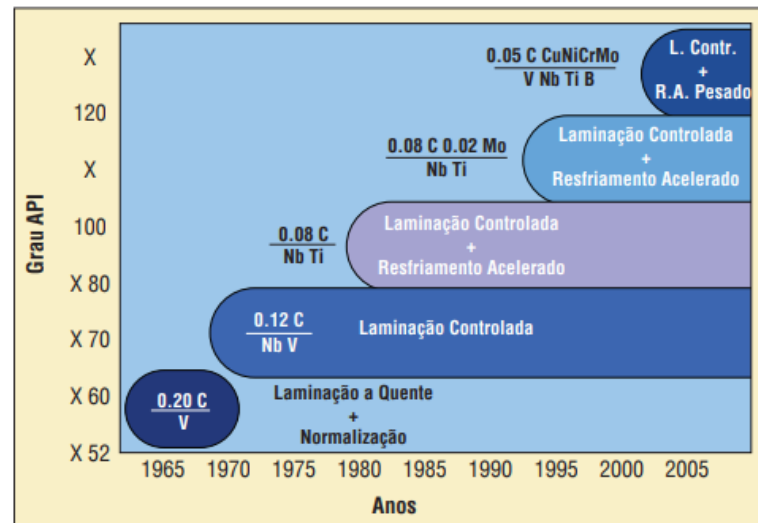
Figura 13 – Esquema de laminação controlada empregado no processamento de aços ARBL-80 e ULCB



Fonte: (GORNI, 2001)

A trajetória evolutiva no decorrer dos anos dos aços para tubos API 5L é mostrada no gráfico da Figura 14. O grau do aço, segundo a norma API 5L é o valor mínimo do limite de escoamento do material em [ksi], ou seja, o grau X60 tem limite de escoamento mínimo de 415 MPa (ZHAO et al., 2006).

Figura 14 - Desenvolvimento dos aços especificados na norma API



Fonte: (HILLENBRAND; KALWA, 2002) (adaptado)

Nas décadas de 1960 e 1970 aços ARBL como os graus X52 e X60 já eram produzidos, porém, o processo aplicado era o de laminação a quente seguida de normalização e com altos teores de carbono, na faixa de 0,20% C (GRIMPE et al., 2004) e (GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009).

3.3.2 Utilização de aços ARBL para fabricação de tubos de acordo com a API 5L

Akselsen et al. (1987), destacam que os aços ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga) são utilizados com sucesso em projetos que requerem um custo relativamente baixo, boa resistência mecânica e tenacidade. As aplicações variam como quando empregados em tubos, vasos de pressão, estruturas navais, vagões, tanques, estruturas submersas no mar (*offshore*), construção civil, componentes automotivos entre outros.

O transporte de gás natural, petróleo e seus derivados tem demandado o desenvolvimento de aços com elevada resistência para que, assim, os tubos possam resistir às elevadas pressões e agressividade do meio de trabalho. Os aços ARBL apresentam propriedades mecânicas superiores, combinando características como elevada resistência mecânica e tenacidade, e de acordo Palmer; King (2004), essas propriedades são devido a sua composição química, seu controle do processo termomecânico de fabricação e sua microestrutura final.

De acordo com Gorni (2012) e Palmer; King (2004), as vantagens na utilização dos aços de alta resistência e baixa liga para fabricação de tubos tem motivado o desenvolvimento de novos aços para a fabricação de tubos. As vantagens são:

- Utilização de tubos com propriedades mecânicas superiores contribui para a redução de custos dos projetos da tubulação;
- Viabilizar a utilização de espessuras de parede menores, mantendo-se a mesma pressão de serviço;
- Redução do peso dos tubos e da quantidade de solda depositada em cada junta;
- Possibilidade do dimensionamento de linhas com pressões de trabalho maiores.

Para fabricação de tubos, tanto soldados ou sem solda (sem costura), os aços ARBL são largamente utilizados. Atualmente os processos de soldagem utilizados para a formação de tubos com costura podem ser: SAWL (Soldagem Longitudinal ao Arco Submerso), ERW (Soldagem por Resistência Elétrica) ou SAWH (Soldagem Helicoidal ao Arco Submerso).

O Instituto Americano de Petróleo (API) tem regulamentado a fabricação dos aços e tubos para a produção de dutos, por meio da norma API 5L (especificação para dutos). Os vários graus dos aços para tubos, especificados pela norma API 5L, podem ser classificados como aços ARBL.

A norma API 5L especifica o conceito de dois níveis básicos de requisitos técnicos padrão aos fabricantes de tubos de transporte, os chamados *Product Specification Level* (PSL), denominados de PSL1 e PSL2. O nível PSL 1 fornece um nível de qualidade padrão para o tubo de linha, com requisitos mais brandos. O nível PSL 2 tem obrigаторiedades adicionais como por exemplo requisitos para composição química, resistência ao entalhe e propriedades de resistência e NDT adicional (ZHAO et al., 2006). Além disso, quando o grau do aço inicia com a letra X, este aço é de alta resistência.

No presente trabalho pretende-se avaliar a influência do tipo de entalhe e temperatura em tubo de aço API grau X60, PSL2. No Quadro 1 são apresentados os graus que pertencem à norma API 5L PSL2 e suas respectivas composições químicas.

Quadro 1 - Composição química de tubos soldados PSL2

Porcentagem em massa baseada nas análises de tratamento térmico e de produto ^a % máxima									Carbono Equivalente % máxima ^a	
Grau	%C ^b	%Si	%Mn ^b	%P	%S	%V	%Nb	%Ti	CE _{IW}	CE _{Pcm}
BM	0,22	0,45	1,20	0,025	0,015	0,05	0,05	0,04	0,43	0,25
X42M	0,22	0,45	1,30	0,025	0,015	0,05	0,05	0,04	0,43	0,25
X46M	0,22	0,45	1,30	0,025	0,015	0,05	0,05	0,04	0,43	0,25
X52M	0,22	0,45	1,40	0,025	0,015	c	c	c	0,43	0,25
X56M	0,22	0,45	1,40	0,025	0,015	c	c	c	0,43	0,25
X60M	0,12 ^d	0,45 ^d	1,60 ^d	0,025	0,015	e	e	e	0,43	0,25
X65M	0,12 ^d	0,45 ^d	1,60 ^d	0,025	0,015	e	e	e	0,43	0,25
X70M	0,12 ^d	0,45 ^d	1,70 ^d	0,025	0,015	e	e	e	0,43	0,25
X80M	0,12 ^d	0,45 ^d	1,85 ^d	0,025	0,015	e	e	e	0,43	0,25
X90M	0,10	0,55 ^d	2,10 ^d	0,020	0,010	e	e	e	-	0,25
X100M	0,10	0,55 ^d	2,10 ^d	0,020	0,010	e	e	e	-	0,25
X120M	0,10	0,55 ^d	2,10 ^d	0,020	0,010	e	e	e	-	0,25

a Baseado em análise de produto. Para tubos sem solda com espessura de parede > 20,0 mm (0.787 pol) os limites de carbono equivalente devem ser conforme o acordado. Os limites de CE_{IW} aplicam-se caso a fração de massa de carbono seja maior do que 0,12% e os limites de CE_{Pcm} aplicam-se na hipótese da fração de massa de carbono ser inferior ou igual a 0,12%.

b Para cada redução de 0,01% abaixo da concentração máxima de carbono especificada, um aumento de 0,05 acima do máximo de concentração especificada para manganês é permitido, até um máximo de 1,65% para graus ≥ B, mas ≤ X52; até um máximo de 1,75% para graus > X52, mas < X70; até um máximo de 2,00% para graus ≥ X70, mas ≤ X80; e até um máximo de 2,20% para graus > X80.

c A soma das concentrações de nióbio, vanádio e titânio devem ser ≤ 0,15%.

d Exceto quando de outra forma acordado.

e Exceto quando de outra forma acordado, a soma das concentrações de nióbio, vanádio e titânio devem ser ≤ 0,15%.

Fonte: (ZHAO et al., 2006) (Adaptado)

No Quadro 2 são apresentas as propriedades mecânicas distribuídas pelos graus de aço da API 5L PSL2.

Quadro 2 - Propriedades mecânicas de tubos com costura PSL2

Grau	Limite de Escoamento ^a (MPa)		Limite de Resistência ^a (MPa)		Alongamento % Mínimo
	Mínimo	Máximo	Mínimo	Máximo	
BM	245	450 ^c	415	760	b
X42M	290	495	415	760	b
X46M	320	525	435	760	b
X52M	360	530	460	760	b
X56M	390	545	490	760	b
X60M	415	565	520	760	b
X65M	450	600	535	760	b
X70M	485	635	570	760	b
X80M	555	705	625	825	b
X90M	625	775	695	915	b
X100M	690	840	760	990	b
X120M	830	1050	915	1145	b

a Para graus intermediários a diferença entre o limite de escoamento máximo especificado e o limite de escoamento mínimo especificado deve ser conforme a tabela para o próximo grau mais alto e a diferença entre o limite de resistência mínimo especificado e o limite de escoamento mínimo especificado deve ser conforme a tabela para o próximo grau mais alto. Para graus intermediários inferiores a Grau L555 ou X80, o limite de resistência deve ser ≤ 760 MPa (110.200 psi). Para graus intermediários maiores do que Grau L555 ou X80, o limite de resistência máximo deve ser obtido por interpolação. Para unidades no sistema SI, o valor calculado deve ser arredondado para o mais próximo 5 MPa. Para unidades USC o valor calculado deve ser arredondado para os 100 psi mais próximos.

b O alongamento mínimo especificado, A_f deve ser determinado utilizando-se a seguinte equação:

$$A_f = C \frac{A_{xc}^{0,2}}{U^{0,9}}$$

Onde:

C é 1.940 para cálculos utilizando o sistema de unidades SI e 625.000 para cálculos utilizando o sistema de unidades USC;

A_{xc} é a área transversal do corpo de prova de tração aplicável, expresso em milímetros quadrados (pol quadradas), conforme abaixo:

- Para corpos de prova transversais circulares: A_{xc} vale 130 mm² (0.20 pol²) para diâmetros de corpos de prova de 12,5 mm (0.500 pol) e 8,9 mm (0.350 pol); e A_{xc} vale 65 mm² (0.10 pol²) para diâmetro de corpos de prova de 6,4 mm (0.250 pol).

- Para corpos de prova de seção completa:

Quando a área calculada, usando-se o diâmetro exterior especificado e a espessura especificada da tubulação, é maior do que 485 mm² utiliza-se o valor de 485 mm²; quando o valor calculado é menor do que 485 mm², o valor deve ser arredondado, considerando-se os 10mm mais próximos.

- Para corpos de prova retangulares:

Quando a área calculada, usando-se a espessura especificada do corpo de prova e a espessura especificada da tubulação, é maior do que 485 mm² utiliza-se o valor de 485 mm²; quando o valor calculado é menor do que 485 mm², o valor deve ser arredondado, considerando-se os 10mm mais próximos.

U é o limite de resistência mínimo especificado, expresso em megapascals (libras por pol quadrada).

c Para tubos com D < 219,1 mm (8.625 pol), o limite elástico máximo deve ser ≤ 495 MPa (71.800 psi).

Fonte: (ZHAO et al., 2006) (Adaptado)

O efeito na tendência à formação de constituintes duros na microestrutura deve-se à composição química do aço. O Carbono Equivalente (Ceq) representa a capacidade que o aço possui de endurecer em função de sua composição química e é um parâmetro empírico, cujo cálculo é uma ferramenta útil para a análise preliminar do comportamento do material à suscetibilidade ao trincamento por resfriamento.

O elemento mais significativo do aço é o Carbono, pois este influencia diretamente na dureza da microestrutura martensítica e da microestrutura bainítica, sendo nesta em menor grau (GORNÍ; SILVEIRA; REIS, 2009).

Um parâmetro importante para a soldabilidade do aço é o carbono equivalente. Este parâmetro é um indicador do potencial do aço para apresentar trincas na solda. Há dois tipos de equações utilizadas para o cálculo do Ceq, a equação de Ito-Bessyo (*Parameter of crack measurement - Pcm*), Equação 1 (Obtenção do Carbono Equivalente Pcm), foi desenvolvida para aços ARBL, e é utilizada quando o aço possui teores de carbono menores ou iguais a 0,12%. Já a equação 2 (Obtenção do Carbono Equivalente IIW) tem-se o CE IIW (*International Institute of Welding*), Equação 2, é utilizada quando o teor de carbono é superior à 0,12%.

(1)

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

(2)

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

3.3.3 Efeitos principais da composição química do aço

A adição de elementos de liga nos aços é realizada quando se deseja um ou mais efeitos, como propriedades mecânicas, melhora soldabilidade e ganho de resistência à corrosão dos aços para dutos, assim a composição química tem efeito determinante na microestrutura (SICILIANO, 2008) e (CHIAVERIVI, 1990).

A influência no processamento e nas propriedades dos aços de alguns elementos de liga na composição química nos aços ARBL, bem como seus efeitos, são detalhados do Quadro 3, e no Quadro 4 o efeito das principais impurezas.

Quadro 3 - Principais elementos de liga nos aços para fabricação de dutos.

Elemento de liga	Efeito no aço
Carbono (C)	Diminui a resistência à corrosão, a tenacidade e a soldabilidade; aumenta a resistência à tração e a dureza. Deve ser mantido o mais baixo possível, preferencialmente abaixo de 0,06%.
Manganês (Mn)	Aumenta o limite de resistência à tração, resistência à abrasão e é endurecedor por solução sólida. Faixa usual: 1,0-1,9%.
Silício (Si)	É utilizado como desoxidante nas quantidades entre 0,35 a 0,40% Si; estabilizador da ferrita; aumenta o limite de resistência à tração, porém reduz acentuadamente a tenacidade; endurecedor por solução sólida. Faixa usual: 0,1-0,5%.
Alumínio (Al)	É utilizado como desoxidante nas quantidades entre 0,02 a 0,05%; aumenta a dureza e refina o grão. Combina com o nitrogênio, tirando o mesmo de solução sólida. Faixa usual 0,015 - 0,060%.
Nióbio (Nb)	Precipita carboneto de nióbio; aumenta o limite de resistência, de escoamento e a tenacidade. Forte refinador de grão e endurecedor por precipitação. Diminui a temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, promovendo a formação de fases mais resistentes. Faixa usual: 0,02 – 0,11%.
Vanádio (V)	Precipita carbonetos e nitretos de vanádio; aumenta o limite de resistência à tração, a temperabilidade e a resistência ao desgaste. Eficiente endurecedor por precipitação na presença de $C > 0,07\%$ e $N > 60$ ppm. Faixa usual: 0,02-0,1%
Titânio (Ti)	Precipita carboneto e nitreto de titânio retirando o nitrogênio de solução sólida; aumenta o limite de resistência à tração, a temperabilidade e a resistência ao desgaste. Aumenta a ductilidade a quente. Faixa usual: 0,005 – 0,025%.
Cobre (Cu)	Na presença de Ni, estabiliza a película de óxidos aumentando a

	resistência à corrosão atmosférica; causa endurecimento por precipitação e aumenta a resistência ao meio ácido. Em excesso, pode causar falta de ductilidade a quente no lingotamento contínuo. Faixa usual: 0,02%-0,40% (comum 0,25%).
Cromo (Cr)	A adição do Cr auxilia na redução da taxa de corrosão e o efeito Bauschinger durante a fabricação do tubo. Aumenta a resistência à fragilização por hidrogênio. Faixa Usual: 0,12 – 0,60% (comum 0,25%).
Níquel (Ni)	Melhora a resistência à corrosão; aumenta o limite de resistência à tração e à tenacidade em baixas temperaturas (Charpy, DWTT e CTOD). Faixa usual: 0,08 – 0,8% (comum 0,15%).
Molibdênio (Mo)	Usado em graus de resistência X70 e maiores. Aumenta o limite de resistência à tração, porém tem um alto custo. Teores típicos: 0,08-0,35%.

Fonte: (HANDBOOK, 1993) e (SICILIANO, 2008) (modificado)

Os efeitos favoráveis do Nióbio, Vanádio e Titânio estão fortemente associados com o processo de conformação mecânica das placas e chapas destinadas à produção dos tubos.

Quadro 4 - Principais impurezas nos aços para fabricação de dutos

Elemento de liga	Efeito no aço
Nitrogênio (N)	Tem efeitos negativos na tenacidade e soldabilidade. Preferencialmente deve estar combinado formando nitretos (e não na forma livre) e abaixo de 60 ppm.
Enxofre (S)	Aumenta a fragilidade e trincamento; para aplicações ácidas é limitado a <0,005%; forma sulfeto de manganês (MnS) que atua como sítio preferencial de acúmulo de hidrogênio, levando a trincas internas; na superfície, os sulfetos são iniciadores de pites; reduz a energia absorvida no ensaio de impacto CVN.
Fósforo (P)	Para aplicações ácidas é limitado a <0,015%; aumenta a fragilidade e a susceptibilidade ao trincamento. Leva à formação de uma linha central de segregação. Promove o bandeamento em estruturas ferríticas/perlíticas.

Fonte: (HANDBOOK, 1993) e (SICILIANO, 2008) (modificado)

3.4 LAMINAÇÃO CONTROLADA E EFEITOS DAS MICROLIGAS

O processo de laminação a quente tem o objetivo apenas de alcançar as dimensões nominais: espessura, largura e comprimento. Contudo, quando solicitados produtos com uma exigência de qualidade elevada é necessário a realização de tratamentos térmicos complementares para atingir tal objetivo (IMAI, 2002). Outra maneira de atingir as propriedades requeridas era pela adição de carbono até 0,4% e manganês até 1,5%, contudo, Honeycombe (1981) ressalta que esses aços não atingiam grau de tenacidade à fratura necessária a muitas aplicações.

Com o passar do tempo e com o mercado cada vez mais exigente em relação à qualidade, foi necessário desenvolvimento de um processo mais completo de laminação, surgindo a Laminação Controlada TMCP (*Thermomechanical Controlled Processing*), que teve seu início em 1970 e 1980 no Japão (IMAI, 2002).

Deardo (1995) e Hulka (1997) reconhecem que a conjunção das técnicas de laminação controlada e a adição de elementos de microliga permitem o desenvolvimento de uma microestrutura com tamanho de grão refinado que exhibe alta tenacidade à fratura e resistência mecânica, possibilitando execução de projetos com redução de peso.

Considerada como a técnica de método mais efetivo, a laminação garante uma melhoria de propriedades mecânicas do material através do controle microestrutural. Pesquisas no campo da metalurgia física da laminação a quente sobre o efeito dos microligantes, sobretudo dos elementos Nb, V e Ti, nas cinéticas da recristalização da austenita e da precipitação de carbonetos e nitretos, no refino de grão e na temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, conduziram ao desenvolvimento da tecnologia industrial da laminação controlada (SAMPAIO, 2007).

Esse fenômeno metalúrgico diminui significativamente o tamanho de grão da austenita e aumenta seu grau de encruamento, dando origem após sua transformação a uma microestrutura ferrítica final igualmente refinada, elevando sobremaneira a tenacidade do produto final (PLAUT et al., 2008). A técnica consiste em três estágios:

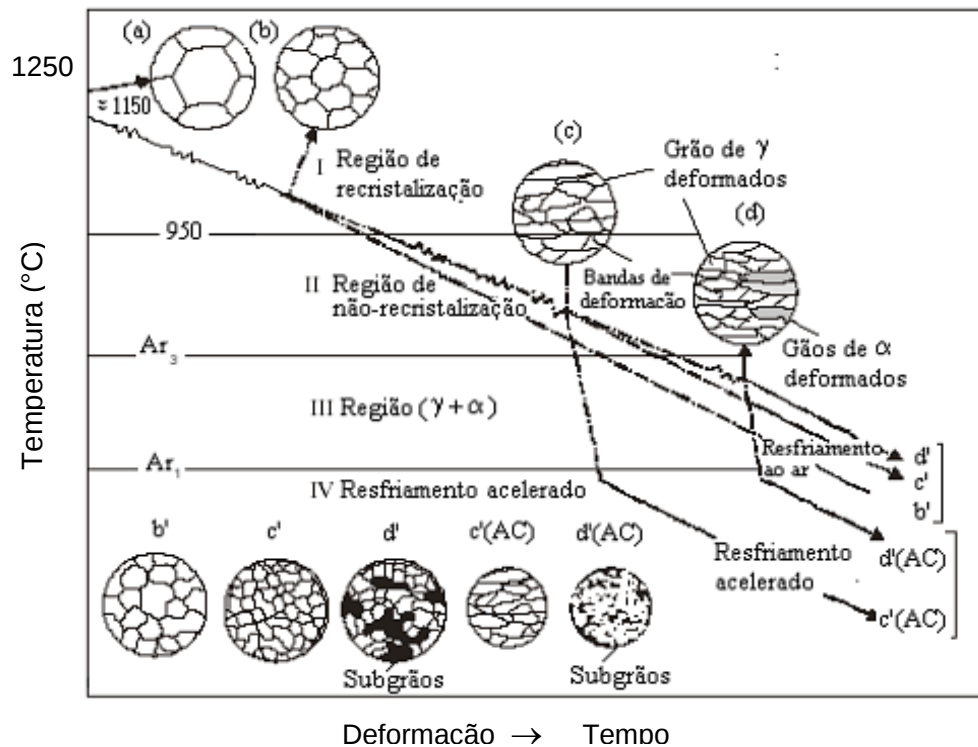
I estágio) deformação na região de recristalização da austenita;

II estágio) deformação na região de não recristalização da austenita

III estágio) deformação na região bifásica, $\gamma \rightarrow \alpha$

Os três estágios são delimitados por temperaturas “críticas”. A Figura 15 ilustra esquematicamente o processo da laminação controlada de aços microligados (TANAKA, 1995).

Figura 15 - Ilustração dos quatro estágios do TMCP e as respectivas mudanças na microestrutura após cada região de deformação.



Fonte: (TANAKA, 1995) (adaptado)

I estágio: o material é deformado após um período de aquecimento que resulta na solubilização dos elementos microligantes. A temperatura de encharque é função dos produtos de solubilidade dos carbonitretos de microligantes. Após o aquecimento, o material é retirado do forno e os primeiros passes da laminação são aplicados. A austenita grosseira, do aquecimento (a), é então refinada através do processo de **recristalização estática** que ocorre entre os primeiros passes (b). A austenita refinada pelo processo de recristalização sucessiva daria origem a uma ferrita equiaxial relativamente grosseira (b'), caso o material fosse resfriado ao ar a partir deste ponto. O 1º estágio, como se vê na Figura 15, é delimitado pelas temperaturas de encharque e de não-recristalização, T_{nr} (SAMPAIO, 2007).

II estágio: encontra-se abaixo da T_{nr} . Os grãos de austenita são encruados e a área superficial dos grãos por unidade de volume aumenta de forma significativa. Além disto,

formam-se bandas de deformação no interior do grão austenítico do material (c). A ferrita nucleia tanto nas bandas de deformações, quanto nos contornos de grãos da austenita, levando a um decréscimo no tamanho de grão ferrítico final. Como resultado do aumento de sítios nucleantes, a ferrita transformada é bastante refinada (c') (SAMPAIO, 2007).

A austenita pode ser ainda mais deformada juntamente com a ferrita (d) quando a temperatura de laminação cair para valores menores que a temperatura A_{r3} . A estrutura, nesta região é composta por ferrita alongada, que adquire uma subestrutura, e por austenita encruada, com a presença de bandas de deformação. A austenita dará lugar a uma estrutura ferrítica ainda mais fina e equiaxial que a mostrada em (c').

III estágio: é delimitado pelas temperaturas A_{r3} e A_{r1} . Enquanto as microestruturas (b') e (c') são formadas de ferrita equiaxial, a estrutura (d') é formada por ferrita alongada com a presença de subgrãos e por ferrita equiaxial (SAMPAIO, 2007).

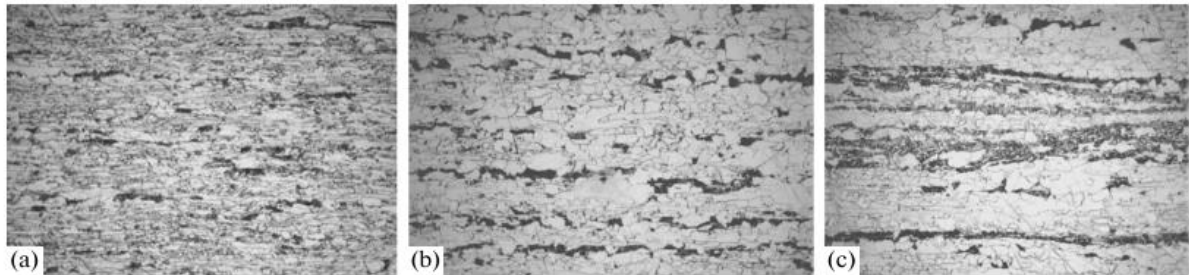
3.4.1 Defeito

Experimentos computacionais baseados em um ensaio de DWTT evidenciam que o componente dúctil na fratura da amostra pode ser reduzido por um fator aleatório. Este defeito pode ser formado na solidificação do ponto de fusão, são ricos em impurezas como elementos de liga e inclusões não metálicas, podem ser herdados pelo metal laminado a quente e é distribuído de maneira não uniforme na seção transversal à superfície da chapa e na direção do impacto (KOLBASNIKOV et al., 2011), Figura 17.

Kolbasnikov et al. (2011), descreve que na simulação da força de impacto do aço, as inclusões de perlita foram adotadas como o elo fraco e foi admitido que este pode ser um limite de fase prolongado (por exemplo, o limite de ferrita-perlita em bandas de perlita), o limite dos grãos de austenita, com recursos estruturais semelhantes encontrados no aço deformado.

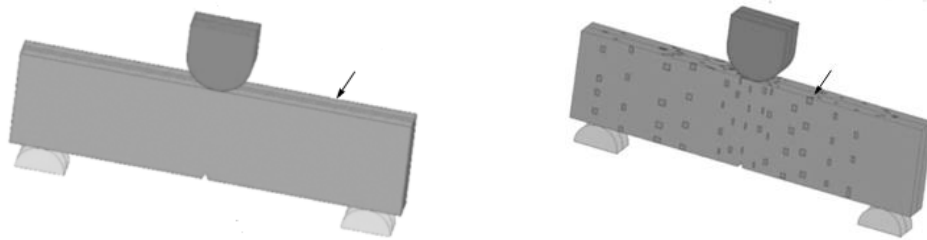
A banda de perlita é muitas vezes encontrada em tubos de aço, como ilustrado na Figura 16. A faixa é maior no centro da folha, Figura 16 c). A perlita prejudica as propriedades metálicas, com redução da resistência à falha frágil e à resistência à fadiga e ao aumento do agravamento de sulfetos de hidrogênio, de acordo com (KOLBASNIKOV et al., 2011).

Figura 16 - Heterogeneidade estrutural em chapa de aço (espessura 16 mm) perto da superfície (a), a um quarto da espessura (b), e no meio da tira (c); X 400.



Fonte: (KOLBASNIKOV et al., 2011)

Figura 17 - Simulação de elo fraco (banda) no plano na chapa: (a) grade de elemento finito tridimensional; o elo fraco é uma banda contínua na parte central da amostra; (b) elo fraco sob a forma de depósitos locais.



Fonte: (KOLBASNIKOV et al., 2011)

3.4.2 Delaminação ou separação em aços ARBL

Na laminação controlada o aumento da resistência mecânica do material é conseguido muito mais pelo refino da microestrutura do que pelo endurecimento do material devido à adição de elementos de liga formadores de precipitados. Segundo Hippert (2004), apesar dessas propriedades favoráveis, a técnica também introduz uma característica peculiar em relação aos aços ferríticos durante o processo de ruptura.

Na superfície de fratura são observadas cavidades que correm paralelas à direção de laminação da chapa e se formam perpendicularmente à direção de solicitação mecânica e são denominadas delaminações ou separações (*splits*), e acredita-se que sua ocorrência durante o processo de fratura e rasgamento dúctil seja consequência de tensões perpendiculares à direção de propagação de trincas, as quais geram restrição plástica no material à frente da trinca durante o carregamento. Esta tensão perpendicular à tensão principal, atua durante o

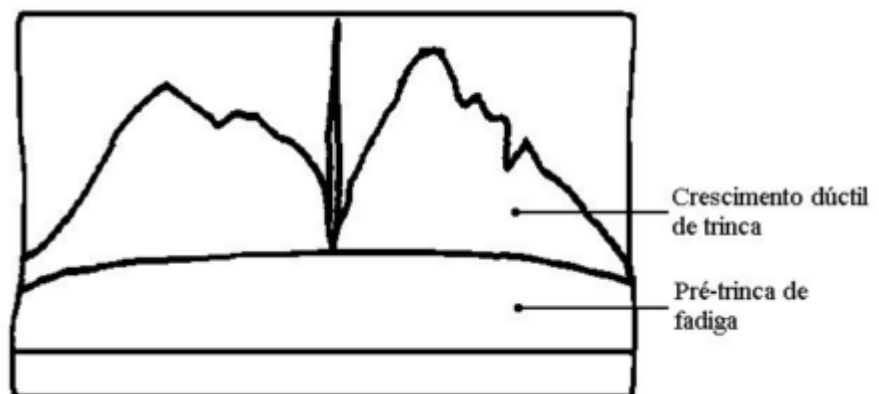
processo de dano favorecendo ou a clivagem de grãos grandes, ou a fratura por decoesão de interfaces fracas na matriz metálica (PORTO, 2010).

A delaminação do tipo clivagem está relacionada à textura cristalográfica do material, cuja a textura geralmente ocorre em aços API microligados que sofreram grandes deformações plásticas no processo de laminação controlada conduzida em temperaturas abaixo da A_r3 , Figura 13, e se caracteriza pela orientação preferencial de determinados planos cristalográficos em relação à direção de máxima deformação, gerando anisotropia no material (SILVA, 2004).

A morfologia das delaminações pode variar em função do modo de carregamento, da temperatura e do estado de tensões atuante. Corpos de prova retangulares de tração uniaxial geralmente exibem uma única delaminação central e para os corpos de prova de impacto Charpy (fratura) poderá existir um sistema de delaminações paralelas e de diferentes níveis, sendo a delaminação central a mais profunda (SILVA, 2004).

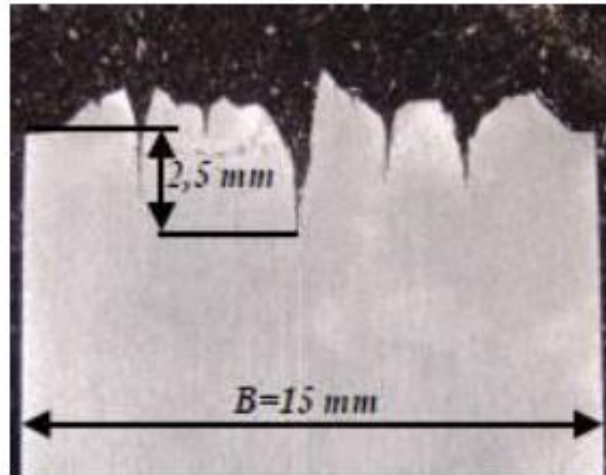
As propriedades deste tipo de fratura foram estudadas por Thoulow (1986) e por Faucher (1988) e associaram as dificuldades experimentais encontradas durante a medição do crescimento dúctil de trincas à forma irregular da frente de trinca provocada pela presença de delaminações, conforme Figuras 18 e 19.

Figura 18 – Esquema de vista de trinca irregular causada pela presença de delaminação central



Fonte: (THOULOW, 1986) (adaptada)

Figura 19 – Profundidade da delaminação em corpo de prova com propagação de trincas no sentido de laminação



Fonte: (SILVA, 2004)

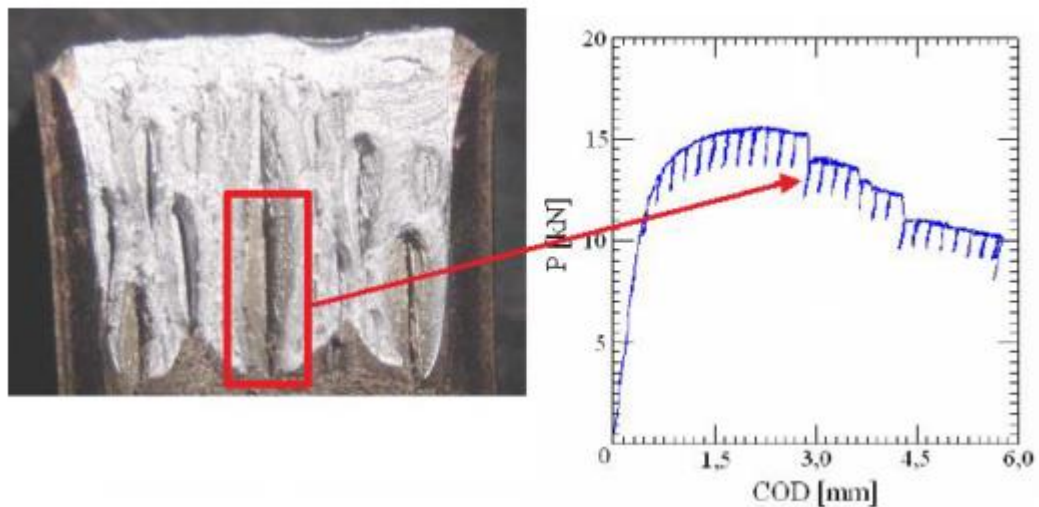
As delaminações são classificadas em dois tipos: delaminações de inclusões e delaminações estruturais.

Delaminações por inclusões estão associadas a limpidez do material e é formada por inclusões não metálicas alongadas como sulfeto de manganês presentes como elementos de liga ou alinhada à tira em decorrência do elevado grau de deformação do processo de laminação: fratura de aspecto fibroso.

Delaminação estrutural ocorre pela heterogeneidade e anisotropia adicionada ao material pelo processamento termomecânico. Podem ser distintas devido ao contorno de grão ou do tipo clivagem que é causada pelo processamento termomecânico do aço devido à textura cristalográfica, fenômeno comum em aços que sofreram severa deformação plástica, pois se caracteriza pela orientação preferencial de certos planos cristalográficos.

A Figura 20 ilustra a fratura com delaminação de uma amostra e sua curva de $P \times COD$ onde é possível observar a redução repentina da força para o rompimento do material na região da caracterizada delaminação.

Figura 20 – Influência da delaminação na superfície de fratura na curva de carga aplicada e modo de abertura de trinca: carga (P) em função do deslocamento (COD).



Fonte: (SILVA, 2004)

Silva (2004) observa que a incidência de delaminações nos aços ARBL poderia ser reduzida com temperaturas de acabamento acima da A_{r3} , afim de criar textura cristalográfica favorável, contudo, isso poderia impactar em redução de resistência mecânica. Outro modo de reduzir o fenômeno garantido as propriedades mecânicas, é a utilização da técnica de resfriamento acelerado (HIPPERT, 2004).

3.4.3 Informações extraídas do ensaio de Charpy e DWTT

Historicamente, o teste de Charpy (CVN) foi utilizado para quantificar a resistência à fratura dúctil dos aços de uma tubulação. Este tem sido usado em modelos semi empíricos para determinar a resistência mínima para a interrupção da fissura de uma rachadura axial, uma vez que atingiu o tamanho crítico para iniciar uma fratura instável.

O DWTT é usado para caracterizar a resistência à fratura dúctil, quantificar a temperatura de transição dúctil a frágil e determinar o modo de fratura (frágil versus dúctil) para aços de tubulação melhor do que o teste de impacto (CVN). Aihara et al. (2010) e Wilkowski; Shim; Brust (2009) concordam que uma amostra de DWTT com espessura de parede em tamanho real é considerada superior a uma amostra de CVN menor em quantificar a resistência à fratura para aços dúcteis com alta tenacidade, pois na amostra de CVN o caminho da fratura não é suficientemente longo para desenvolver um estado estacionário fratura.

As informações que podemos obter dos ensaios mecânicos de Charpy e DWTT, podem ser:

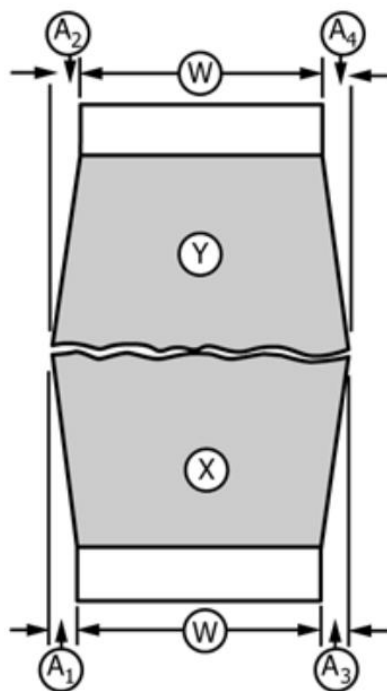
- Energia absorvida pelo material em função da temperatura

O valor da energia absorvida é lido diretamente na escala da máquina durante o ensaio de impacto. Com esses valores é possível traçar um gráfico de energia absorvida em função da temperatura, afim obter a curva de transição do material e seu comportamento de acordo com a mudança na temperatura de ensaio (BRAND, 2015) - um dos métodos utilizados no presente trabalho.

- Medição da expansão lateral do corpo de prova após a fratura

A medição da expansão lateral pode ser obtida após o ensaio de impacto. A Figura 21 ilustra um corpo de prova fraturado, onde W refere-se à espessura do entalhe, sem deformação. A expansão lateral é representada pelas cotas A_1 , A_2 , A_3 e A_4 e o valor de expansão lateral do corpo de prova é o resultado da soma entre as maiores cotas dos pares A_1 , A_2 e A_3 , A_4 (ASTM E 23, 2013). Se A_1 for maior que A_2 e A_3 é menor que A_4 , a expansão lateral é a soma de A_1 com A_4 .

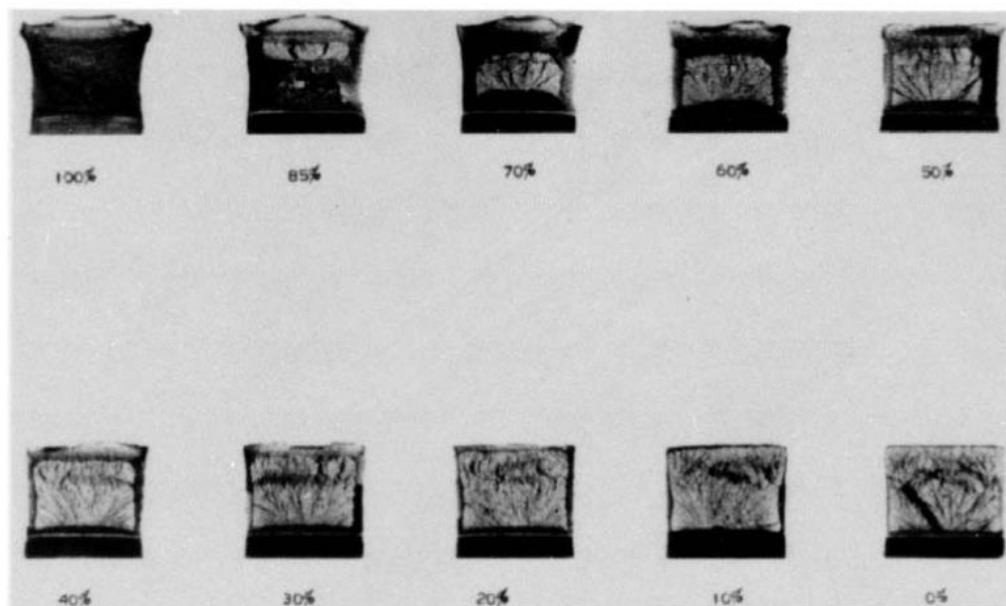
Figura 21 - Representação de um corpo de prova após fratura com suas cotas para análise da expansão lateral



Fonte: (ASTM E 23, 2013)

- Comparação das superfícies de fratura com referência a Norma ASTM E23, consiste na comparação da fratura dos corpos de prova após o ensaio de impacto CVN, com as representações fornecidas pela norma. Para avaliação da superfície de fratura de corpos de prova são utilizadas as imagens e desenhos esquemáticos para a mesma avaliação: Figura 22 e Figura 23.

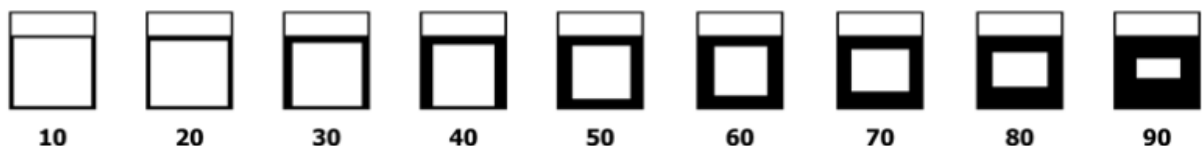
Figura 22 - Imagens das superfícies dos corpos de prova após fratura para comparação. Cada imagem representa a porcentagem de fratura dúctil.



Fonte: (ASTM E 23, 2013)

Figura 23 - Esquemas das faces dos corpos de prova após fratura para comparação.

Cada imagem representa a porcentagem de fratura dúctil.



Fonte: (ASTM E 23, 2013)

Por tratar-se de uma análise visual com referência fotográfica, considera-se esse método impreciso e não muito eficiente.

- Avaliação da área de fratura por clivagem

É realizada através da medição da área considerada como fratura plana, com o auxílio de uma lupa estereoscópica. As áreas do corpo de prova fraturado e as cotas A e B são esquematizadas na Figura 24. O Quadro 5 proveniente da mesma norma, fornece referências das medições afim de se obter a porcentagem de fratura dúctil da amostra.

Figura 24 - Esquema baseado na norma ASTM E23 (2012) da face do corpo de prova após fratura para comparação



Fonte: (ASTM E 23, 2013)

Quadro 5 - Parâmetros A e B, identificados na Figura 24, e respectiva contabilização da porcentagem de fratura dúctil

Nota: 100% de fratura dúctil ocorrem quando A e B são zero.

Dimensão B [mm]	Dimensão A [mm]																		
	1.0	1.5	2.0	2.5	3.0	3.5	4.0	4.5	5.0	5.5	6.0	6.5	7.0	7.5	8.0	8.5	9.0	9.5	10
1.0	99	98	98	97	96	96	95	94	94	93	92	92	91	91	90	89	89	88	88
1.5	98	97	96	95	94	93	92	92	91	90	89	88	87	86	85	84	83	82	81
2.0	98	96	95	94	92	91	90	89	88	86	85	84	82	81	80	79	77	76	75
2.5	97	95	94	92	91	89	88	86	84	83	81	80	78	77	75	73	72	70	69
3.0	96	94	92	91	89	87	85	83	81	79	77	76	74	72	70	68	66	64	62
3.5	96	93	91	89	87	85	82	80	78	76	74	72	69	67	65	63	61	58	56
4.0	95	92	90	88	85	82	80	77	75	72	70	67	65	62	60	57	55	52	50
4.5	94	92	89	86	83	80	77	75	72	69	66	63	61	58	55	52	49	46	44
5.0	94	91	88	85	81	78	75	72	69	66	62	59	56	53	50	47	44	41	37
5.5	93	90	86	83	79	76	72	69	66	62	59	55	52	48	45	42	38	35	31
6.0	92	89	85	81	77	74	70	66	62	59	55	51	47	44	40	36	33	29	25
6.5	92	88	84	80	76	72	67	63	59	55	51	47	43	39	35	31	27	23	19
7.0	91	87	82	78	74	69	65	61	56	52	47	43	39	34	30	26	21	17	12
7.5	91	86	81	77	72	67	62	58	53	48	44	39	34	30	25	20	16	11	6
8.0	90	85	80	75	70	65	60	55	50	45	40	35	30	25	20	15	10	5	0

Fonte: (ASTM E 23, 2013)

3.4.4 Fatores influenciadores da Temperatura de Transição de Metais e Ligas

3.4.4.1 Influência do tamanho do corpo de prova

Não existe a possibilidade de correlacionar resultados de ensaio obtidos com corpos de prova de tamanhos diferentes. Expressar a energia absorvida por unidade de área como resultado de ensaio não tem significado prático, como detalhado na Figura 25. Os valores não são os mesmos quando comparados ao ensaio de tensão de tração, que independe do corpo de prova.

Nota-se a variação dos resultados: é evidente que o corpo de prova menor absorve menos energia que o maior.

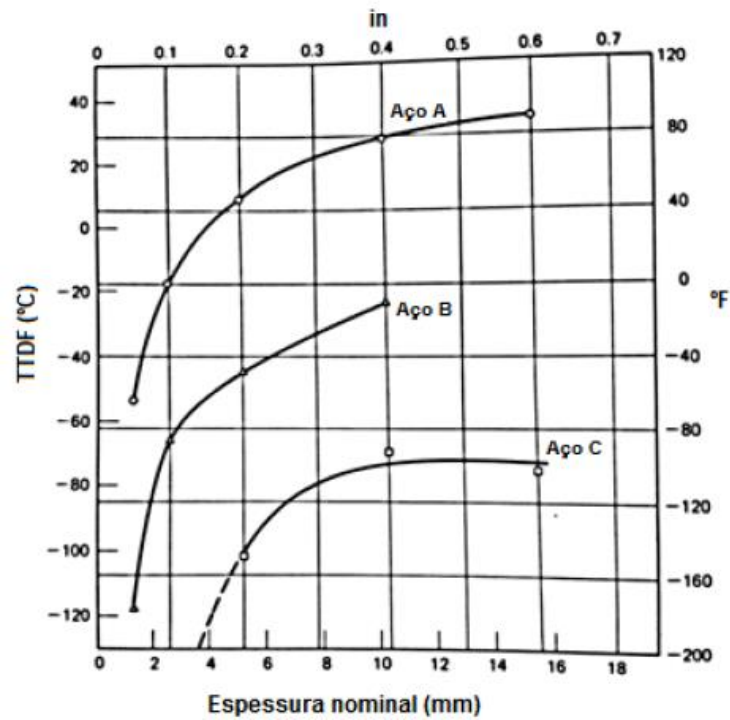
Figura 25 - Comparativo entre resultados de energia absorvida para três corpos de prova com dimensões diferentes

Dimensões do corpo de prova (mm)	Aço A (J)	Aço B (J)
10 x 10 x 53,3	47,7	12,8
30 x 30 x 160	600	363
63 x 63 x 336	2960	1970

Fonte: (SOUZA, 1982)

O comportamento da TTDF obtida por ensaio Charpy de três aços distintos varia quando a sua espessura é aumentada, conforme ilustrado na Figura 26. A cada aumento da espessura houve um aumento na TTDF (HERTZBERG, 1996).

Figura 26 - Diagrama comparativo do comportamento da TTDF de três aços distintos quando a sua espessura do corpo de prova aumenta

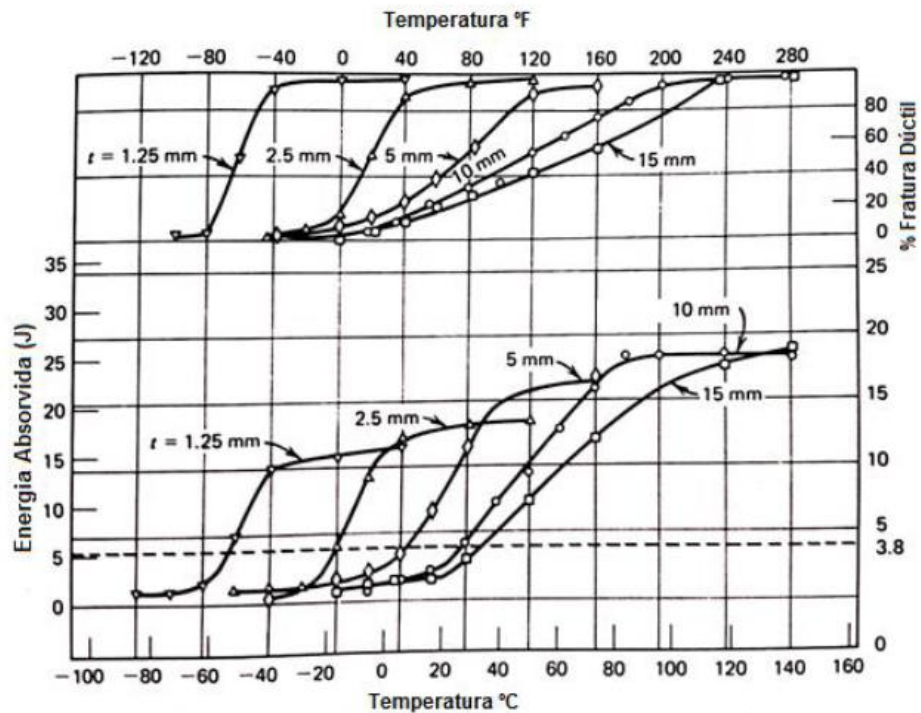


Fonte: (HERTZBERG, 1996) (adaptado)

Observa-se na Figura 27 que para o mesmo material, tem seu comportamento alterado conforme ocorre a mudança na espessura do corpo de prova. Isso considerando tanto a energia absorvida quanto a porcentagem de fratura dúctil em função da temperatura.

Figura 27 – Comparação entre a energia absorvida e a porcentagem de fratura dúctil em função da temperatura para um aço A283

Nota: corpos de prova com espessuras diferentes.



Fonte: (HERTZBERG, 1996) (adaptado)

O tamanho, forma, orientação do corpo de prova, profundidade e configuração do entalhe têm grandes influências nos resultados dos testes, ilustra o efeito da orientação dos corpos de prova na TTDF.

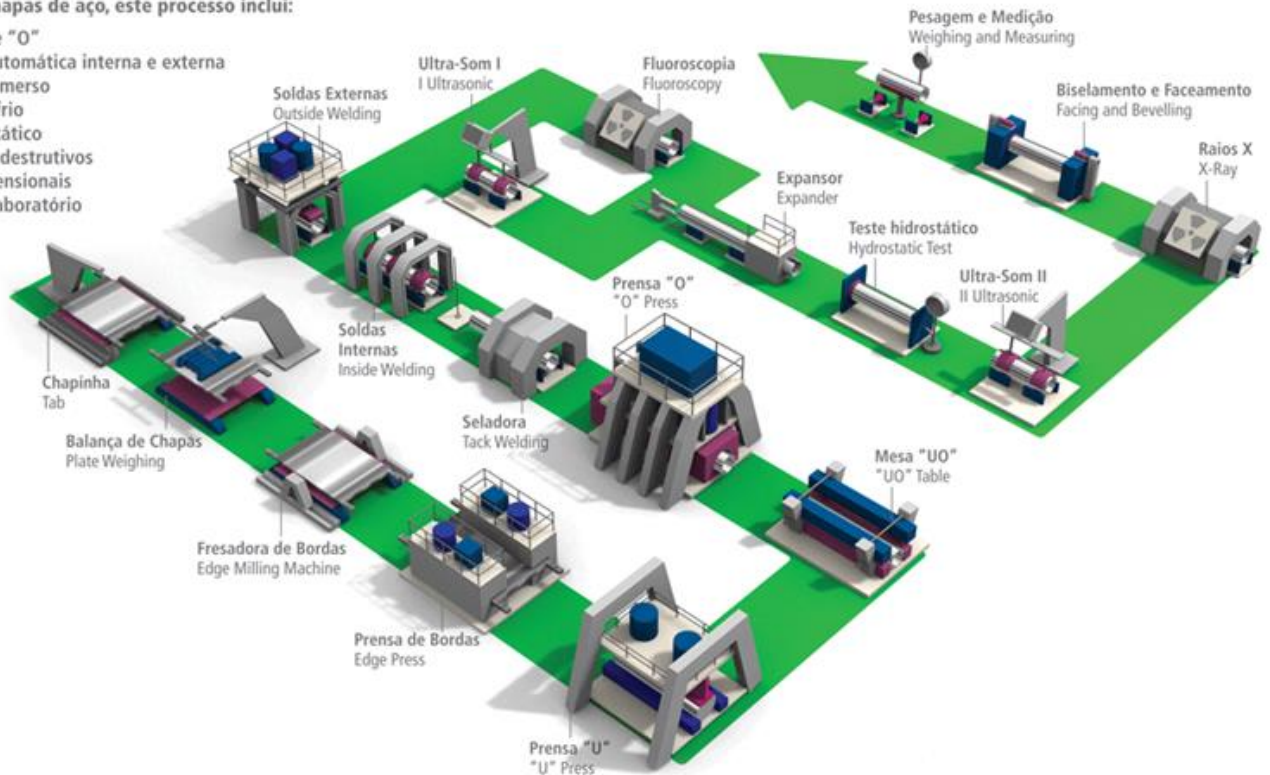
3.5 FABRICAÇÃO DE TUBOS NA TENARIS

Neste processo de fabricação as chapas de aço são pré-formadas em três estágios de prensagens consecutivos e distintos, sendo o primeiro estágio a prensagem de bordas (*Crimping plates edges*); o segundo estágio a prensagem em “U” (*U-ing press*); e o terceiro estágio a prensagem em “O” (*O-ing press*). Em algumas literaturas este processo é denominado como “U-O-E”, ou seja: prensagem em “U”, prensagem em “O” e expansão a frio “E” (*U-ing, O-ing, Expanding*). A Figura 28 apresenta a sequência da linha de fabricação de tubos.

Figura 28 – Layout do processo produtivo de tubos através do processo de solda por arco submerso na Tenaris do Brasil

A partir de chapas de aço, este processo inclui:

- Prensa "U" e "O"
- Soldagem automática interna e externa por arco submerso
- Expansão a frio
- Teste hidrostático
- Ensaios não-destrutivos
- Ensaios dimensionais
- Ensaios de laboratório



Fonte: (MOREIRA et al., 2009)

Os tubos utilizados para tubulação produzidos pela Tenaris Confab no Brasil são fabricados de acordo com a norma API 5L, 2012. Como matéria prima, utiliza chapas grossas de aço, produzidas através da tecnologia TMCP. Seu comprimento pode ser variado entre 6,0 a 12,4 metros e se dá em função dos limites estabelecidos pelo cliente.

O processo inicia com o recebimento das chapas e soldagem manual de quatro chapas menores (cerca de 200mm) nas extremidades através do processo GMAW (*Gas Metal Arc Welding*). Estas chapas menores atuarão como suporte para início e término da soldagem longitudinal, de maneira que instabilidades ocasionadas no início e término do processo sejam posteriormente removidas com a retirada destas chapinhas de sacrifício, não permanecendo no tubo soldado.

Em seguida é realizado a usinagem do chanfro nas bordas longitudinais e posterior pré-formação destas por meio de prensa hidráulica, cujo objetivo é formar um raio nas bordas das chapas próximo ao do tubo a ser fabricado, facilitando assim as etapas posteriores de conformação a frio.

Na sequência, as chapas são submetidas à prensagem em "U", realizada posicionando-se a chapa sobre uma mesa de apoio lateral e descendo a matriz no centro. As laterais fecham-se de forma sincronizada formando um raio central que passa a ter forma de "U", conforme pode-se observar na Figura 29.

Figura 29 – Primeira etapa de conformação da chapa. Prensa “U”



a)



b)

Prensa “U”

Fonte: Autora

A próxima etapa do processo de conformação a frio constitui na prensa “O”, feita por uma prensa hidráulica composta de matrizes superiores e inferiores, com raios pré-estabelecidos. Nesta operação é aplicada uma compressão ao material, de modo que as extremidades sejam unidas para o formato de “O”, conforme pode-se observar o tubo sendo conformado na prensa “O”, Figura 30. A Figura 31 exemplifica os estágios de conformação que a chapa de aço é submetida durante a formação.

Figura 30 – Etapa de conformação da chapa na Prensa “O”

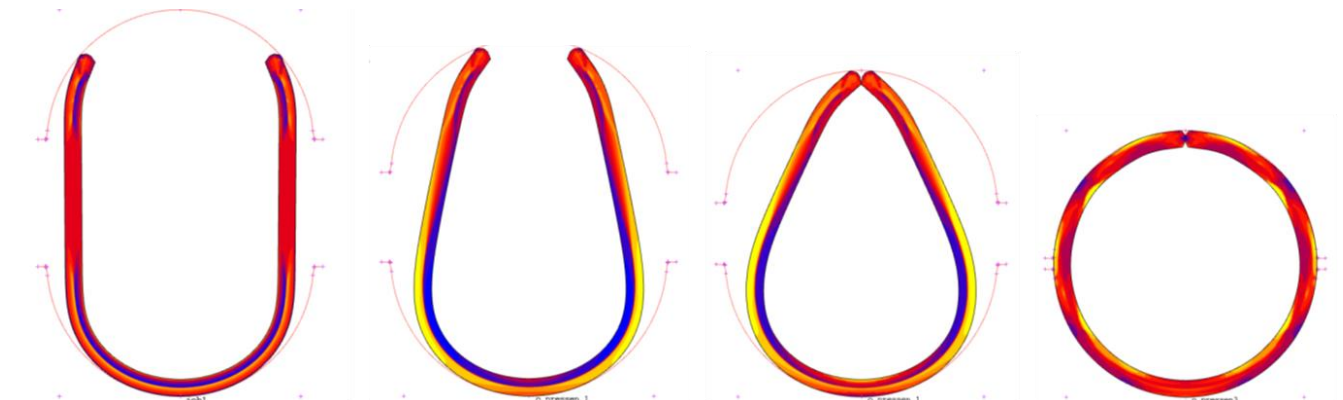


a) Vista geral da prensa “O”

b) Tubo após realização da prensagem

Fonte: Autora

Figura 31 – Esquema das tensões existentes durante etapas de conformação da chapa grossa desde formato em “U” até formato em “O”



Fonte: Autora

Após as etapas de conformação a frio descritas acima, iniciam-se os processos de soldagem através do selamento das bordas pelo processo GMAW e posterior soldagem interna e externa pelo processo SAW, que pode ser realizado com até 4 arames dispostos em fileira (“*tandem-arc*”), de maneira que os arames são alimentados para uma mesma poça de fusão, Figura 32. Os parâmetros de soldagem e consumíveis a serem utilizados são estabelecidos na Especificação de Soldagem (EPS).

Figura 32 – Soldagem interna e externa de tubos. a) Solda interna por arco submerso; b) Solda externa por arco submerso com 4 arames



a)

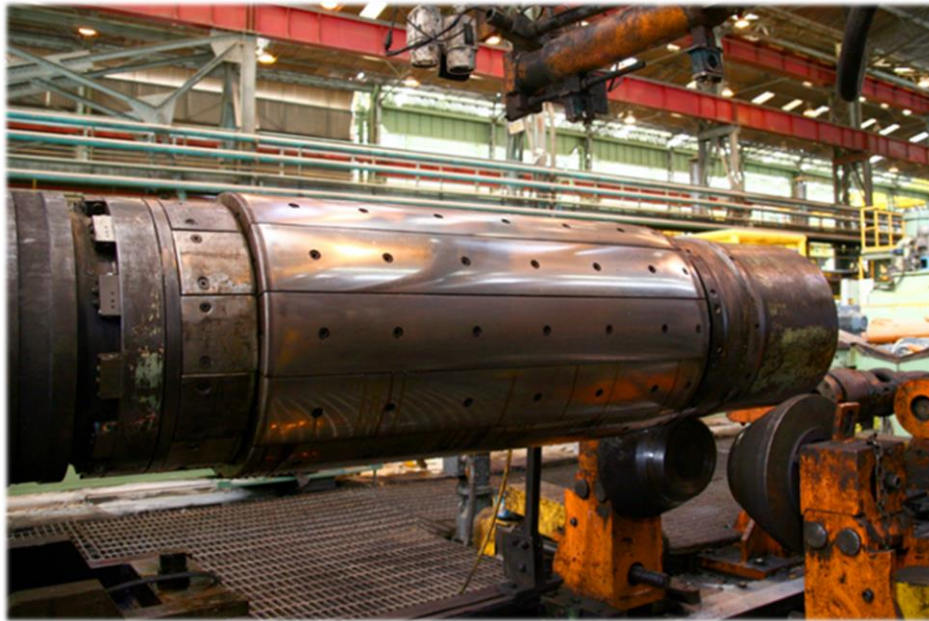


b)

Fonte: Autora

Após o processo de soldagem são realizadas inspeções através de ensaios não-destrutivos, como Ultrassom de Solda e Fluoroscopia de Solda para avaliar a ocorrência de defeitos no cordão SAWL. Além da inspeção visual, ocorre então a última etapa de conformação a frio compreende na expansão do tubo já formado, que tem por objetivo calibrar o tubo nas dimensões estabelecidas por norma. A Figura 33 mostra o maquinário envolvido nesta etapa do processamento e a Figura 34 exemplifica a expansão de um tubo na linha de produção.

Figura 33 – Expansor de tubos



Fonte: Autora

Figura 34 – Tubo sendo expandido em linha de produção



Fonte: Autora

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAL UTILIZADO

A chapa utilizada como matéria prima para a fabricação do tubo foi desenvolvida e fabricada no Brasil pela USIMINAS pelo processo de laminação controlada sem a técnica de resfriamento acelerado ao término da laminação para atender ao grau X60 da norma API 5L, 2012, (ZHAO et al., 2006).

Os corpos de prova para caracterização e estudo foram extraídos do mesmo tubo de número 16 4 004411 fabricado pelo processo de formação UOE e soldado pelo processo de arco submerso (SAW) na Tenaris Confab em Pindamonhangaba. As amostras retiradas foram usinadas na mesma planta e destinadas para os ensaios de: análise química, tração, dureza, metalografia e posteriormente para impacto CVN, DWTT e fractografia. Todos os ensaios foram realizados no Laboratório da própria fabricante de tubos.

As principais características (forma e dimensão) da amostra disponível para esta pesquisa estão apresentadas na Tabela 3 e a composição química para um aço X60 de acordo com a norma, Tabela 4 (ZHAO et al., 2006).

Tabela 3 - Características da amostra disponível para esta pesquisa

Identificação	Forma	Dimensões [mm]	
		Diâmetro	Espessura
X60	Tubo	609,6	38,1

Fonte: (ZHAO et al., 2006) (modificado)

Tabela 4 - Composição química (% massa) do aço API 5L X60

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb + V + Ti	CE _{IIW}	CE _{pcm}
0,12	0,45	1,60	0,025	0,015	≤ 0,50	≤ 1,00	≤ 0,50	≤ 0,50	≤ 0,15	0,43	0,25

Fonte: (ZHAO et al., 2006) (modificado)

De acordo com a API 5L o aço para tubo API X60 possui limites de escoamento (LE) e limites de resistência (LR) de acordo com a Tabela 5.

Tabela 5 - Propriedades mecânicas de tração para um aço API 5L X60

Grau	LE [MPa]		LR [Mpa]	
	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.
X60	415	565	520	760

Fonte: (API 5L, 2012)

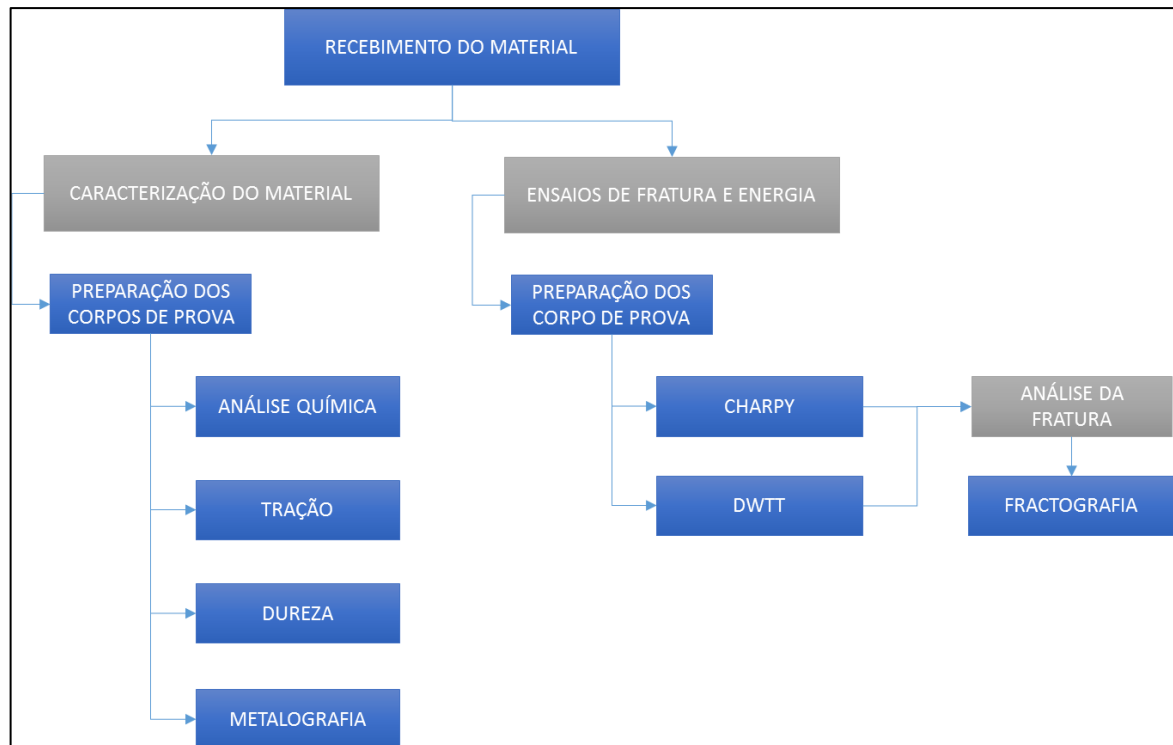
4.2 METODOLOGIA UTILIZADA

O trabalho foi dividido em duas etapas, detalhadas na Figura 35. A primeira etapa consistiu na caracterização química, mecânica e microestrutural do material já conformado em tubo. A caracterização contemplou análise química, ensaio de tração transversal do metal base a fim de confirmar a adequação ao grau de aço do material em estudo, microdureza e avaliações metalográficas com microscópio óptico utilizando reagente químico nital a 2% em volume por 15 a 20 segundos para revelação dos contornos de grão.

Para a segunda etapa foram retiradas amostras de CVN e de DWTT para levantamento da curva de transição do material para comparação da % dúctil da superfície fraturada *versus* temperatura e da energia absorvida *versus* temperatura durante o impacto de ambos os testes, considerando os entalhes prensado e Chevron para o ensaio de DWTT e ensaio de impacto CVN, para efeito comparativo.

Para determinar a curva de transição dúctil-frágil em função da temperatura de teste foi aplicada a função de Boltzmann através do Software OriginPro 8, para as curvas obtidas por análise da porcentagem de fratura dúctil da superfície fraturada, energia absorvida pela leitura do equipamento durante os ensaios de impacto (CVN) e DWTT com os dois tipos de entalhe, e por expansão lateral resultante das mesmas amostras de DWTT.

Figura 35 – Fluxograma da metodologia utilizada



Fonte: Autora

Posteriormente, foram analisadas as fraturas das amostras de cada temperatura (-40°C a 20°C) através de fractografia.

Após a caracterização do material as amostras de estudo foram submetidas à usinagem para a preparação dos ensaios mecânicos de Charpy e DWTT. Com as amostras já ensaiadas, as fraturas obtidas foram analisadas por microscopia óptica (MO) e eletrônica (MEV) para obtenção da fractografia.

Ensaio de análises

4.2.1 Análise química

Para a determinação da composição química foram utilizados os equipamentos:

- LECO modelo CS744 para análise de carbono e enxofre;
- LECO modelo ON836 para análise de nitrogênio e oxigênio;
- Espectrômetro de emissão ótica à vácuo modelo 3460 para todos os demais elementos: alumínio, boro, cálcio, cobre, cromo, fósforo, manganês, molibdênio, nióbio, níquel, silício, titânio e vanádio.

Figura 36 – Equipamentos usados para determinar a composição química. a) analisador de carbono e enxofre, b) analisador de nitrogênio e oxigênio c) Espectrômetro de emissão ótica à vácuo

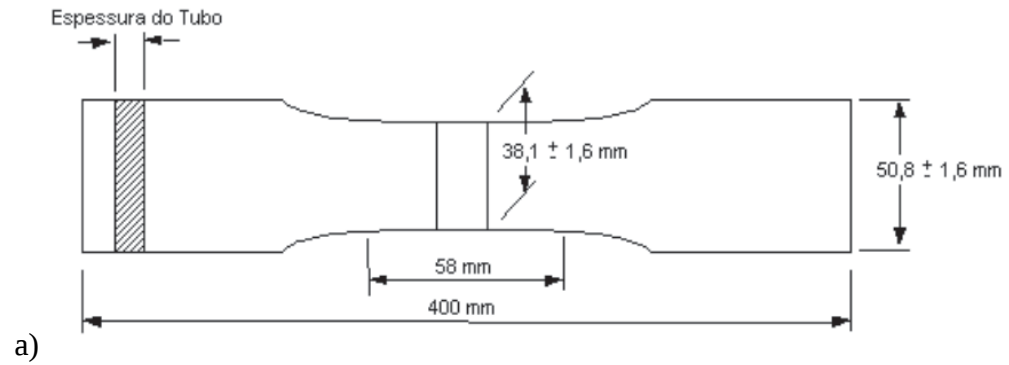


Fonte: Autora

4.2.2 Ensaio de tração

A norma API 5L define valores mínimos de resistência mecânica em tração para os diversos graus de aços (desde o grau X42 até X80). Para a realização do ensaio de tração os cinco corpos de prova foram usinados de acordo com a (ISO 6892, 2016) com forma cilíndrica a fim de avaliar o metal de base do aço API X60. As amostras foram retiradas a 90° da solda no sentido transversal, Figura 37.

Figura 37 – Corpo de prova de tração transversal prismática
a) Esquema do corpo de prova com cotas em mm; b) Corpo de prova de tração prismática antes no ensaio



Fonte: (ISO6892, 2016) (modificado) e Autora

As cinco amostras foram ensaiadas em temperatura ambiente conforme a norma ISO6892, 2016 na máquina Zwick com capacidade de 1600KN ilustrada na Figura 38 afim de se obter os valores de limite de escoamento e de resistência à tração.

Figura 38 – Máquina de ensaio de tração Zwick



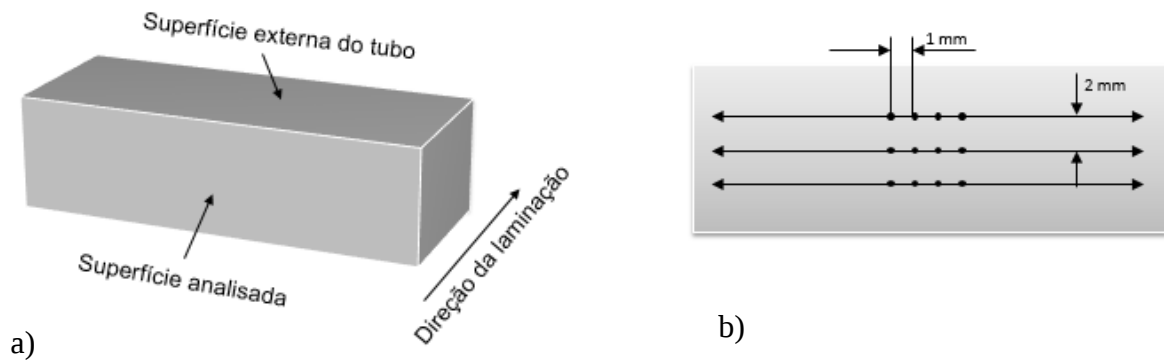
Fonte: Autora

4.2.3 Ensaio de microdureza

As amostras de microdureza foram preparadas através de lixamento com granulometrias 220, 320, 400 e 600 mesh e depois foi polida utilizando pasta de diamante de granulação 6 μ e

3 μ . O ensaio de microdureza *Vickers* foi realizado de acordo com a norma ISO 6507 na região do corte transversal, como evidenciado na Figura 39 a), no equipamento da Emcotest DuraScan 721, ilustrado na Figura 40. Detalhes do mapa de medição conforme representação na Figura 39 b).

Figura 39 – a) Localização das superfícies a ser analisada; b) Malha de medição de microdureza.



Fonte: Autora

Figura 40 – Máquina utilizada para medição de microdureza.

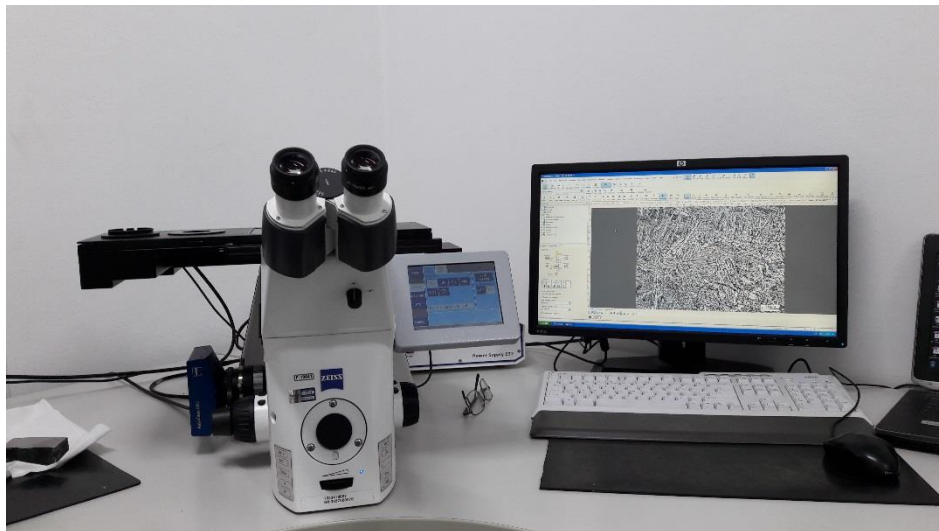


Fonte: Autora

4.2.4 Análise microestrutural por microscopia óptica

A amostra do material foi analisada no laboratório da Tenaris Confab. Como etapas de preparação metalográfica, a amostra sofreu lixamento com granulometrias 220, 320, 400 e 600 mesh e depois foi polida utilizando pasta de diamante de granulção 6 μ e 3 μ . Para visualização no microscópio óptico, a amostra foi posteriormente preparada com ataque químico de nital 2% e analisada em um equipamento modelo Zeiss e *software* AxioVision 4.8, Figura 41.

Figura 41 - Microscópio óptico modelo Zeiss



Fonte: Autora

Ensaio de fratura

4.2.5 Ensaio de impacto Charpy V notch

Para a determinação dos valores de energia de impacto absorvida em função da temperatura do material, um conjunto de 30 amostras entalhados para ensaio de impacto Charpy foi extraído do tubo de material API 5L X60 seguindo a direção transversal em relação ao sentido de laminação.

As amostras foram usinadas com dimensões nominais de 10x10x55 mm, sendo 55 mm o limite máximo possível para a máquina de ensaio, como ilustrado na Figura 42 a) e b), com entalhe em V, Figura 43, perpendicular ao plano de laminação e profundidade de 2 mm.

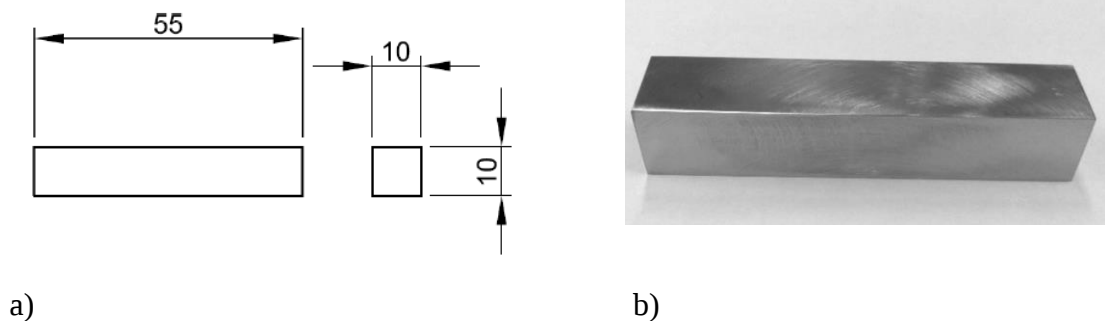
Os ensaios foram realizados no laboratório da Tenaris Confab com base nas normas ASTM A370 e ASTM E23, através da utilização de um equipamento da marca Zwick / Roell com capacidade até 750J.

Com este ensaio, foi possível realizar o levantamento de curva de transição entre as temperaturas de -40, -20, 0 e 20°C. O range de temperaturas foi determinado com base nas temperaturas de projeto em que as tubulações são submetidas, conforme solicitações de clientes de produtos para tal aplicação. A quantidade de corpos de prova assim como a distribuição dos mesmos entre as temperaturas de ensaio é detalhada pelo Tabela 6.

Os valores de energia absorvida foram calculados pela média aritmética dos valores encontrados em um conjunto 2 sets.

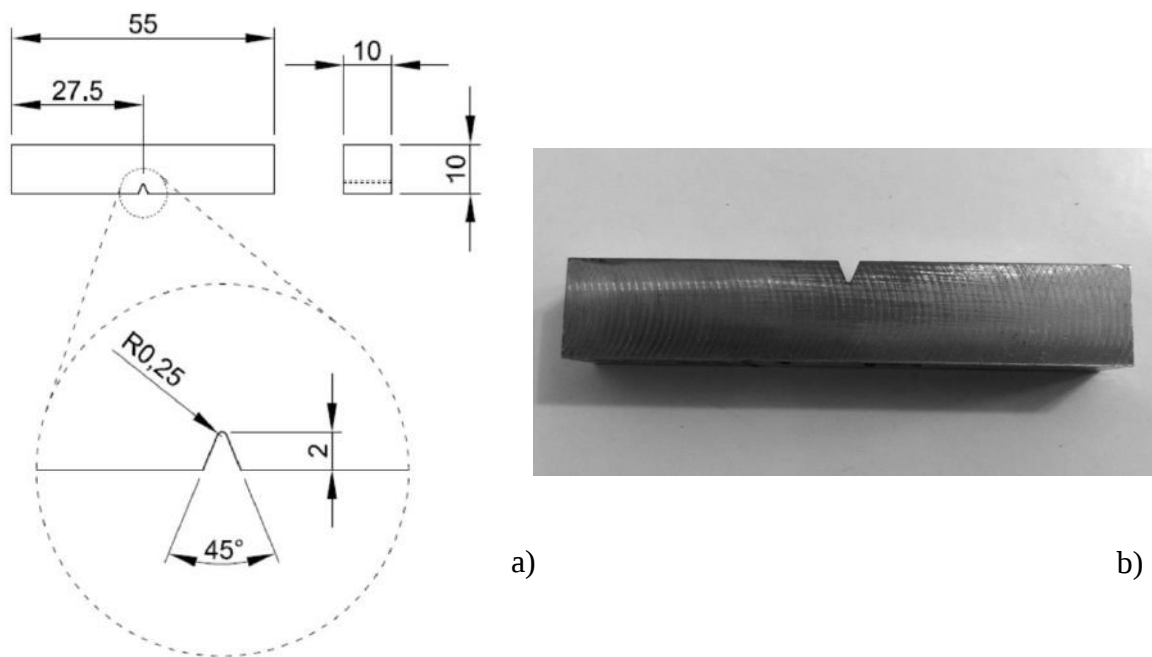
O resfriamento das amostras foi realizado pela imersão total em álcool absoluto etílico utilizando cuba termostática. A amostra permaneceu, no mínimo, 5 minutos após obtenção da temperatura requerida de teste. Conforme estabelece a norma ASTM E23, foi feito também um rígido controle do tempo de imersão.

Figura 42 – a) Dimensões dos corpos de prova sem entalhe; b) Corpo de prova sem entalhe.



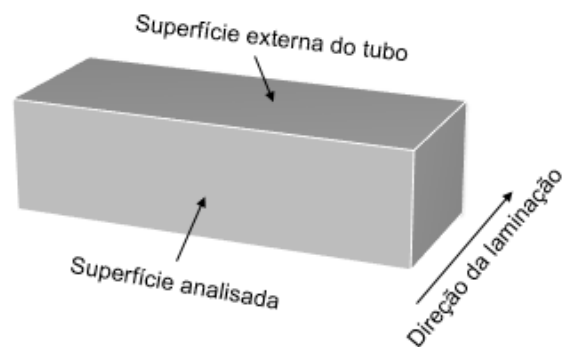
Fontes: a) ASTM E23 (2012); b) Fonte: Autora

Figura 43 – a) Medidas do entalhe do corpo de prova para ensaio Charpy; b) Corpo de prova Charpy, após a confecção do entalhe.



Fontes: a) ASTM E23 (2012) (adaptado); b) Autora

Figura 44 – Sentido do ensaio de impacto



Fonte: Autora

Tabela 6 - Distribuição da quantidade de corpos de prova para ensaio de impacto

Temperatura [°C]	Quantidade de Amostras
20	2 sets = 6 amostras
0	2 sets = 6 amostras
-10	2 sets = 6 amostras
-20	2 sets = 6 amostras
-40	2 sets = 6 amostras

Fonte: Autora

A Figura 45 apresenta a máquina do ensaio de impacto CVN.

Figura 45 – Máquina Zwick / Roell utilizada para o ensaio de impacto

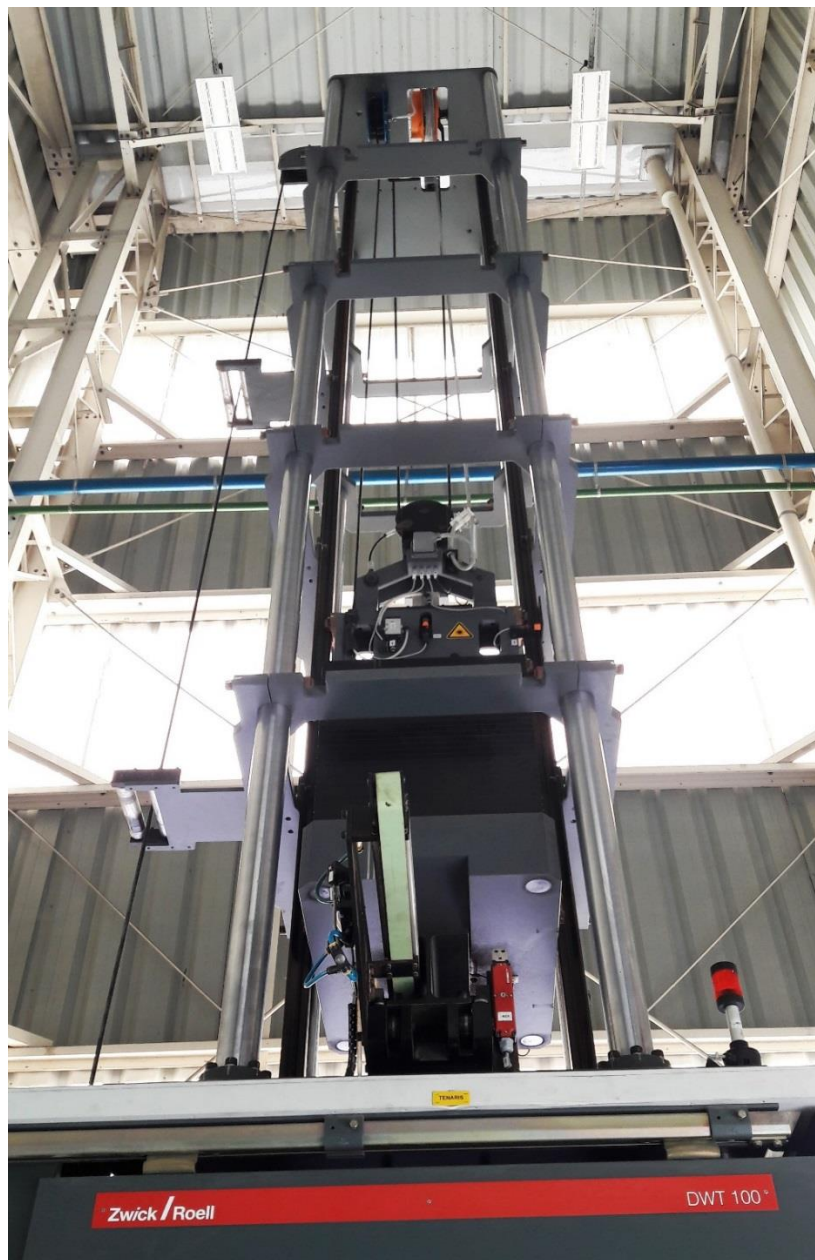


Fonte: Autora

4.2.6 Ensaio de DWTT – Drop-Weigh Tear Test

O DWTT foi realizado no laboratório da Tenaris Confab com base na norma API 5L3, em um equipamento de teste devidamente instrumentado e automatizado do fabricante Zwick com capacidade até 100000J como ilustrado na Figura 46.

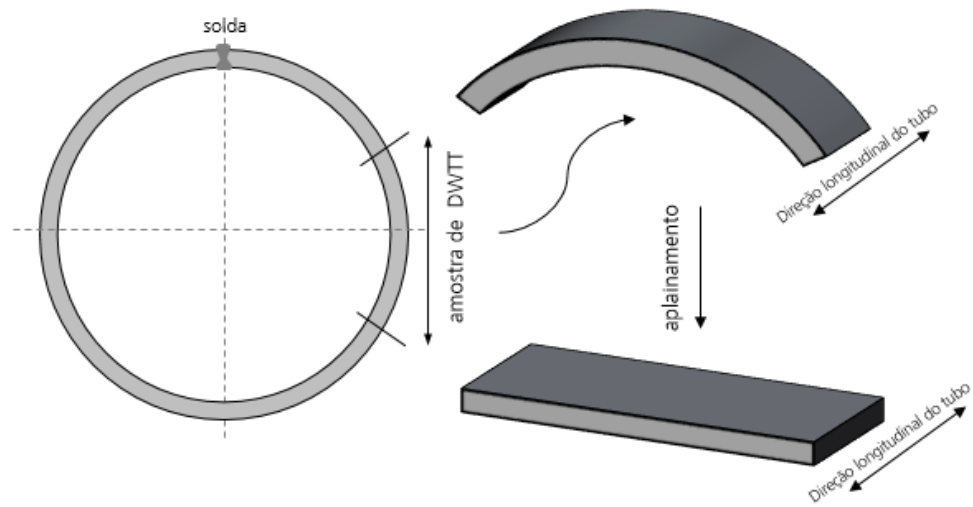
Figura 46 – Equipamento Zwick / Roell de capacidade máxima de 100000J



Fonte: Autora

As amostras submetidas ao ensaio de DWTT foram retiradas do material de base, à 90° da solda longitudinal no sentido transversal do tubo, como ilustrado na Figura 47.

Figura 47 – Posição de retirada das amostras de DWTT no tubo.



Fonte: Autora

4.2.7 Curva de transição dúctil-frágil

Foi realizado o levantamento de curva de transição entre as temperaturas de -40 a 20°C, com base nas temperaturas requisitadas por projetos reais de tubos. Os dois tipos de entalhe foram estudados, resultando em uma curva para o tipo prensado e outra para o tipo Chevron. A quantidade de corpos de prova, a distribuição dos mesmos e os tipos de entalhe entre as temperaturas está detalhada na Tabela 7.

Os valores de energia absorvida foram calculados pela média aritmética dos valores encontrados em um conjunto de 3 réplicas. A área frágil e dúctil foi obtida com base nos critérios da API 5L3.

Tabela 7 - Distribuição da quantidade de corpos de prova e entalhe para DWTT

Tipo de Entalhe	Quantidade de amostras	Temperatura [°C]
Chevron	3	-40
Chevron	3	-20
Chevron	3	-10
Chevron	3	0
Chevron	3	20
Prensado	3	-40
Prensado	3	-20
Prensado	3	-10
Prensado	3	0
Prensado	3	20

Fonte: Autora

4.3 ANÁLISE DA FRATURA

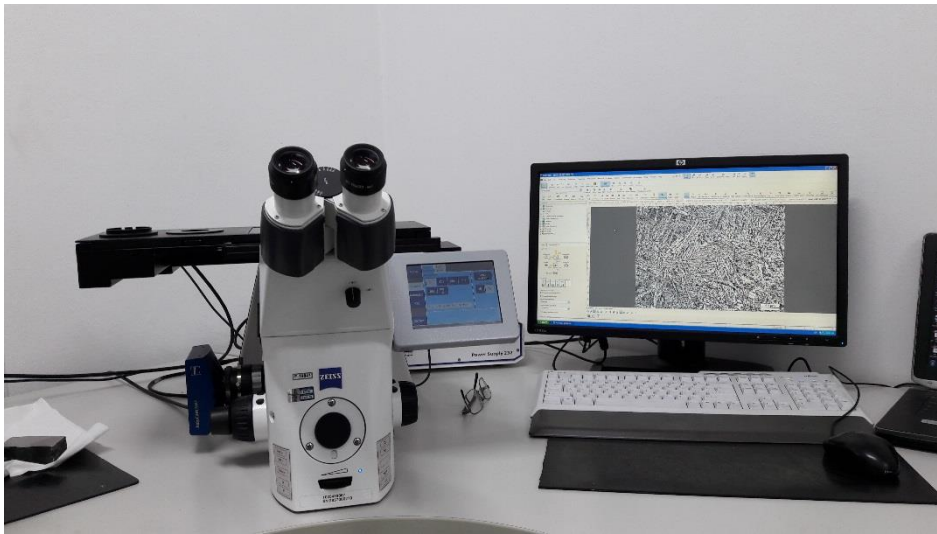
As amostras destinadas à análise de impacto CVN foram posteriormente avaliadas por microscopia óptica e eletrônica.

4.3.1 Microscopia óptica

A amostra do material foi analisada no laboratório da Tenaris Confab. Como etapas de preparação metalográfica, a amostra sofreu lixamento com granulometrias 220, 320, 400 e 600 mesh e depois foi polida utilizando pasta de diamante de granulação 6 μ e 3 μ . Para visualização no microscópio óptico, a amostra foi posteriormente preparada com ataque químico de nital 2% e analisada em um equipamento modelo Zeiss e programa AxioVision 4.8, Figura 48.

Para visualização da superfície de fratura, a amostra foi preparada apenas com a remoção das impurezas superficiais com escova macia e analisada no equipamento no mesmo equipamento.

Figura 48 - Equipamento modelo Zeiss e programa AxioVision 4.8



Fonte: Autora

4.3.2 Microscopia Eletrônica

A análise em microscopia eletrônica do material foi realizada no laboratório da Tenaris Confab no microscópio eletrônico de varredura (MEV) modelo JSM-6360, Figura 49. A finalidade da utilização da microscopia eletrônica é estudar os elementos presentes no material, bem como elementos de liga e ou contaminantes.

Figura 49 - Equipamento modelo JSM-6360 microscópio eletrônico de varredura



Fonte: Autora

5 RESULTADOS

5.1 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL COMO RECEBIDO

5.1.1 Análise química

Através da análise dos elementos químicos presentes no material como recebido, é possível observar que os valores encontrados, Tabela 8, correspondem ao range limitado pela API 5L para caracterizar um aço baixo carbono com grau X60.

Tabela 8 – Análise química realizada na amostra como recebido do tubo API grau X60

%	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb + V + Ti
Resultado material	0,07	0,20	1,59	0,020	0,001	0,02	0,13	0,03	0,002	0,10
Limites API 5L (referência)	0,12	0,45	1,60	0,025	0,015	≤ 0,50	≤ 1,00	≤ 0,50	≤ 0,50	≤ 0,15

Fonte: Autora

Através das Equações 1 e 2 mencionadas no Capítulo 3, é possível também calcular as variáveis $CE_{(P_{cm})}$ e $CE_{(IIW)}$. Como trata-se de um aço com teores de Carbono inferiores à 0,12%, utilizamos a referência do $CE_{(P_{cm})}$. Apesar de não estarmos avaliando a influência da soldabilidade do material em estudo, a verificação do $CE_{(P_{cm})}$ é um importante parâmetro para caracterização de um aço API 5L X60. O valor obtido de 0,17 está abaixo do valor o limite da norma, conforme observado na Tabela 9:

Tabela 9 – Análise do percentual de $CE_{(P_{cm})}$ em comparação com os limites API 5L

%	$CE_{(P_{cm})}$
Resultado material	0,17
Limites API 5L (referência)	0,43

Fonte: Autora

5.1.2 Ensaio de tração

Foram avaliados cinco corpos de prova na direção transversal do tubo, e os resultados obtidos se encontram na Tabela 10. É possível observar que a dispersão dos resultados é

pequeno, com desvio padrão de 3,97 MPa, o que pode ser atribuído às amostras que foram extraídas no mesmo tubo.

Tabela 10 - Dados obtidos pelo ensaio de tração do material em estudo API X60

X60 Metal Base	LE [MPa]	LR [MPa]	LE/LR
Média	485	589	0,82
Desvio padrão	4	5	0

Fonte: Autora

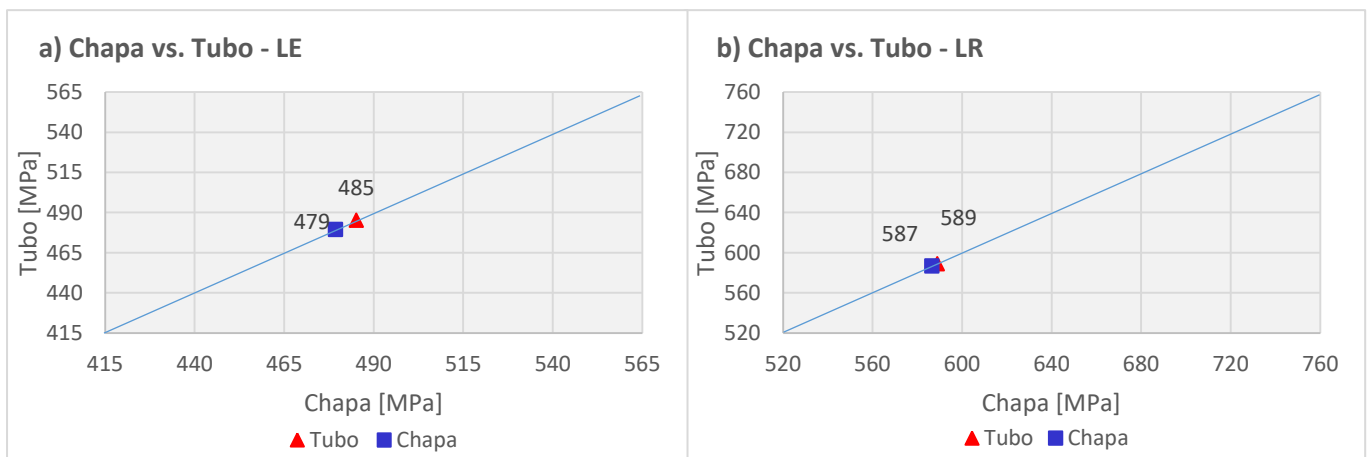
Os resultados de tração em tubo foram comparados com os valores em chapa, reportados pela usina fornecedora no certificado de qualidade e replicados na Tabela 11. Importante ressaltar que os resultados em usina foram realizados em uma chapa diferente da que originou o tubo no qual as amostras deste estudo foram retiradas, no entanto, ambos são procedentes da mesma corrida de fabricação. Pode-se observar na Figura 50 a) que houve uma variação pequena da propriedade mecânica para limite de escoamento de 6 MPa, que pode ser atribuída ao encruamento sofrido pelo material frente aos processos de conformação a frio. Para o limite de resistência, Figura 50 b), não variação efetiva, variando de 2 MPa.

Tabela 11 - Resultados de tração transversal na chapa. Valores reportados no certificado fornecido pela usina.

X60 Metal Base	LE [MPa]	LR [MPa]	LE/LR
Média	479	583	0,82

Fonte: Usina de laminação do aço (adaptado)

Figura 50 - Variação de propriedades mecânicas chapa vs. tubo para: a) Limite de escoamento (LE); b) Limite de resistência (LR)



Fonte: Autora

5.1.3 Ensaio de microdureza

As medições para o ensaio de microdureza foram realizadas de acordo com o mapa detalhado na Figura 39 b) na escala Vickers HV10 com o objetivo de avaliar a existência de homogeneidade na microestrutura do metal base ao longo da espessura no sentido da laminação.

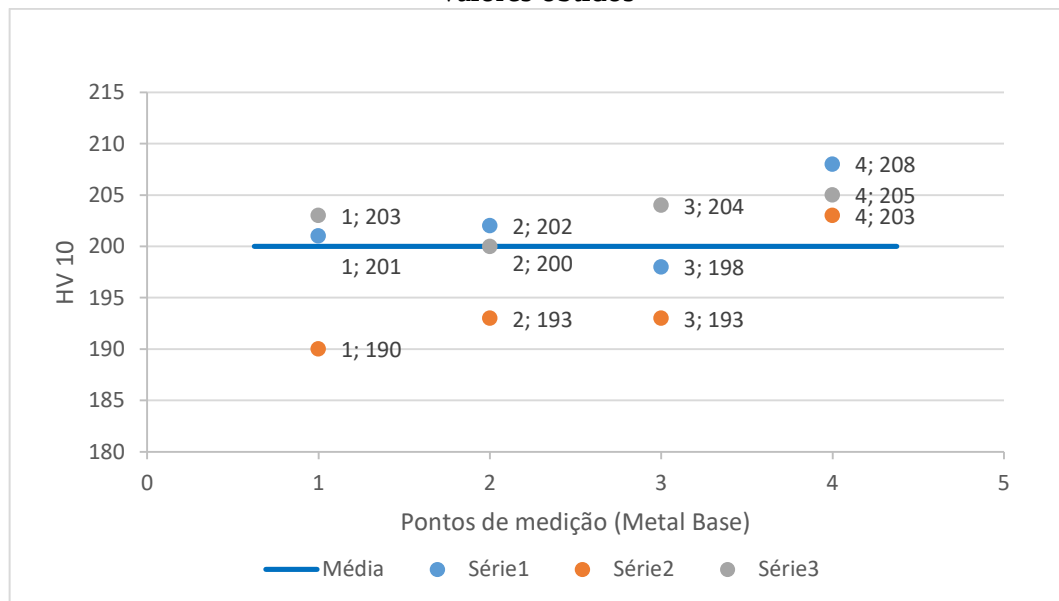
Na Tabela 12 são apresentados os valores da média e do desvio padrão resultante das medições. Com a variabilidade máxima de 4,92 HV10 é possível considerar que existe uma homogeneidade microestrutural observada ao longo da espessura do tubo, conforme a Figura 51.

Tabela 12 – Valores resultantes de microdureza do material base X60

Amostra	P1 [HV10]	P2 [HV10]	P3 [HV10]	P4 [HV10]
Média	202	195	203	200
Desvio padrão	3,63	4,92	1,87	0,00

Fonte: Autora

Figura 51 - Valores individuais de microdureza do material base em estudo com média dos valores obtidos



Fonte: Autora

5.1.4 Análise microestrutural

Através da caracterização microestrutural do material como recebido, é possível observar nas Figuras 52 e 53 a microestrutura do aço X60 em microscópio ótico onde se pode identificar a presença de uma microestrutura homogênea, sem bandas de segregação, composta de ferrita e perlita. Esse tipo de ferrita exibe uma considerável resistência mecânica associada ao endurecimento por solução sólida dos elementos substitucionais e à presença de subestruturas (THOMPSON; KRAUSS, 1995).

Na Figura 53 é possível visualizar a formação de ilhas de perlita orientadas no sentido da laminação, além da formação de bandeamento no aço, característica do processo de laminação controlada, cujo o objetivo é desenvolver uma estrutura austenítica altamente deformada que se transforma em uma estrutura ferrítica e de grãos finos no resfriamento.

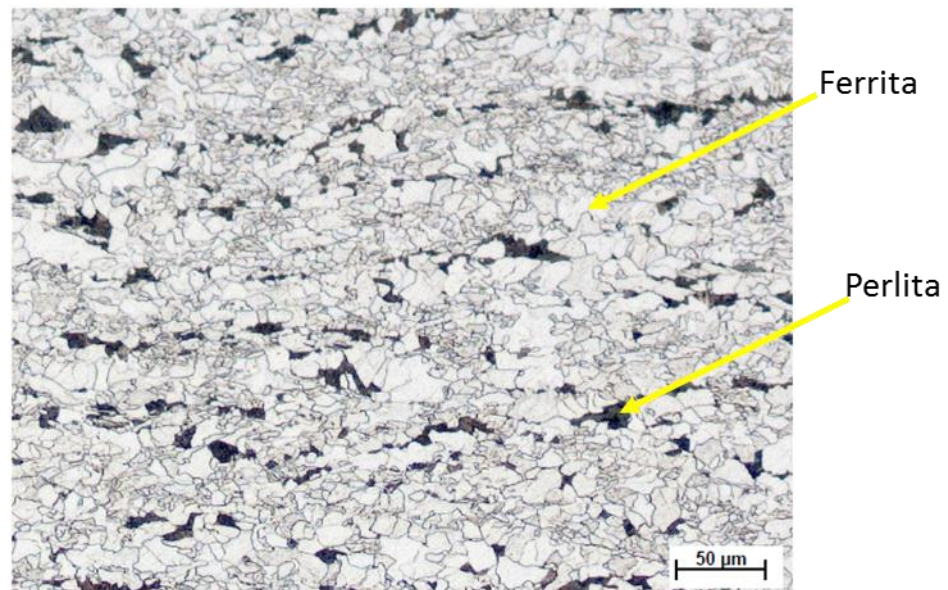
A presença de grãos deformados (achatados) também é resultante do processo de conformação mecânica no processo de laminação controlada da chapa, Figura 52. Pode-se destacar ainda, pela observação dessas micrografias, a ausência de segregação.

Figura 52 - Microestrutura do material de base como recebido. Polido até 1 μ m.
Aumento de 50x. MO. Ataque nital 2%



Fonte: Autora

Figura 53 - Microestrutura do material de base como recebido | Polido até 1 μ m.
Aumento de 200x. MO. Ataque nital 2%



Fonte: Autora

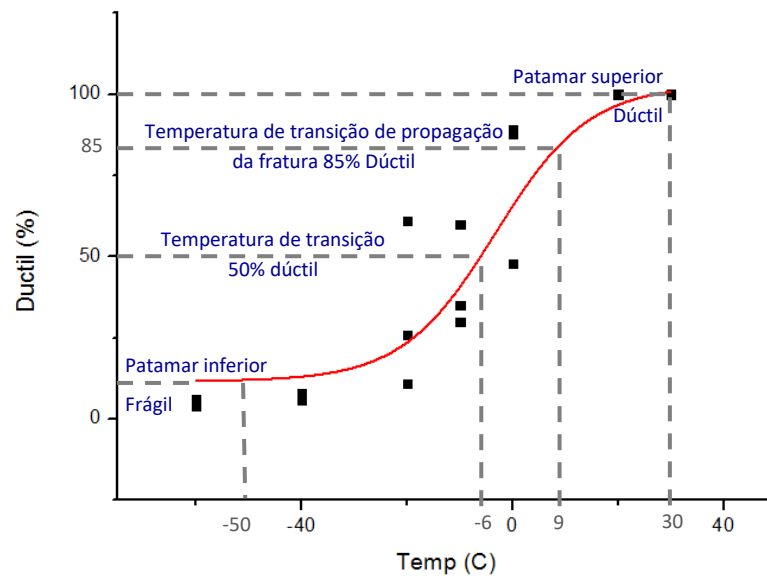
5.2 CURVA DE TRANSIÇÃO DO MATERIAL

5.2.1 Ensaio DWTT para análise porcentagem da área dúctil

Com a obtenção da curva de transição do material para os entalhes Chevron e prensado observa-se que ambas as curvas resultam em um perfil similar para a porcentagem dúctil da superfície da fratura resultante.

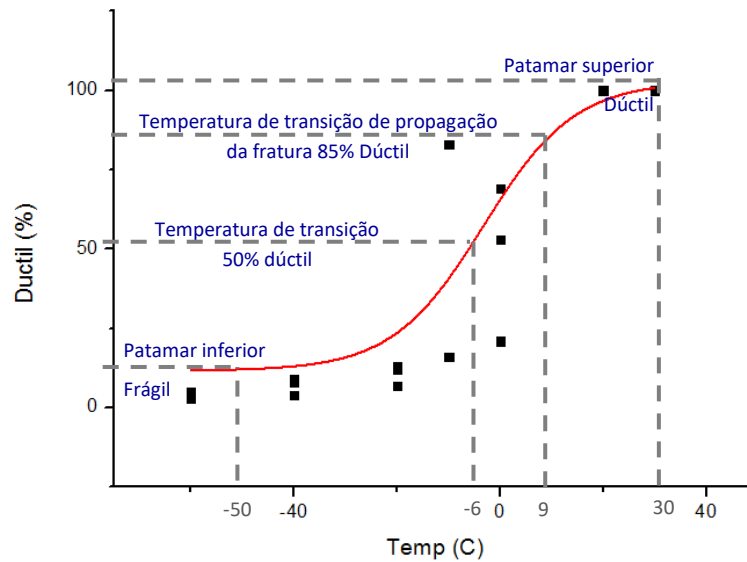
Para ambos os tipos de entalhes: Chevron, Figura 54 e prensado, Figura 55, o patamar superior com 100% dúctil é obtido a partir de +30°C, já o patamar inferior é alcançado a uma temperatura abaixo de -50°C, caracterizando uma superfície totalmente frágil. A região de transição à qual surge a mudança de fratura dúctil (cisalhamento) para frágil (clivagem) é obtida à acima de +9°C quando a fratura apresenta 85% da superfície dúctil, e atinge a temperatura de transição de 50% dúctil em temperatura abaixo de -6°C.

Figura 54 - Fratura Dúctil DWTT - Entalhe Chevron



Fonte: Autora

Figura 55 - Fratura Dúctil DWTT - Entalhe Prensado



Fonte: Autora

Apesar de ser possível estabelecer uma região de transição na curva do material, a dispersão dos resultados para entalhe Chevron atingiu 21% de variação para a temperatura de -20°C de 19% de variação para a temperatura de 0°C. Para o entalhe prensado a maior

dispersão atingiu mais de 31% para -10°C e de 19% para a temperatura de 0°C, como apresentado na Tabela 13.

Tabela 13 – Desvio padrão dos resultados de superfície dúctil para entalhe Chevron e Prensado

DESVIO PADRÃO	TEMPERATURA [°C]						
	-60	-40	-20	-10	0	20	30
Entalhe Chevron	0,82	0,82	20,95	13,12	19,10	0,00	0,00
Entalhe Prensado	0,82	2,16	2,62	31,58	19,96	0,00	0,00

Fonte: Autora

Tal dispersão pode ser atribuída à heterogeneidade do material, denominados como defeitos, que podem ser formados no processo de solidificação, ricos em impurezas como elementos de liga e inclusões não metálicas intrínseco do processo de laminação a quente que são distribuídos de maneira não uniforme. A heterogeneidade estrutural em chapas de aço simulado por Kolbasnikov et al., 2011, representada pela Figura 16 b), página 44, assemelha-se à microestrutura apresentada na Figura 52, em que as inclusões de perlita podem ser adotadas como elo-fraco, e suas propriedades enfraquecem a estrutura metálica reduzindo a resistência à falha frágil.

Além da heterogeneidade do material, é importante ressaltar também que a quantidade de amostras ensaiadas para cada tipo de entalhe foi obtida a partir de 7 pontos (temperaturas) com 3 réplicas cada, totalizando 21 pontos, quantidade pode influenciar, quando comparada ao levantamento da curva realizada através de explosão com pressurização de gás de tubulação nos Estados Unidos (Instituto Memorial Battelle), que reuniu cerca de 290 pontos a partir de 165 testes.

5.2.2 Ensaio DWTT e de impacto (CVN) para a energia absorvida – avaliação do tipo de entalhe para DWTT

A leitura da energia absorvida foi obtida através do ensaio de impacto, DWTT com entalhe do tipo Chevron e DWTT com entalhe do tipo prensado. Para o ensaio de impacto CVN, 30 testes foram realizados como detalhado na Tabela 6. O número de amostras destinadas ao ensaio de impacto foi muito superior do que o número de amostras destinadas à

DWTT visando reduzir possíveis erros de variabilidade para que se pudesse fazer um comparativo mais contundente aos ensaios de DWTT.

A literatura reforça que não existe a possibilidade de correlacionar resultados de energia absorvida para ensaios cujo os corpos de prova possuem tamanhos diferentes (SOUZA, 1982). Entretanto, a finalidade de realizar o comparativo entre ensaio de impacto, DWTT e ensaio de explosão em escala real, como observada por Cosham et al., 2010, que propõe uma correlação próxima do comportamento da energia absorvida nos três casos.

Para os ensaios de DWTT as curvas de energias absorvidas para os diferentes tipos de entalhe são substancialmente distintas. A Figura 56 a) e b) exibem as curvas em mesma escala para efeito comparativo. Nela é possível observar que a curva obtida para o entalhe Chevron necessita de uma energia muito menor em relação à amostra com entalhe prensado: cerca de 78% menor para fraturar uma amostra de 38,1 mm à +20°C e de 40% menor para fraturar a mesma amostra à -40°C.

Para os ensaios de DWTT, apesar de terem sido realizado com número inferior de amostras em comparação aos testes de impacto, os resultados apresentam um desvio padrão limitado à 0,5 em -20°C para o entalhe Chevron e de 3,5 em -10°C para o entalhe Prensado, Tabelas 14 e 15 respectivamente.

Tabela 14 - Resultados da energia absorvida e desvio padrão DWTT entalhe Chevron

Temperatura [°C]	-40	-20	-10	0	20
Energia média Chevron	0,4	0,6	0,9	1,1	1,2
Desvio Padrão	0,0	0,5	0,4	0,0	0,1

Fonte: Autora

Tabela 15 - Resultados da energia absorvida e desvio padrão DWTT entalhe Prensado

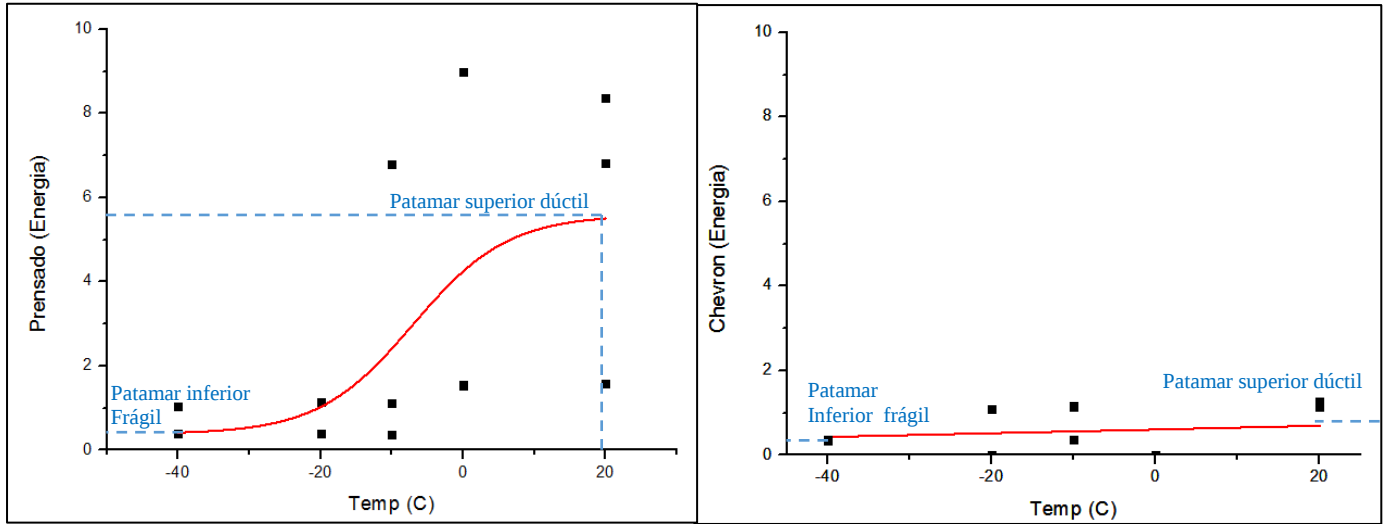
Temperatura [°C]	-40	-20	-10	0	20
Energia média Prensado	0,6	0,6	2,8	4,0	5,6
Desvio Padrão	0,3	0,4	2,9	3,5	2,9

Fonte: Autora

Comparando as curvas a) e b) da Figura 56, é possível observar que, apesar da espessura das amostras de ambas as curvas serem iguais, a geometria do entalhe é

determinante nos resultados de energia absorvida do material. Do lado a) observa-se que é necessária uma energia muito maior para romper o material.

Figura 56 - Energia absorvida pelo material nos ensaios de DWTT. a) entalhe Prensado e b) entalhe Chevron



a) Fonte: Autora

b) Fonte: Autora

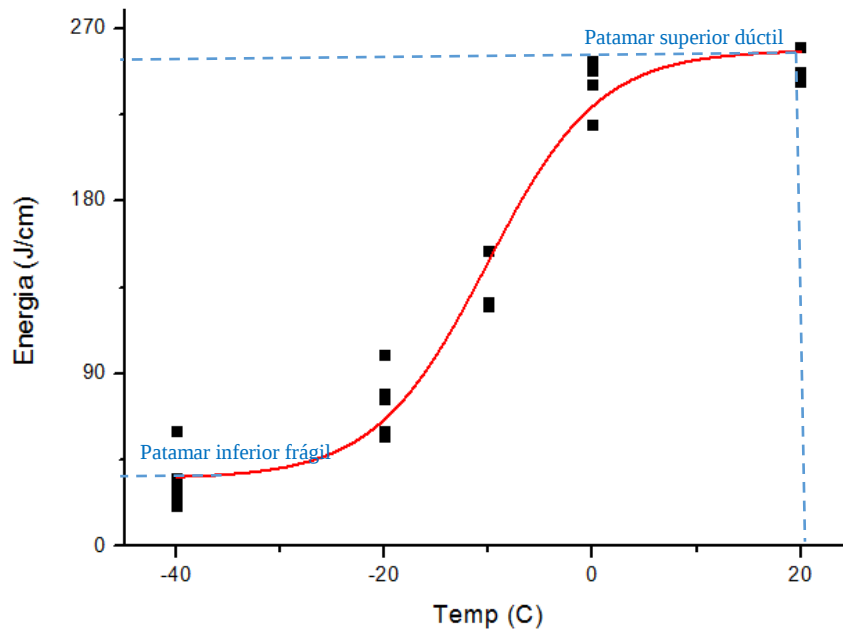
Os ensaios de impacto (CVN), embora tenham sido realizados com um número de amostras superior aos do ensaio de DWT, sendo 15 para cada entalhe para DWT e 30 amostras para os ensaios de impacto, observa-se que os resultados de energia para impacto apresentaram um desvio padrão de mais de 58% para a temperatura de -40°C e de 46% para 0°C, como detalhado na Tabela 16 e Figura 57.

Tabela 16 – Resultados da energia absorvida e desvio padrão ensaio de impacto

Temperatura [°C]	-40	-20	-10	0	20
Energia média [J/cm]	32,5	74,8	135,3	240,5	249,7
Desvio padrão [J/cm]	13,3	15,5	13,2	12,6	7,6

Fonte: Autora

Figura 57 - Energia de impacto CVN



Fonte: Autora

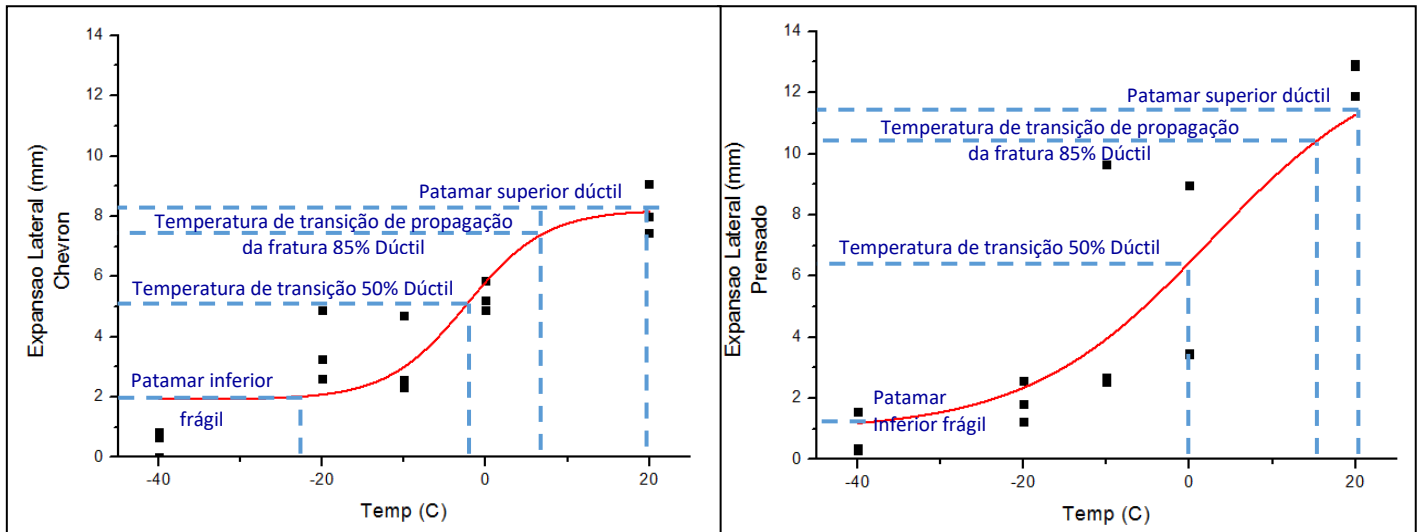
Pela observação dos valores da Tabela 16 e da curva da Figura 57, pode-se perceber que apesar da dispersão presente em temperaturas, como à -20°C , de $15,5 \text{ J/cm}$, e de cerca de 13 J/cm à -40°C , -10°C e 0°C , a curva de transição possui a característica esperada, com patamar inferior frágil e superior dúctil demarcados, além claro de estar com transição de 50% numa temperatura média de -10°C . Corpos de prova ensaiados a temperatura ambiente e a baixas temperaturas, presumivelmente na região de transição dúctil-frágil, apresentaram energia com grande dispersão, chegando à, praticamente, energia absorvida similares, com algumas exceções.

5.2.3 Análise da energia absorvida por expansão lateral no ensaio de DWTT

Para a determinação da TTDF, um dos objetivos do presente trabalho, a aparência da fratura é um dos fatores considerados para obtenção da expansão lateral. Utilizou-se como base a mesma medição proposta pela Norma ASTM E 23 aplicados em ensaio de impacto (CVN), mas para amostras fraturadas nos ensaios de DWTT. Obteve-se assim a TTDF da

energia absorvida para ambos os tipos de entalhe, Chevron e Prensado, para efeito comparativo, ilustrado na Figura 58.

Figura 58 - Energia DWTT obtida por expansão lateral
Entalhe Chevron e Entalhe Prensado (mm) vs. Temperatura (°C)



Fonte: Autora

Observa-se que o patamar superior dúctil para CN atinge expansão lateral entre 8 e 9 mm, com desvio padrão de 0,66 mm, em contrapartida, o patamar superior dúctil para PN chega a quase 13 mm de deformação, com desvio padrão de 0,47 mm. A curva CN apresenta patamar mais definido (platô) tanto dúctil (superior) como para frágil (inferior), o que não ocorre ainda para a curva de PN que ainda precisa de mais amostras para estabelecer os patamares máximos. A temperatura de transição com 50% dúctil, está próxima a 0°C para ambos os tipos de entalhe para este range de temperaturas, contudo o desvio padrão para o entalhe prensado é de 3,32 mm, portanto ainda não estável.

Tabela 17 - Resultados do desvio padrão para energia absorvida obtida por expansão lateral

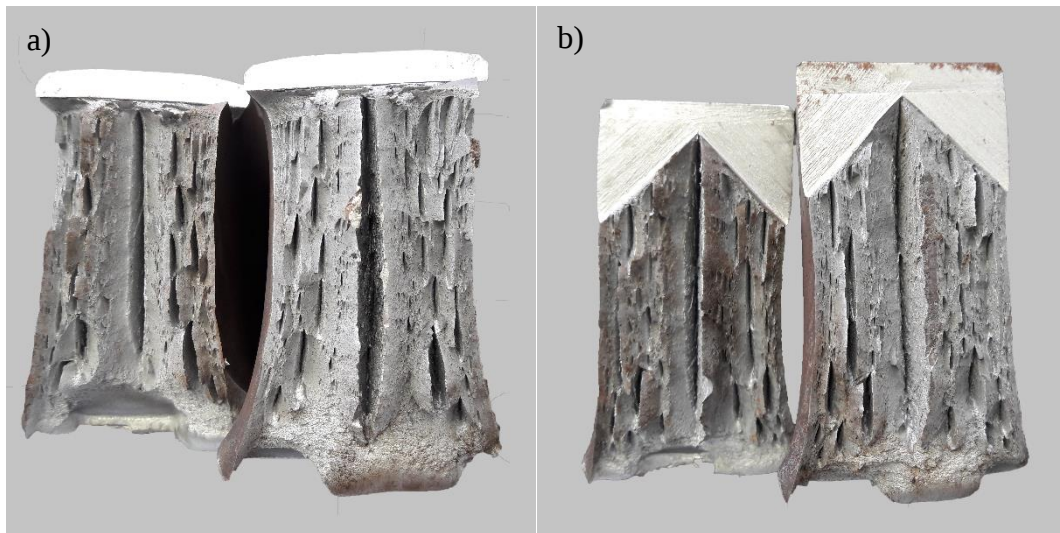
DESVIO PADRÃO	TEMPERATURA [°C]				
	-40	-20	-10	0	20
Entalhe Chevron	0,35	0,95	1,06	0,41	0,66
Entalhe Prensado	0,59	0,55	3,32	2,60	0,47

Fonte: Autora

Com a análise da superfície de fratura é possível observar como ocorre o mecanismo de falha do material a diversas temperaturas, ou seja, tanto da fratura dúctil (ou fibrosa), quanto da fratura frágil (ou granular) ocorreu até sua ruptura.

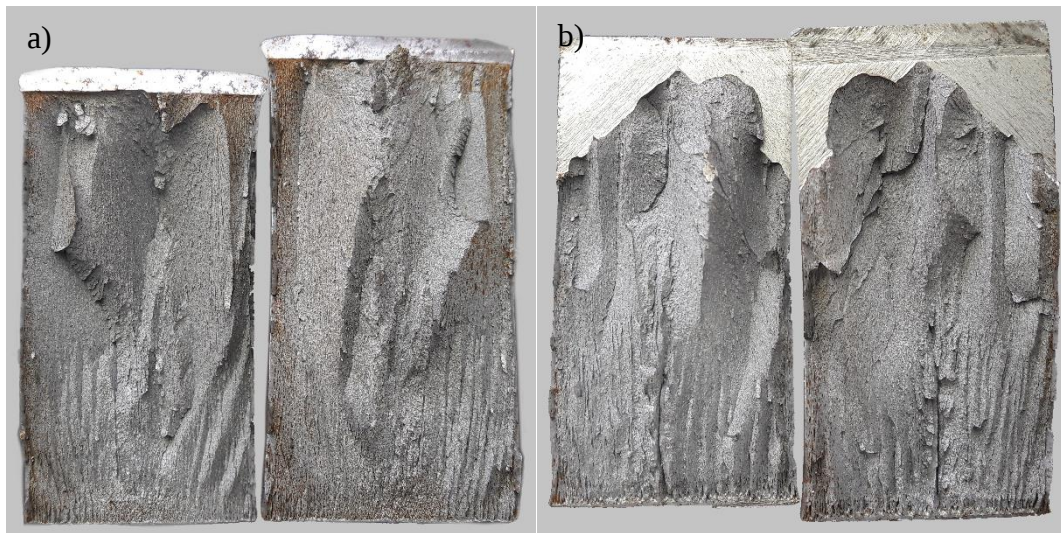
Na Figura 59 é possível observar que as superfícies de fratura correspondente ao patamar superior apresentam fraturas dúcteis, cuja superfície aparece de maneira fibrosa ou opaca, tanto para o entalhe Prensado como Chevron. Já na Figura 60 são apresentadas as fraturas correspondentes ao patamar inferior, com a presença de fraturas frágeis, predominantemente por clivagem, estas sendo de aparência brilhosa, para ambos os tipos de entalhe.

Figura 59 – Fraturas resultantes do ensaio de DWTT após quebra à +30°C. a) Amostra de espessura total com entalhe prensado; b) Amostra de espessura total com entalhe Chevron



Fonte: Autora

Figura 60 - Fraturas resultantes do ensaio de DWTT após quebra à -60°C . a) Amostra de espessura total com entalhe prensado; b) Amostra de espessura total com entalhe Chevron

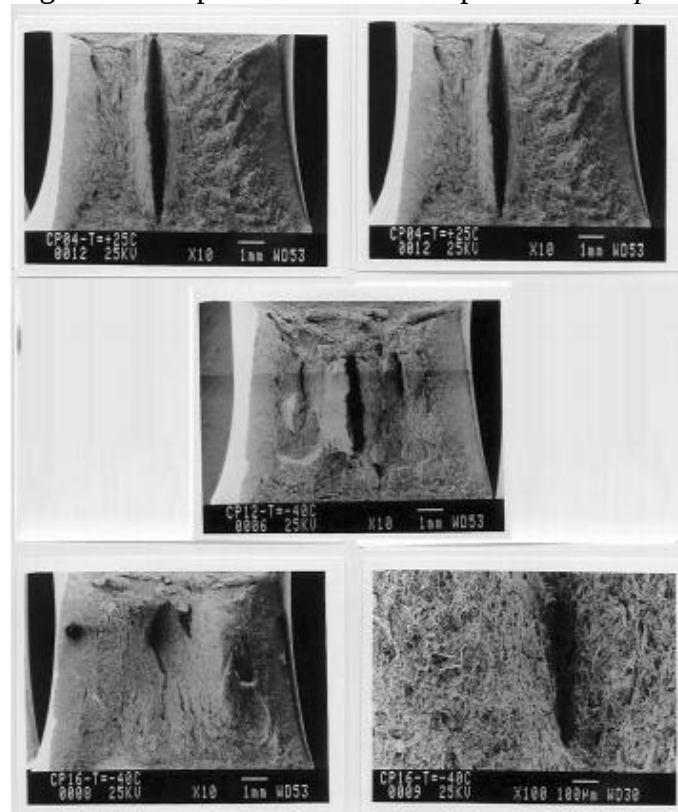


Fonte: Autora

5.3 ANÁLISES FRACTOGRÁFICAS

Segundo DeAquino (1999) observou-se que, na maioria das fraturas das amostras testadas ocorreu um fenômeno em forma de cavidades chamado delaminação (*split*) no interior da amostra, como mostrado nas Figura 59; 62 a) e b). Percebe-se que o tipo de fratura obtido apresenta mesmo aspecto das fraturas de DWTT e em todas estas notam-se que aumento da variabilidade da energia de impacto para temperaturas na região de transição Tabela 16 e nos resultados de DWTT PN e CN. Corpos de prova ensaiados a temperatura ambiente e a baixas temperaturas, presumivelmente na região de transição dúctil-frágil, apresentaram praticamente a mesma energia absorvida, com raras exceções para o ensaio de impacto (CVN) e em alguns pontos para DWTT. A Figura 61 apresenta as superfícies de fratura dos corpos de prova com valores dispersos, representados por uma energia absorvida característica de temperaturas mais altas.

Figura 61 - Superfícies de fratura apresentando *splits*

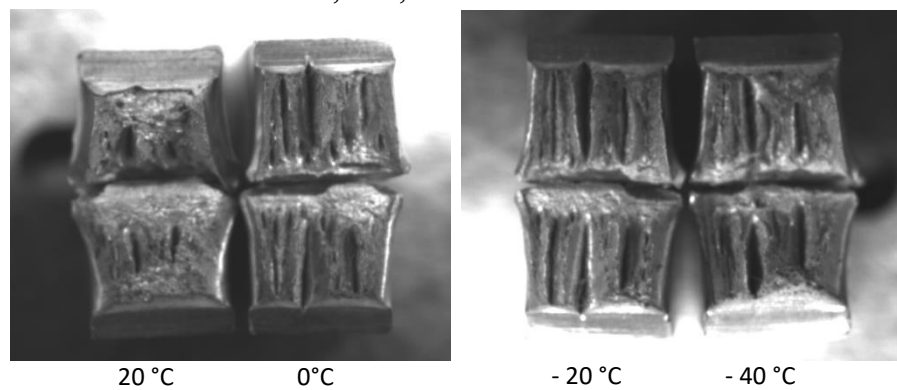


Fonte: (DEAQUINO et al., 1999)

Da observação destas figuras, pode-se concluir que a alteração da ductilidade está sempre associada à presença de separações (*splits*) na superfície de fratura dos corpos de prova e presença das separações em suas superfícies de fratura (DEAQUINO et al., 1999).

A Figura 57 apresenta a TTDF com valores similares de ductilidade, representados por uma energia absorvida acima de 180J/cm, apesar de terem sido ensaiados em temperaturas diferentes.

Figura 62 - Visual da superfície da fratura após ensaio de impacto CVN nas temperaturas +20°C, 0°C, -20°C e -40°C



Fonte: Autora

De um modo geral as delaminações, quando existente, não permitem uma correta medição do tamanho de energia. Ainda, contrário à observação de outros pesquisadores, neste trabalho, foi observado que em vários casos as delaminações induziram fratura instável, especialmente nos ensaios de impacto (CVN).

A Figura 63 apresenta uma amostra fraturada por ensaio de impacto preparada para análise das delaminações ocorridas nos ensaios realizados neste estudo. Tal particularidade ocorre durante o processo de fratura, paralelamente à direção de laminação da chapa original e perpendicularmente ao plano de propagação da trinca e também pode ocorrer de modo semelhante em amostras ensaiados com a propagação no sentido da espessura, porém, a delaminação se dá paralelamente à frente de propagação da trinca, continuando a ocorrer no mesmo sentido da laminação (HIPPERT, 2004). As delaminações ocorridas durante o processo de fratura por rasgamento dúctil é consequência da ocorrência de tensões perpendiculares à direção de propagação da fratura, as quais geram restrição plástica no material à frente da trinca, isto é, tensões perpendiculares à tensão principal que atuam durante o processo rompimento, favorecendo a clivagem de grãos grandes ou fratura discoesa de interfaces na matriz metálica. Assim, a morfologia das delaminações pode variar em função do carregamento, da temperatura e o estado de tensões atuantes (FRANCISCO, 2009). Amostra de geometria retangular submetido a tração uniaxial, normalmente exibe preferencialmente uma delaminação central.

Existem dois tipos de delaminações: originária de inclusões e características microestruturais. O primeiro é formado a partir de inclusões não metálicas alongadas provenientes do processo de laminação com elevado grau de deformação plástica, resultando em fratura de aspecto fibroso. A delaminação microestrutural é decorrente do processo termomecânico que produz heterogeneidades e anisotropia no material, sendo muito frequente em aços microligados API (CHAWLA; RIGSBEE; WOODHOUSE, 1986), (GUO et al., 2002). Consequentemente, pode ocorrer delaminações em decorrência a contorno de grãos e as do tipo clivagem (HIPPERT, 2004).

Observou-se no presente estudo que as delaminações ocorridas na superfície da fratura apresentaram características de delaminações de origem estrutural, como pode-se observar nas Figuras 63 e 64. Assim, conclui-se que estes não foram capazes de produzir propagação de trincas com dominância de um estado plano de deformação.

Figura 63 - Amostra embutida da fratura analisada após ensaio de impacto CVN e ampliação de 50x da região com delaminações na região da fratura

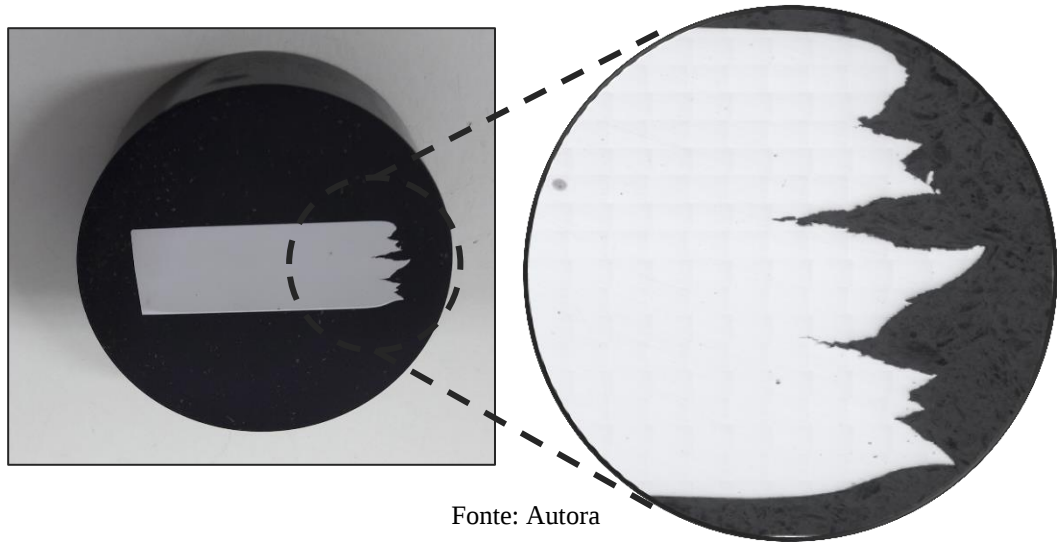
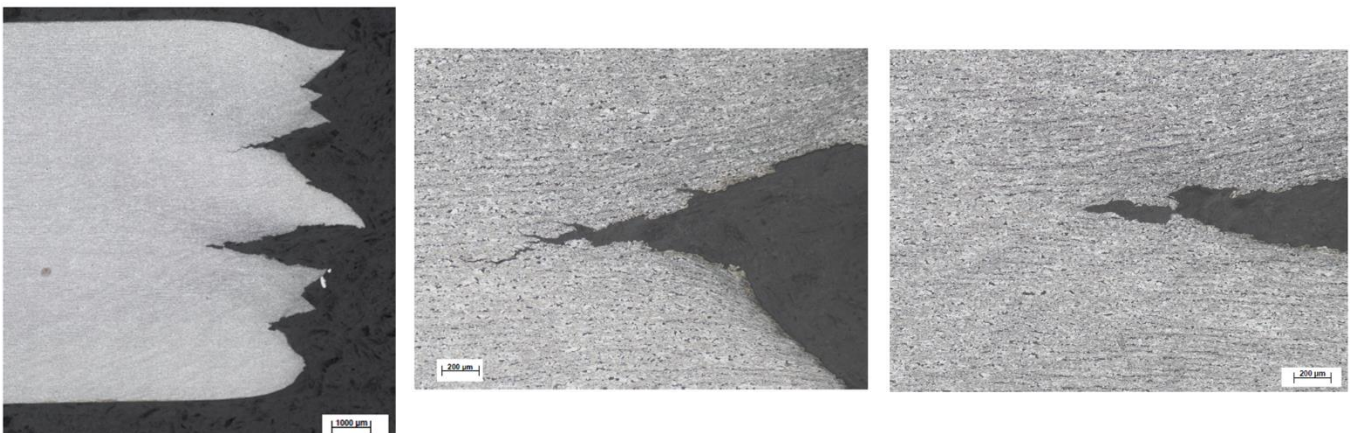
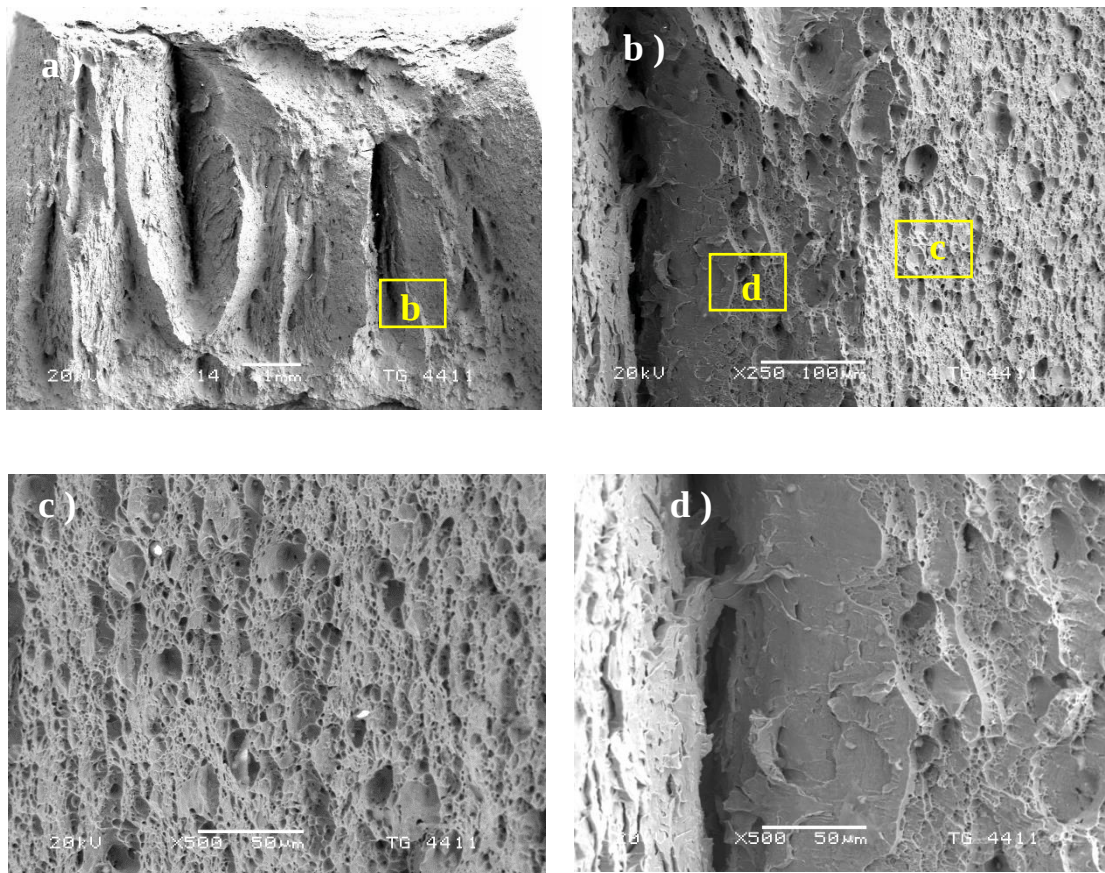


Figura 64 - Análise da fratura com presença de delaminações com ampliação de até 50x



Fonte: Autora

Figura 65 - Fractografias da fratura da amostra de CVN ensaiada à -40°C



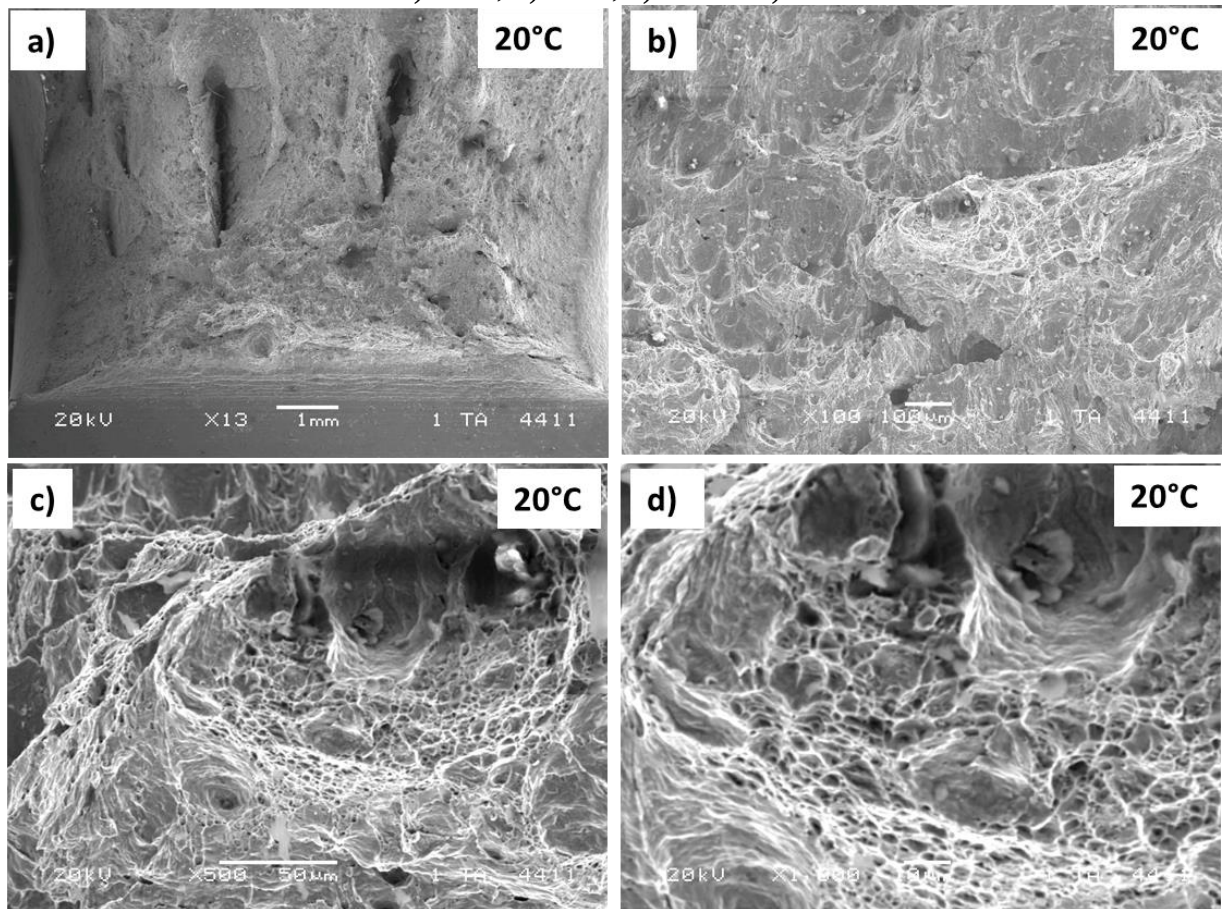
Fonte: Autora

Na figura 65 a), com baixa ampliação, é possível observar um só tipo de fratura a dúctil com presença de delaminações. A figura 65 b) é uma ampliação da Figura 65 a) na região indicada e apresenta os dois modos de fraturas, ou seja, fratura frágil dentro da delaminações e a fratura dúctil no restante da superfície. A Figura 65 c) detalha, com maior ampliação, a região corresponde à fratura dúctil composta por “*dimples*”, enquanto que na figura 65 d) é possível observar a superfície interna de uma delaminação com a presença de fratura frágil, caracterizada por uma superfície multifacetada (planos de clivagem).

As Figuras 66, 67, 68 e 69 apresentam as fraturas observadas no MEV para cada uma das diferentes temperaturas, porém com aspecto muito similar.

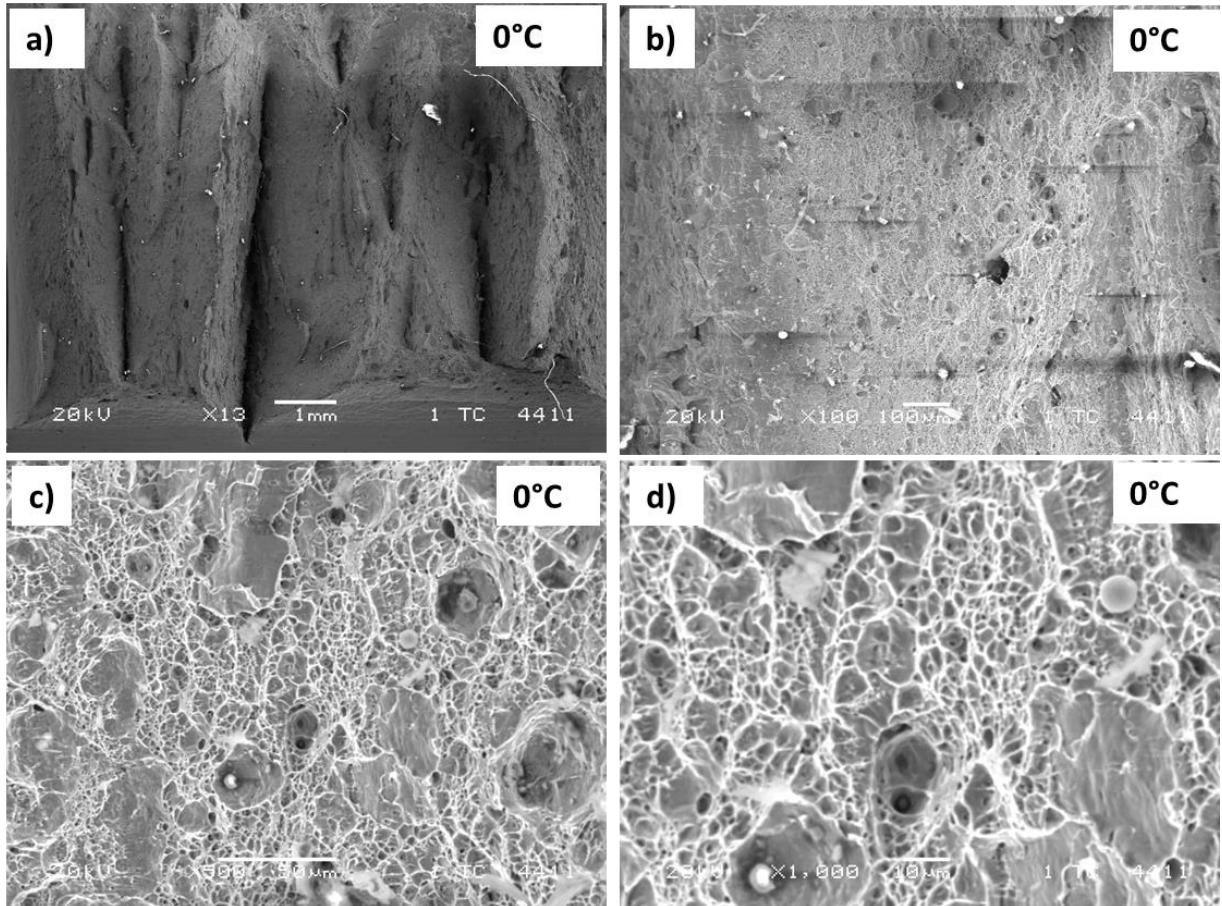
Figura 66 - Fractografias da fratura da amostra de CVN ensaiada à 20°C com ampliação.

a) 13x; b) 100x; c) 500x e d) 1000x



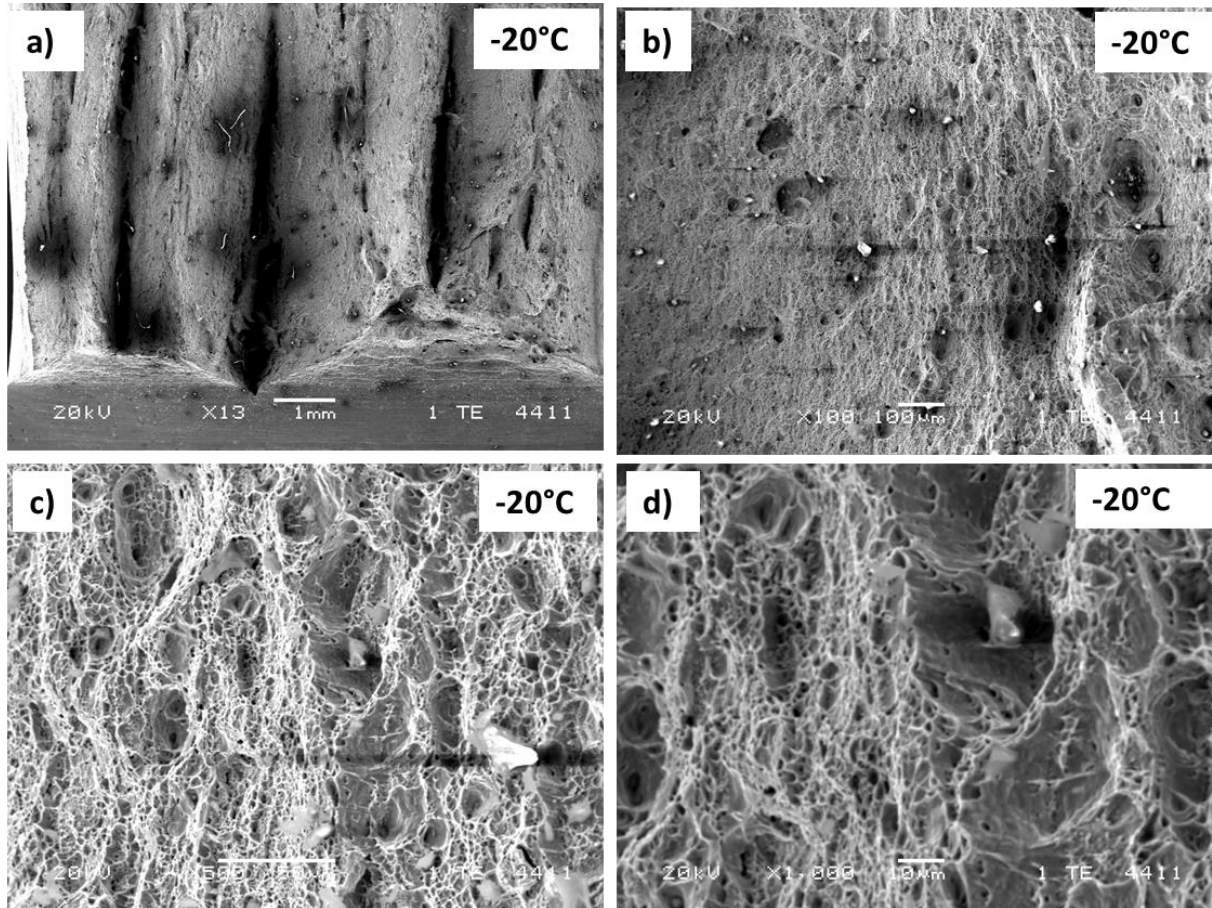
Fonte: Autora

Figura 67 - Fractografias da fratura da amostra de CVN ensaiada à 0°C com ampliação.
a) 13x; b) 100x; c) 500x e d) 1000x



Fonte: Autora

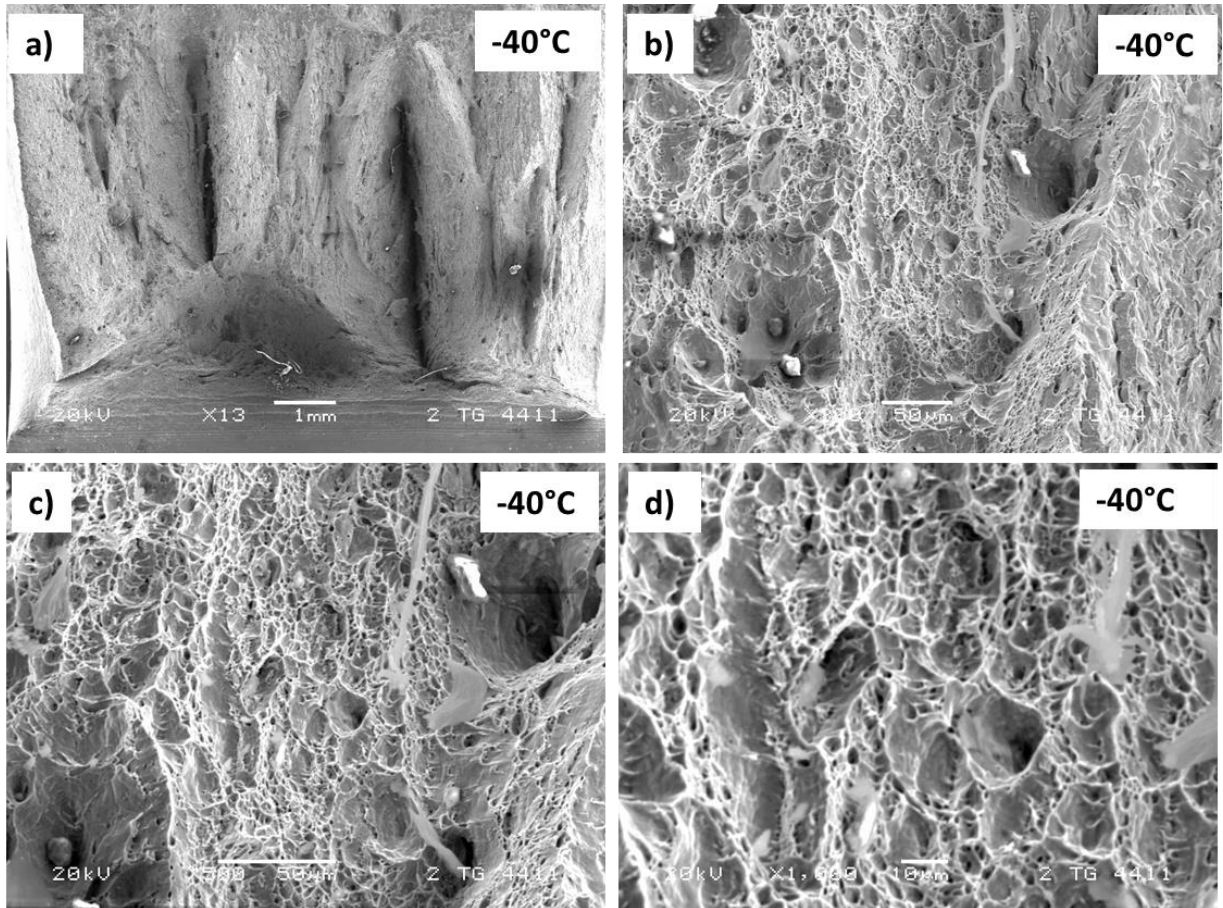
Figura 68 - Fractografias da fratura da amostra de CVN ensaiada à -20°C com ampliação.
a) 13x; b) 100x; c) 500x e d) 1000x.



Fonte: Autora

Figura 69 - Fractografias da fratura da amostra de CVN ensaiada à -40°C com ampliação.

a) 13x; b) 100x; c) 500x e d) 1000x.



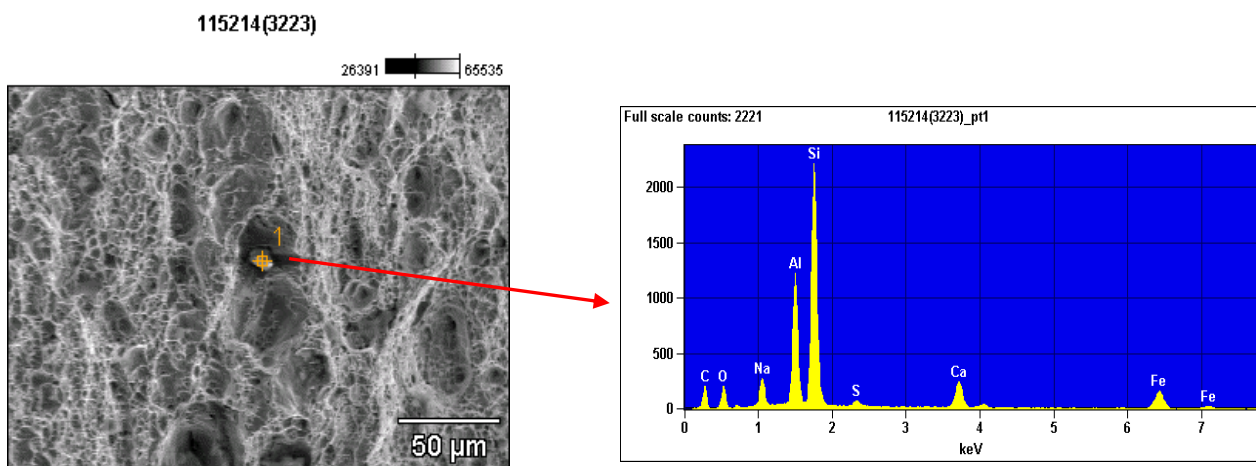
Fonte: Autora

Observando as imagens das ampliações acima, optou-se por explorar a imagem da Figura 67 d) para analisar a incidência de impurezas ou inclusões que possibilitam a ocorrência das delaminações detectadas. De acordo com Thompson e Howell, 1992, estas separações são ocasionadas pelo bandeamento na microestrutura do aço estudado. O bandeamento de ferrita-perlita é uma ocorrência comum em aços de baixa liga laminados a quente, como o aço API 5L X60. Bandeamento é um termo usado para descrever uma microestrutura consistindo de camadas alternadas de ferrita pró-eutetoide e, frequentemente, perlita, em oposição à distribuição aleatória deste constituinte. Durante a solidificação do aço, elementos de liga, como Mn, Si, P, S e Al, são rejeitados das primeiras dendritas formadas de ferrita delta para o seio do líquido, resultando em regiões interdendríticas com alta concentração de soluto (HANDBOOK, 1993). O bandeamento microestrutural ocorre porque estes elementos de liga substitucionais rejeitados afetam a atividade do carbono na austenita (THOMPSON;

HOWELL, 1992). Como os átomos de carbono intersticiais possuem alta mobilidade comparados com os átomos substitucionais, regiões de alto e baixo teor de carbono se desenvolvem nas regiões de austenita contendo diferentes elementos substitucionais.

Durante o resfriamento, estas regiões de austenita, com alto teor de carbono e baixo teor de carbono, transformam-se em regiões de perlita e ferrita, respectivamente. O bandeamento é, portanto, um tipo de anisotropia microestrutural causada pela segregação de um ou mais elementos durante o processo de solidificação do aço, evento este que leva a um aumento aparente de algumas propriedades mecânicas do material como a sua ductilidade e tenacidade à fratura (DEAQUINO et al., 1999). Para o material em estudo, foram detectados os elementos como inclusão não metálica de Al-Si-Ca, Figura 70, característica de material acalmado ao Al e com tratamento de globulização com Ca-Si.

Figura 70 – Análise da amostra da imagem 67 no MEV com detecção de elementos de inclusão



Fonte: Autora

6 CONCLUSÕES

Os resultados obtidos neste trabalho permitiram obter as seguintes conclusões:

1. O levantamento da curva de Temperatura de Transição Dúctil Frágil (TTDF) nos ensaios de DWTT através da análise da porcentagem de fratura dúctil são equivalentes tanto para o tipo de entalhe Prensado, cujo o encruamento é maior da região do entalhe, como o tipo Chevron, obtido pela usinagem e por consequência, maior concentrador de tensão na região do entalhe. As temperaturas para ambas as curvas são equivalentes e podem ser utilizadas como propõe a API 5L.
2. A correlação da curva de Temperatura de Transição Dúctil Frágil (TTDF) para ensaios distintos como DWTT e impacto CVN não é possível devido ao tamanho de corpos de prova diferentes e exprimir a energia absorvida por unidade de área como resultado de ensaio não tem significado prático, pois corpo de prova menor (impacto CVN) absorve menos energia que o maior (DWTT). Assim, conclui-se que o fator geométrico é uma variável essencial, impossibilitando tal comparação apesar de materiais idênticos.
3. A comparação da Temperatura de Transição Dúctil Frágil (TTDF) da energia absorvida obtida por expansão lateral para os entalhes do tipo Prensado e Chevron apresenta similaridade, porém não são equivalentes. A curva TTDF para CN é mais estável quando comparada à curva PN, o que permite concluir que as propriedades mecânicas resultantes da confecção dos entalhes, como o encruamento, devem ser consideradas, uma vez que impacta diretamente na maneira de como a amostra absorve a energia de impacto e a distribuição com que a mesma sofre deformação (expansão).
4. O ensaio de impacto (CVN) apesar de ser amplamente utilizado pela indústria para a validação e liberação dos materiais, apresenta variabilidade nos resultados e, portanto, recomenda-se o uso de um número grande de amostras para se obter uma curva TTDF.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Comparar o comportamento dos tipos de entalhe para material laminados por temperatura controlada com resfriamento acelerado, afim de mitigar a variabilidade apresentada nos testes realizados neste trabalho, devido à presença de delaminações.
2. Obter uma curva TTDF com um range maior de temperaturas, como -100°C a 30°C, com mais amostras para cada temperatura, afim de obter uma curva mais estável com baixa variabilidade, caracterizando melhor o material estudado.
3. Utilizar outros tipos de entalhe, ainda não previstos pela API, afim de se estabelecer um perfil mais econômico de comportamento similar ao entalhe do tipo Chevron.
4. Verificar a presença das inclusões presentes, e aprofundar as discussões pertinentes à influencias das mesmas nos resultados dos ensaios mecânicos.

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

AIHARA, S.; LANGE, H. I.; MISAWA, K.; IMAI, Y.; SEDEI, Y. Full-Scale Burst Test of Hydrogen Gas X65 Pipeline. In: ASME (Org.); PROCEEDINGS OF THE INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE, 8., 2010. **Anais...** . Calgary, Alberta - Canada: Proceedings of the International Pipeline Conference Proceedings of IPC 2010, p.1–8.

AKSELSSEN, O. M., GRONG, O., SOLBERG, J. K. Structure-property relationships in intercritical heat affected zone of low-carbon microalloyed steels. **Materials Science and Technology**, [s.l.] v.3, n 8, p. 649-655, 1987.

ANON. Rupture Will Not Delay Transwestern's Line. **Oil & Gas Journal**, [s.l.] v. 58, n. 17, p. 105-118, apr. 1960.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, **API 5L**: Specification for line pipe, Washington, DC, United States, 2012

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 5L3**: Recommended practice for conducting drop-weight tear tests on line pipe. Washington, DC, United States, 2014

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 23**: Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, [s.l.], 2013.

BRAND, B. P. **Influência do tempo de imersão em solução aquosa contendo H₂S sobre a tenacidade de tubo api 5L X65 sour avaliada a partir de ensaio Charpy**, 2015, 208 f. Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, São Paulo, 2015.

BUZZICHELLI, G.; ANELLI, E. Present status and perspectives of european research in the field of advanced structural steels. **ISIJ International**, v. 42, n. 12, p. 1354–1363, sep. 2002.

CALLISTER, W. D. J. **Ciência e engenharia de materiais**: uma introdução. New Jersey: John Wiley, 2005.

CHAWLA, K. K.; RIGSBEE, J. M.; WOODHOUSE, J. B. Hydrogen-induced cracking in two linepipe steels. **Journal of Materials Science**, Urban, Illinois v. 21, n. 11, p. 3777–3782, 1986.

CHIAVERIVI, V. **Aços e ferros fundidos**, Abm, 1990.

COSHAM, A. et al. Don't drop the drop-weight tear test. **Journal of Pipeline Engineering incorporating The Journal of Pipeline Integrity**, v. 9, n. 2, p. 128, 2010.

DEAQUINO, C. T. E. et. al. Problemas encontrados na aplicação do modelo FRAMTiC a um aço microligado ao Ti-Nb. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA MECÂNICA, 15. 1999, Águas de Lindóia,. **Anais...** Águas de Lindóia: [s.n.], 1999.

DEARDO, A. J. New Concepts in the Design and Processing of High Performance Steels. **International conference on HSLA steels**, Beijing, p. 99-112, 1995.

DUFFY, A. R. Full-scale studies. In: SYMPOSIUM ON LINEPIPE RESEARCH, 3, 1965, [s.l.]. **Anais...** AGA, 1965. p. 43-82.

EIBER, R. J. Correlation of full-scale tests with laboratory tests. In: PROC. OF SYMPOSIUM ON LINE PIPE RESEARCH, 1965, [s.l.]. **Anais...** [s.l.], AGA, 1965. p. 83-118.

EIBER, R. J. Fracture Propagation: Paper I. In: SYMPOSIUM ON LINEPIPE RESEARCH, 4, 1969, [s.l.]. **Anais...** [s.l.] AGA, 1969.

EIBER, R. J.; MAXEY, W. A. Fracture Propagation Control Methods: Paper L. In: SYMPOSIUM ON LINEPIPE RESEARCH, 6, 1979, [s.l.]. **Anais...** [s.l.] AGA, 1979.

FARIA, A. L. **Avaliação da ocorrência de fratura inversa em ensaio DWTT em aço de elevada tenacidade**, 2015. 119 f. Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia. Belo Horizonte, 2015.

FAUCHER, B.; DOGAN, B. Evaluation of the fracture toughness of hot-rolled low-alloy Ti-V steel. **Metallurgical Transactions A**, [s.l.] v. 19A, p.505-516, mar. 1988.

FEARNEHOUGH, G. Fracture Propagation Control in Gas Pipelines: A Survey of Relevant Studies. **International Journal of Pressure Vessels & Piping**. Great Britain, v. 2, p. 257-282. 1974.

FEARNEHOUGH, G. D.; JUDE, D. W.; WEINER, R. T. The Arrest of Brittle Fracture in Pipelines. In: IMECHE CONFERENCE ON PRACTICAL APPLICATION OF FRACTURE MECHANICS TO PRESSURE VESSEL TECHNOLOGY, 1971, [s.l.]. **Anais...** [s.l.], 1971.

FRANCISCO, J.C.S. **Avaliação da tenacidade à fratura de aço API 5L X70 utilizado na fabricação de dutos transportadores de gás e petróleo**. 2009. 192 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2009.

GARCIA, A.; SPIM, J.A.; SANTOS, C. A. dos. **Ensaaios dos materiais**. Rio de Janeiro, LTC, 2000. 247 p.

GORNI, A. A. **Desenvolvimento de Aços Alternativos aos Materiais Temperados e Revenidos com Limite de Resistência entre 600 e 800 MPa**, 2001, 120 f. Tese (doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2001.

GORNI, A. A. Os tratamentos termomecânicos garantem a competitividade dos produtos planos de aço. **Industrial Heating**, [s.l.], p. 67-71, 2012. Disponível em: <<http://www.revistaih.com.br/artigo-tecnico/os-tratamentos-termomecanicos-garantem-a-competitividade-dos-produtos-planos-de-aco/791>>.

GORNI, A. A.; SILVEIRA, J. H. D.; REIS, J. S. DE S. Aços microligados na fabricação de tubos soldados com grande diâmetro. **Revista Tubo & Companhia**, [s.l.] p. 52-63, 2009.

GRAY, J. M. Technology of Microalloyed Steel for Large Diameter Pipe. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, [s.l.], v. 2, n. 2 p.95-122, 1973.

GRIMPE, F. et al. Development, Production and Application of Heavy Plates in Grades up to X120. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SUPER-HIGH STRENGTH STEELS, 1, 2005, Rome. **Anais...** Rome: Proceedings Associazione Italiana di Metalurgia/Centro Sperimentali Materiali, 2005.

GUO, W.; DONG, H.; LU, M.; ZHAO, X. The coupled effects of thickness and delamination on cracking resistance of X70 pipeline steel. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v 79, p. 403–412, 2002.

HANDBOOK, A. S. M. Volume 1 Properties and Selection: Irons, steels and high performance alloys, 1993, ASM International, The Materials Information Company, United States of America.

HERTZBERG, R. W. **Deformation and fracture mechanics of engineering materials**. 4th ed. New York; Chichester: John Wiley, 1996.

HILLENBRAND, H.; KALWA, C. High strength line pipe for project cost reduction. **World pipelines**, v. 2, n. 1, p. 11, 2002.

HIPPERT, E. J. **Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API X70 e aplicação de curvas de resistência J- Δa para previsão de colapso de dutos**. 2004, 143 f. Dissertação (Doutorado em Engenharia Naval e Oceânica) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2004.

HONEYCOMBE, R. W. K. Steels Microstructure and Properties, 1981. **Amer. Soc. Metals, Metals Park**, Ohio, p. 160-161, 1981.

HORSLEY, D. J. Background to the use of CTOA for prediction of dynamic ductile fracture arrest in pipelines. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 70, n. 3–4, p. 547–552, 2003.

HULKA, K. The role of niobium in low carbon bainitic HSLA steel. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON "SUPER-HIGH STRENGTH STEELS", 1, 2005, Rome, Italy. **Anais...** Rome, Italy 2005. p. 2-4.

HULKA, K. et al. High Temperature Thermomechanical Processing Background and Application. In: INTERNATIONAL CONFERENCE MICROALLOYING, Pittsburgh, 1995. **Anais...** Pittsburgh: [s.n.], 1995, p. 235-248.

IMAI, S. General Properties of TMCP Steels. In: INTERNATIONAL OFFSHORE AND POLAR ENGINEERING CONFERENCE, 20, 2002, Kitakyushu, Japan. **Anais...** Kitakyushu, Japan: [s.n.], 2002.

International Organization for Standardization. **ISO, E. N. 6892-1: Metallic materials-tensile testing-part 1: Method of test at room temperature**, Vernier, Geneva, 2016.

KOLBASNIKOV, N. G. et al. The Weak Link in Drop Test Simulations. **STEEL IN TRANSLATION**, v. 41, n. 10, p. 865–872, 2011.

LEIS, B. N.; ZHU, X. K.; FORTE, T. P.; GLENN, B. C. Design Basis for Fracture Arrestors in Gas Transmission Pipelines. In: CONFERENCE OF PRCI AND EPRG PIPELINE CONFERENCE, 14., 2003, Berlin, German. **Anais...** Berlin, German: [s.n.] 2003, p.1–15.

LOPES, J. T. DE B. **Ensaaios Mecânicos Dos Materiais Estrutura e Propriedades dos Materiais**, [s.n.], [s.l.] 2014.

MEYERS, M. A., CHAWLA K. K.; **Princípios de metalurgia mecânica**. São Paulo, Brasil: Edgard Blücher, 1982.

MOREIRA, F. A. et al. Tubo de aço carbono com alta resistência a corrosão para transporte offshore de óleo e gás com presença de CO₂ e H₂S¹⁰. In: CONFERÊNCIA SOBRE TECNOLOGIA DE EQUIPAMENTOS - COTEQ, 10, 2009, Salvador, Bahia. **Anais...** Salvador, Bahia: ABENDE, ABRACO e IBP, 2009. p. 1-10.

PALMER A. K.; KING R. A. **Subsea Pipeline Engineering**. 1 ed. Pennwell Corporation, USA, 2004, p. 570.

PLAUT, R. L. et al. Estudo das propriedades mecânicas do aço API X70 produzidos através de laminação controlada. **Seminário de Laminação**, v. 45, p. 723–733, 2008.

PORTO, R. **Avaliação da influência de parâmetros de laminação de tiras a quente na tenacidade de um aço que atende aos requisitos da norma API 5L, graus X70 e X80**. 2010. 127 f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Ouro Preto. Rede Temática em Engenharia de Materiais, Ouro Preto, 2010.

SAMPAIO, M. A. DE C. A. **Estudo das Propriedades Mecânicas do Aço API 5L-X80 Produzido através do Processo de Laminação Controlada Convencional**, 2007, 93 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2007.

SHIN, S. Y. et al. Effects of notch shape and specimen thickness on dropweight tear test properties of API X70 and X80 pipeline steels. **Metall. Mater. Trans. A**, v. 38, p. 537–551, 2007.

SICILIANO, F. Aspectos metalúrgicos do processamento dos aços microligados para aplicação em dutos de transporte de petróleo e gás. **CBMM - Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração**, p.1-14, 2008.

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**. 2004, 96 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Engenharia Naval e Oceânica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2004.

SOUZA, S. A. DE. **Ensaaios mecanicos de materiais metalicos** : fundamentos mecânicos e práticos. 5°. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1982.

STALHEIM, D. G.; BARNES, K. R.; MCCUTCHEON, D. B. Alloy designs for high strength oil and gas transmission linepipe steels. In: PROCEEDINGS OF THE INTERNATIONAL SYMPOSIUM MICROALLOYED STEELS FOR THE OIL AND GAS INDUSTRY, 2007, [s.l.]. **Anais...** [s.l.]: TMS, 2007. p. 73-108.

TANAKA, T. Science and Technology of Hot Rolling Process of Steel. In: INTERNATIONAL CONFERENCE MICROALLOYING, 1995, Pittsburgh. **Anais...** Pittsburgh, [s.n.], 1995. p. 165-181.

THOMPSON, S.W., HOWELL, P.R., Factors Influencing Ferrite/Pearlite Banding and Origin of Large Pearlite Nodules in the Hypoeutetoid Plate Steel, **Materials Science and Technology**, v. 8, n. 9, pp.777-784, 1992.

THOMPSON, S. W.; KRAUSS, G. Ferritic Microstructures in Continuously Cooled Low and Ultralow Carbon Steels. **ISI International**, v.35, n.8, p.937-945, 1995.

THOULOW, C.; PAAUW, A. J.; GUNLEIKSRUD, A.; TROSET, J. Fracture mechanical properties in controlled rolled CMn thermomechanical treated steels with splittings. **Engineering Fracture Mechanics**, v.24, p.263-276, 1986.

WILKOWSKI, G.; SHIM, D. J.; BRUST, F. W. Evaluation of fracture speed on ductile fracture resistance. In: PROCEEDINGS OF PIPELINE TECHNOLOGY CONFERENCE. 2009, Columbus, OH. **Anais...** Columbus, OH. [s.n.], 2009.

ZHAO, X. F. et al. Internal corrosion direct assessment of gas transmission pipelines. **Corrosion and Protection**, v. 27, n. 10, p. 513–517, 2006.

ANEXOS

ANEXO A – Análise química realizada na amostra do tubo API grau X60 | Espectrômetro de emissão ótica à vácuo

Elemento		Valor	
B	Boro	0,0000	%
C	Carbono	0,0722	%
N	Nitrogênio	0,0081	%
Al	Alumínio	0,0219	%
Si	Silício	0,2009	%
P	Fósforo	0,0200	%
S	Enxofre	0,0013	%
Ca	Cálcio	0,0027	%
Ti	Titânio	0,0111	%
V	Vanádio	0,0452	%
Cr	Cromo	0,0261	%
Mn	Manganês	1,5930	%
Co	Cobalto	0,0023	%
Ni	Níquel	0,1253	%
Cu	Cobre	0,0161	%
Zn	Zinco	0,0020	%
As	Arsênio	0,0045	%
Nb	Nióbio	0,0478	%
Mo	Molibdênio	0,0024	%
Sn	Estanho	0,0000	%
Sb	Antimônio	0,0013	%
Ce	Cério	0,0000	%
Ta	Tântalo	0,0029	%
W	Tungstênio	0,0011	%
Pb	Chumbo	0,0009	%
Bi	Bismuto	0,0000	%
FE		97,7971	%
Fe9		25,1995	kcoun
Fe9N		131,5285	kcoun

Fonte: Autora

ANEXO B – Análise química realizada na amostra do tubo API grau X60 | LECO

Elemento		Valor	
O	Oxigênio	0,0040	%
N	Nitrogênio	0,0038	%

Fonte: Autora