

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE PONTA GROSSA
SETOR DE CIÊNCIAS AGRÁRIAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS

EDERSON PAULETTI

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO FENÔMENO DA DELAMINAÇÃO NA
TENACIDADE À FRATURA DE AÇOS API 5L X60 E X70 EM ESPÉCIMES SE(T)**

PONTA GROSSA
2013

EDERSON PAULETTI

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO FENÔMENO DA DELAMINAÇÃO NA
TENACIDADE À FRATURA DE AÇOS API 5L X60 E X70 EM ESPÉCIMES SE(T)**

Dissertação apresentada como requisito parcial à obtenção do grau de Mestre do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa, Área de desenvolvimento e Caracterização de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. André Luis Moreira de Carvalho

Co-Orientadora: Prof^a. Dr^a. Juliana de Paula Martins

Agência Financiadora: CAPES

PONTA GROSSA
2013

Ficha Catalográfica
Elaborada pelo Setor de Tratamento da Informação BICEN/UEPG

Pauletti, Ederson

P326 Estudo da influência do fenômeno da delaminação na tenacidade à fratura de aços API 5L X60 e X70 em espécimes SE(T)/ Ederson Pauletti. Ponta Grossa, 2013. 123f.

Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais - Área de Concentração: Desenvolvimento e Caracterização de Materiais), Universidade Estadual de Ponta Grossa.

Orientador: Prof. Dr. André Luis Moreira de Carvalho.

Co-Orientadora: Prof^a Dr^a Juliana de Paula Martins.

1.Aços API X60 e X70. 2.Curvas J-R. 3.Espécime SE(T). 4.Delaminação. 5.Orientação Cristalográfica. I.Carvalho, André Luis Moreira de. II. Martins, Juliana de Paula. III. Universidade Estadual de Ponta Grossa. Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais. IV. T.

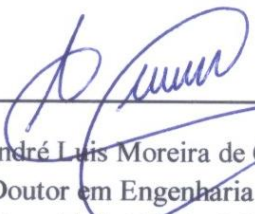
CDD: 620.11

EDERSON PAULETTI

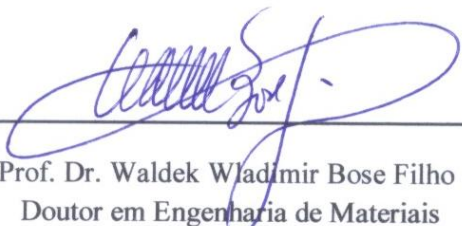
ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO FENÔMENO DA DELAMINAÇÃO NA
TENACIDADE À FRATURA DE AÇOS API 5L X60 E X70 EM ESPÉCIMES
SE(T)

Dissertação apresentada para obtenção do título de mestre
em Engenharia e Ciência de Materiais na Universidade Estadual de Ponta Grossa, Setor de
Ciências Agrárias e de Tecnologia, Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais, área de
concentração: Desenvolvimento e Caracterização de Materiais.

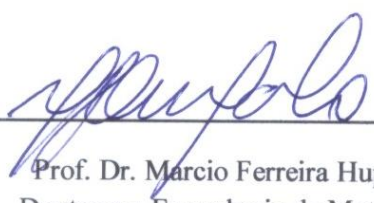
Ponta Grossa, 22 de Março de 2013



Prof. Dr. André Luis Moreira de Carvalho - Orientador
Doutor em Engenharia de Materiais
Universidade Estadual de Ponta Grossa



Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho
Doutor em Engenharia de Materiais
Universidade de São Paulo



Prof. Dr. Marcio Ferreira Hupalo
Doutor em Engenharia de Materiais
Universidade Estadual de Ponta Grossa

Quem nunca cometeu um erro, nunca tentou algo novo.

Albert Einstein

Os resultados vêm para aqueles que buscam o seu melhor, e não para aqueles que estão preocupados em serem os melhores.

AGRADECIMENTOS

A Deus pela oportunidade de estar continuando meus estudos.

Dedico essa dissertação aos meus Pais Getulio Ângelo Pauletti e Maria Mazurek Pauletti, meus torcedores de sempre, que nunca deixaram de me incentivar e me apoiar na continuidade dos meus estudos.

Ao meu grande brother Everton Pauletti, pelas grandes sugestões na minha vida e sua família.

A todos da minha família em especial à minha prima companheira de tantas conversas, brincadeiras e distrações Grazielle Pauletti.

Ao meu orientador Professor Doutor André Luis Moreira de Carvalho por todo incentivo para realização deste trabalho e também a co-orientadora Juliana de Paula Martins.

Gostaria de agradecer a todos os colegas do mestrado, em especial a Raphael E. Prestes Salem, Josiane Souza, Hudison Lock Haskel, Maurício M. Mazur, Viviane Teleginski, Eleomar Lena, Christiane Lago Ojaime, Arieny Rodrigues, George Martins, Joéverton Iurk, Leonardo Wendler, Osmari Hoffmann e Sheila Jacumasso, que além do conhecimento repassado foram grandes amigos. Obrigado pelos momentos de diversão, distração, e principalmente por toda a amizade e ajuda.

Aos professores do Departamento de Engenharia de Materiais, em especial aos professores da área de metais: Marcio Ferreira Hupalo, Selauco Vurobi Júnior e Osvaldo Mitsuyuki Cintho, pela ajuda e amizade no decorrer deste trabalho.

A todos os professores, diretores, alunos e funcionários do CEEP-PG pelas diversões, ajuda e amizade.

Aos funcionários e aos técnicos do Departamento de Engenharia de Materiais da UEPG.

Ao Professor Jefferson Fabrício Cardoso Lins e à aluna de doutorado Fabiane Roberta de Freitas da Silva da UFF pelo apoio na realização das análises de EBSD.

A Capes pelo financiamento do projeto.

Há mais, gostaria de agradecer as pessoas que sempre torceram por mim. Às vezes a ajuda não vem somente com o conhecimento, mas sim com um simples olhar amigo, um abraço, uma palavra de apoio, uma sugestão, eu diria que um momento de felicidade, os quais, no meu ver, são muito mais importantes do que somente o conhecimento repassado, pois nos animam e nos incentivam a seguir em frente, apesar das dificuldades.

E deixo esta dissertação *in Memoriam* ao meu avô Antenor Pauletti, o qual deixou grandes saudades pelas brincadeiras e conhecimentos repassados a mim.

RESUMO

Neste trabalho foram investigadas as curvas de resistência ao crescimento de trinca dúctil para aços utilizados em tubulações de petróleo e gás, das classes API 5L X60 e X70, utilizando-se da técnica de variação da flexibilidade elástica. Espécimes SE(T) não padronizados foram utilizados, pois o mesmo possui baixa restrição ao fluxo plástico, característica de tubulações. A área plástica para obtenção da integral J foi obtida através da medida de deslocamento de abertura de trinca (*crack mouth open displacement*, CMOD). A ênfase central desta pesquisa foi avaliar a influência do fenômeno da delaminação na tenacidade à fratura (J_{IC}) e na curva J-R em geral. Como também a obtenção da microtextura em regiões próximas à delaminação e fratura dúctil, que ocorrem durante o processo de fratura no ensaio de tenacidade à fratura, pelo uso da técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD).

Os resultados mostraram que o valor médio de tenacidade à fratura, J_{IC} de 355 kJ/m² foi equivalente para espécimes com tamanho de trinca rasa e profunda. A média dos valores de curva J-R para espécimes com tamanho de trinca rasa mostrou curvas J-R mais íngremes, ou seja, obtiveram maiores valores energia ao longo da propagação dúctil de trinca. Os espécimes que apresentaram delaminações, durante o processo de fratura, obtiveram maior valor de energia ao longo do crescimento de trinca dúctil. A ocorrência das delaminações foi mais comum em espécimes com tamanho de trinca profunda.

Os resultados de microtextura mostraram uma distribuição aleatória de tamanhos de grão. As componentes com maior intensidade na região próxima à delaminação foram as texturas de fibras α : {113}<110>, {112}<110>, {223}<110> que causam anisotropia das propriedades mecânicas e podem ter influenciado no estado triaxial de tensões durante o ensaio. Além disso, houve ocorrência da componente de textura de recristalização {100}<110>, a qual tem efeito deletério na ocorrência de delaminações em aços microligados. As componentes de fibra mais intensas na região próxima à fratura dúctil foram as texturas de fibra γ : {111}<231>, {111}<132> e {111}<123>, as quais podem influenciar no processo de propagação de trinca dúctil.

Palavras chave: Aços API X60 e X70, Curvas J-R, Espécime SE(T), Delaminação, Orientação Cristalográfica, EBSD.

ABSTRACT

In this work the ductile crack growth resistance curves (J-R curves) was evaluated for the steels used in the oil and gas pipelines from the X60 and X70 API 5L grades using the unloading compliance technique. The non standardized SE (T) specimens were used due to the same has low constraint, it is feature of pipelines. The plastic area for the obtaining the J integral was performed by measuring from the crack mouth open displacement, (CMOD). The central emphasis this research was evaluated the delamination phenomenon influence from the fracture toughness (J_{IC}) and along the J-R curve. As also the microtexture in close to delamination and ductile fracture regions, by using the Electron Backscatter Diffraction (EBSD) technique.

The results have shown that J_{IC} value average of 355kJ/m^2 was similar for both the shallow and deep crack specimens. The J-R curve values average from the shallow crack specimens have displayed most steep J-R curves, namely, it obtained higher energy values along the ductile crack propagation. Specimens that showed delaminations, during fracture process, obtained higher energy values along the ductile crack propagation. The occurrence of delaminations was more common in deep crack specimens.

The microtexture results have shown a random grain sizes distribution. The components with higher intensity in the delamination region were α -fiber textures: $\{113\} \langle 110 \rangle$, $\{112\} \langle 110 \rangle$, $\{223\} \langle 110 \rangle$ the same cause anisotropy of mechanical properties and can be influenced out-of-plane constraint during the test. Moreover, there was the occurrence of the $\{100\} \langle 110 \rangle$ recrystallization texture component, which have deleterious effect in occurrence of delamination in microalloyed steels. Whereas in the ductile fracture region occurred the $\{111\} \langle 231 \rangle$, $\{111\} \langle 132 \rangle$ and $\{111\} \langle 123 \rangle$ γ -fiber, which it can be influenced the ductile crack propagation process.

Keywords: API X60 and X70 steels, J-R Curves, SE(T) specimen, Delamination, Crystallographic orientation, EBSD.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Processo de fabricação de dutos SAW longitudinal U-O-E.	27
Figura 2 - Cartograma mostrando a infraestrutura de produção e movimentação de petróleo e seus derivados no Brasil até 2011.	29
Figura 3 - Cartograma mostrando a infraestrutura de produção e movimentação gás natural no Brasil até 2011.	30
Figura 4 - Alcooldutos projetados para a exportação de etanol.	31
Figura 5 - Aumento do limite de escoamento obtido em aços com o passar dos anos.....	36
Figura 6 – Diagrama esquemático ilustrando o processamento termomecânico do aço API X70 juntamente com estágio respectivo.....	38
Figura 7 - Constituintes microestruturais para os diferentes graus de aço juntamente com o projeto e o teor dos elementos de liga.	39
Figura 8 - Formação da delaminação central à frente da ponta da trinca.	40
Figura 9 – Fator de restrição no estado plano de deformação, T_z , para o modo I de carregamento: a) para um espécime sem delaminação; b) para um espécime com uma delaminação central.	41
Figura 10 – Diferentes defeitos tipo trinca encontrados em tubulações.....	44
Figura 11 - Triângulo da mecânica da fratura mostrando os três parâmetros críticos da mecânica da fratura.....	45
Figura 12 - Trinca elíptica em uma placa infinita sujeita a uma tensão uniforme.	46
Figura 13 – Micrografia da fratura frágil feita em MEV.....	47
Figura 14 - Micrografia da superfície de fratura dúctil mostrando a morfologia de alvéolos (<i>dimples</i>).	48
Figura 15 - Definição dos eixos coordenados à frente da ponta da trinca. A direção z é normal ao plano da página.	49
Figura 16 - Curva esquemática tensão deformação exibindo o comportamento de um material elástico não linear e de um material elasto-plástico.	52
Figura 17 - Região de crescimento de trinca controlado por J	53
Figura 18 - Curva carga versus deslocamento num intervalo de comprimento de trinca entre a e $a + da$	54
Figura 19 - Representação esquemática de uma curva J-R para materiais dúcteis, indicando os estágios de propagação do defeito.	55
Figura 20 - Espécimes utilizados em ensaios para obtenção de curvas J-R.....	57
Figura 21 - Influência geométrica na tenacidade à fratura para diferentes geometrias de espécimes comparadas com a condição real encontrada em tubulações.	58
Figura 22 - Gráfico esquemático da carga versus deslocamento da boca da trinca (CMOD) mostrando os ciclos de carregamento e descarregamento no método da variação da flexibilidade elástica e a obtenção da flexibilidade elástica.	60
Figura 23 - Definição da área plástica sob a curva carga versus deslocamento.....	61
Figura 24 - Esquema ilustrando as diferentes orientações cristalográficas de cada grão em uma amostra policristalina.....	63

Figura 25 – Figuras de pólo centradas no plano (100) da chapa de um material, mostrando: a) Distribuição aleatória de orientações; b) chapa com orientações preferenciais.	64
Figura 26 – Ângulos de Euler na notação de Bunge. A rotação é feita a partir do sistema de eixos do cristal para o sistema de eixos da amostra.	65
Figura 27 - Principais técnicas para medidas de textura por difração de acordo com a radiação usada. As técnicas estão divididas em medidas de macrotextura e microtextura.....	66
Figura 28 - Ilustração das diferenças entre macrotextura, microtextura e mesotextura. A região de macrotextura é uma região relativamente grande da amostra. A região de microtextura é composta por 15 grãos sendo que estes possuem três diferentes orientações determinados pelas regiões branca, cinza e preta. A figura de mesotextura ilustra as diferenças para três diferentes tipos de contornos de grão.	66
Figura 29 – Esquema do sistema de detecção utilizado para obter o padrão de difração de elétrons retroespalhados.	67
Figura 30 - Desenho esquemático exibindo a geração dos cones de Kossel e a formação das linhas de Kikuchi na tela fosforescente devido à difração dos elétrons retroespalhados nos planos cristalográficos.	68
Figura 31 - Linhas de Kikuchi observadas em uma amostra de tântalo submetida à deformação de 70%: a) imagem formada na tela de fósforo exibindo as linhas de Kikuchi; b) planos cristalográficos indexados.	69
Figura 32 – Seção $\phi_2=45^\circ$ no espaço de Euler mostrando as principais componentes de textura de fibra que surgem no processamento de aços CCC.....	70
Figura 33 - Representação da chapa laminada do aço API 5L X70 mostrando a retirada de espécimes e amostras.....	72
Figura 34 - Geometria dos espécimes SE(T) fixado por pinos utilizada nos ensaio de tenacidade à fratura do aço API X60. Escala 1:2.	75
Figura 35 - Execução da pré-trinca por fadiga a partir de flexão de três pontos.....	76
Figura 36 – Espécime SE(T) fixado por pinos exibindo os extensômetros fixados para medições do CMOD e do LLD no ensaio de tenacidade à fratura.	77
Figura 37 – Esquema dos espécimes SE(T) mostrando os parâmetros utilizados para correção da flexibilidade elástica para: a) carga; b) CMOD.	80
Figura 38 – Variação do fator η plástico para espécimes SE(T) em função de a/W para a medida do CMOD obtida por: a) Kim; b) Cravero, com diferentes níveis de encruamento e relação $H/W=6$, para espécimes fixados por pinos.	83
Figura 39 - (a) Esquema exibindo a seção do espécime onde foi realizada o corte paralelo à superfície de fratura, aproximadamente no centro do espécime, aonde se encontrava a delaminação principal, (b) Micrografia da amostra retirada para análise da região da delaminação.	84
Figura 40 - Visão tridimensional da microestrutura do aço API 5L X70.....	86
Figura 41 – Micrografia mostrando o microconstituente perlita, composto de lamelas alternadas de ferrita e cementita.	86
Figura 42 - Gráfico tensão deformação do aço API X70 para os três espécimes extraídos na direção longitudinal.	87

Figura 43 – Superfícies de fratura dos espécimes do aço API X70; b, c,e d) Gráfico carga versus abertura da boca da trinca para os espécimes X70_E02_TR, X70_E03_TM e X70_E04_TM, respectivamente.....	90
Figura 44 – Espécime X60_E02_TR: a) Superfície de fratura; b) Curva PxCMOD.	91
Figura 45 - Espécime X60_E03_TR: a) Superfície de fratura; b) Curva PxCMOD.....	91
Figura 46 – Espécime X60_E03_TP: a) Superfície de fratura; b) Curva PxCMOD evidenciando a ocorrência da delaminação.	92
Figura 47 - Espécime X60_E04_TR: a) Superfície de fratura; b) Curva PxCMOD evidenciando a ocorrência da delaminação.	92
Figura 48 – Fractografia, feita em MEV, do espécime X60_E03_TP: a) região próxima a pré trinca por fadiga e a superfície de fratura onde ocorreu a delaminação; b) parede interna da delaminação mostrando as facetas de clivagem; c) região na superfície de fratura exibindo a formação dos dimples.....	93
Figura 49 - Ajuste polinomial para o fator de rotação plástico em função de CMOD/b. Os pontos em preto indicam os pontos obtidos dos resultados de Cravero [94] para espécimes SE(T) fixados por pinos, com relação H/W=6, a/W=0,2 e expoente de encruamento n=20. A curva em azul é o ajuste polinomial com uma função de 4ª ordem.	94
Figura 50 - Curvas J-R obtida para o espécime X60_E02_TR. Os pontos pretos foram obtidos para $r_p=0,9$. Os pontos em vermelho considerando a função polinomial para r_p	95
Figura 51 - Curvas J-R para os espécimes X60_E02_TR, X60_E03_TR e X60_E04_TR, obtidas pelas equações de Cravero, considerando a função polinomial para r_p	98
Figura 52 - Curvas J-R para os espécimes X60_E02_TP e X60_E03_TP com tamanho de trinca profunda.....	99
Figura 53 - Curvas J-R de todos os espécimes ensaiados do aço API X60.....	100
Figura 54 - Curvas médias para espécimes com trinca rasa e trinca profunda do aço API X60.	101
Figura 55 – Curvas J-R para os espécimes do aço API X70.	101
Figura 56 - (a) Micrografia da região escolhida para análise de microtextura pela técnica de EBSD na região da delaminação, b) Micrografia feita em microscópio óptico mostrando as linhas de deformação geradas próximas à delaminação; c) mapa de orientação; d) Mapa de qualidade de imagem; e) mapa do fator de Taylor.	103
Figura 57 - (a) Micrografia da região escolhida para análise de microtextura pela técnica de EBSD próxima à fratura dúctil, (b) Mapa de orientação; (c) Mapa de qualidade de imagem; d) mapa do fator de Taylor.....	104
Figura 58 - Histogramas exibindo as distribuições dos fatores de Taylor para a região próxima à fratura dúctil.....	105
Figura 59 - Histogramas exibindo as distribuições dos valores do fator de Taylor para a região próxima à delaminação.....	105
Figura 60 - Distribuição das diferenças de orientações; a) para a região próxima à região da delaminação; b) para a região próxima à fratura dúctil.	106
Figura 61 - (a) Figuras de pólo obtida próxima à região da delaminação centradas nos planos (111), (110) e (100). Os símbolos indicam os seguintes conjuntos de orientação: $\circ$: $\{111\}\langle 110 \rangle$, $\square$ $\{100\}\langle 110 \rangle$, $\diamond$ $\{112\}\langle 110 \rangle$ e $\triangle$: $\{113\}\langle 110 \rangle$, (b) FDO obtida para a região da delaminação em $\phi_2 = 45^\circ$	107

Figura 62 - (a) Figuras de pólo centradas nos planos (111), (110) e (100) obtidas da região próxima a fratura dúctil. Os símbolos indicam os seguintes conjuntos de orientações: O: {111}<110>, □ {100}<110>, ◇ {112}<110> e Δ: {113}<110>, Δ: {332}<110> e X: {111}<112>; b) FDO obtida para a região da fratura dúctil em $\phi_2 = 45^\circ$ 108

Figura 63 - Esquema ilustrando o caminho arbitrário fechado (Γ) de p_i até p_f , ao redor da ponta da trinca para o cálculo da integral J. 121

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química (em porcentagem de peso) e propriedades mecânicas exigidas segundo a API para os diferentes graus de aços.....	32
Tabela 2 - Especificações exigidas para os aços API para as categorias PSL1 e PSL2.....	33
Tabela 3 – Composição química (em porcentagem de peso) e propriedades mecânicas de aços API 5L nível de especificação PSL2.	35
Tabela 4 – Nomenclatura dos espécimes juntamente com suas medidas geométricas.	75
Tabela 5 – Dados de entrada para o início dos cálculos em planilhas do EXCEL.....	79
Tabela 6 – Composição química obtida para o aço API X70 e especificação máxima segundo a norma API (em porcentagem de peso).	85
Tabela 7 –Propriedades mecânicas obtidas a partir do ensaio de tração para o aço API X70.	88
Tabela 8 – Outras propriedades mecânicas calculadas obtidas para o aço API X70, não exigidas pela norma API.....	88
Tabela 9 – Comprimentos de trincas final e inicial medidos e estimados a partir das equações propostas por Cravero com $r_p=0,9$, utilizando a função polinomial para r_p nas equações de Cravero e utilizando as equações de Joyce.....	97
Tabela 10 - Valores de tenacidade à iniciação ao crescimento de trinca para espécimes SE(T) do aço API X60.	98

LISTA DE SIGLAS

AISI	Instituto Americano de Ferro e Aço, do inglês American Iron Steel Institute
ANP	Agência Nacional de Petróleo
API	Instituto Americano de Petróleo, do inglês American Petroleum Institute
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga, ou do inglês High Strength Low Alloy (HSLA)
ASTM	Associação Americana para Testes e Materiais, do inglês American Society for Testing and Materials
CMOD	Deslocamento da Boca da Trinca, do inglês Crack Mouth Opening Displacement
CTOD	Deslocamento da abertura da ponta da trinca, do inglês Crack Tip Opening Displacement
C(T)	Espécime Compacto com Entalhe Simples, do inglês Compact Tension Specimen
DSAW	Dupla Soldagem por Arco Submerso, do inglês Double Submerged Arc Welding
EBSD	Difração de Elétrons Retroespalhados, do inglês Electron Backscattered Diffraction
EPE	Empresa Brasileira de Pesquisas Energéticas
HIC	Trinca Induzida por Hidrogênio, do inglês Hydrogen Induced Cracking
HRR	Solução para o campo de tensão deformação a qual foi descoberta por Hutchinson, Rice e Rosengreen.
HSLA	Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL), do inglês High Strength Low Alloy.
IBP	Instituto Brasileiro de Petróleo
LCC	Laminação Controlada Convencional
LE	Tensão Limite de Escoamento
LLD	Deslocamento da Linha de Carga, do inglês Load Line Displacement
LR	Tensão Limite de Resistência
MFEL	Mecânica da Fratura Elástica Linear
MFEP	Mecânica da Fratura Elasto-Plástica
MET	Microscópio Eletrônico de Transmissão
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura

ND	Direção Normal, do inglês Normal Direction
ODF Function	Função Distribuição de Orientação (FDO), do inglês Orientation Distribution
IQ	Índice de Qualidade
PAC	Programa de Aceleração do Crescimento
PMO	Pressão Máxima de Operação
PNLT	Plano Nacional de Logística e Transportes
PSL	Nível de Especificação do Produto, do inglês Product Specification Level
RD	Direção de Laminação, do inglês Rolling Direction
SAW	Soldagem por Arco Submerso, do inglês Submerg Arc Welding
SMLS	Tubo Sem Costura, do inglês Seamless
SE(B)	Espécime Submetido à Flexão com Entalhe Lateral
SE(T)	Espécime Submetido à Tração com Entalhe Lateral
TD	Direção Transversal à Direção de Laminação, do inglês Transversal Direction
T.G	Tamanho de Grão
TM	Processamento Termomecânico, do inglês Thermomechanical Processing ou relativo a Trinca Média
TMCP	Processamento Termomecânico de Laminação Controlada, do inglês Thermomechanical-Controlled Processing.
TP	Trinca Profunda
TR	Trinca Rasa

LISTA DE SÍMBOLOS

a	Comprimento de trinca
a_0	Comprimento de trinca inicial
A	Área de propagação da trinca
A_e	Área elástica sob a curva carga deslocamento
A_p	Área plástica sob a curva carga deslocamento
b_0	Ligamento remanescente
B	Espessura da amostra
B_e	Espessura efetiva do espécime
B_N	Espessura do espécime considerando a redução causada pelos entalhes laterais
C_C	Flexibilidade elástica corrigida
C_M	Flexibilidade elástica medida
$C_{c(i)}$	Flexibilidade elástica
$C(T)$	Espécime compacto em tração
D deformado	Distância da linha do centro de rotação até o CMOD inicial do corpo não deformado
D_i inteiro.	Pontos de deslocamento no gráfico carga versus deslocamento, sendo i um inteiro.
E	Módulo de elasticidade
E'	Módulo de elasticidade no estado plano de deformação
$f(a/W)$	Função dependente de a/W
H	Distância entre pinos do espécime
I_n	Constante de integração dependente de n
J	Integral J
J_e	Parte elástica da integral J
J_{IC}	Tenacidade à fratura de iniciação ao crescimento de trinca
J_p	Parte plástica da integral J
$J_{máx}$	Capacidade Máxima da integral J

K_C	Fator de intensidade de tensão crítico
K_I	Fator de intensidade de tensões
K_{IC}	Tenacidade à fratura no estado plano de deformação
L	Direção de Laminação da Chapa
n	Coeficiente de encruamento do material
n_j	Componentes do vetor unidade normal à trajetória fechada
N	Expoente de encruamento do material
P	Carga
P_c	Carga corrigida
P_f	Carga final máxima
P_i	Pontos de carga no gráfico carga versus deslocamento, sendo i um inteiro.
P_m	Carga medida
Q	Fator de restrição plástica da mecânica da fratura
r	Distância da ponta da trinca até o ponto especificado
r_p	Fator de rotação plástica
r_1 rotação	Distância entre a linha de carga do espécime não deformado e o centro de
r_2	Distância entre a linha de carga e o centro de rotação do espécime deformado
R_c	Raio de rotação do espécime
s	Comprimento ao longo da trajetória fechada
S	Metade da distância entre rolos
T	Direção transversal à direção de laminação da chapa
$\vec{T}_i$	Componentes do vetor tração
T_z	Fator de restrição plástica da mecânica da fratura
u_i	Componentes do vetor deslocamento
u	Flexibilidade elástica normalizada
U	Energia de deformação
V_c	Deslocamento da boca da trinca corrigido
V_m	Deslocamento da boca da trinca medido

V_{pl}	Componente plástica do deslocamento da boca da trinca
w	Densidade de energia
W	Largura do corpo de prova
W_s	Trabalho requerido para criação de novas superfícies
z	Espessura da faca ou distância em relação ao centro do espécime
α	Parâmetro da equação de Ramberg-Osgood ou fibra de textura na direção de laminação
β	Coeficiente utilizado nas relações analíticas para η
γ	Fator adimensional dependente de η utilizado para correção da integral J devido aos efeitos de crescimento de trinca ou componente de textura na direção normal
γ_s	Energia superficial da placa
Γ	Trajetória fechada ao redor da ponta da trinca
Δ_{CMOD}	Deslocamento da abertura da boca da trinca
Δa	Incremento de trinca
δ	Deslocamento aplicado
ε	Deformação verdadeira ou fibra de textura na direção transversal à direção de laminação
$\tilde{\varepsilon}_{ij}$	Função adimensional para a deformação dependentes de n e θ
ε_{ij}	Tensor deformações
ε_0	Deformação de referência (geralmente igual à deformação de escoamento)
η	Fator adimensional dependente de η utilizado para correção da integral J devido aos efeitos de crescimento de trinca
θ	Ângulo de rotação do espécime usado para correção da flexibilidade elástica
Π	Energia potencial elástica acumulada
σ_f	Tensão de referência [$\sigma_f = (LE + LRT)/2$]
σ_r	Tensão limite de ruptura
σ_{ij}	Tensor tensões
$\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$	Tensões nas direções x , y e z , respectivamente
$\tilde{\sigma}_{ij}$	Função adimensional para a tensão dependente de n e θ
σ_0	Tensão de referência (geralmente igual à tensão limite de escoamento)

τ_{xy}	Tensão de cisalhamento do plano x na direção y
Φ	Ângulo de Euler alinhado com a direção transversal (TD)
ϕ rotação	Ângulo inicial entre o CMOD medido e a linha horizontal relativa ao centro de
φ	Ângulo entre o eixo x e o ponto de referência em relação à ponta da trinca
φ_1	Ângulo de Euler alinhado com a direção de Laminação (RD)
φ_2	Ângulo de Euler alinhado com a direção normal (ND)

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	22
1.1 OBJETIVOS	24
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	25
2.1 TUBULAÇÕES DE PETRÓLEO E GÁS	25
2.1.1 Classificação dos dutos e o processo de fabricação	25
2.1.2 Evolução dos dutos e a malha dutoviária brasileira	27
2.2 AÇOS PARA TUBULAÇÕES	31
2.2.1 Composição química e propriedades mecânicas	32
2.2.2 Aços de alta resistência e baixa liga	35
2.2.3 Processo de laminação controlada	37
2.3 DELAMINAÇÕES.....	39
2.4 AVALIAÇÃO DA INTEGRIDADE ESTRUTURAL DE DUTOS.....	42
2.4.1 Análise de defeitos tipo trinca encontrados em tubulações.....	44
2.5 INTRODUÇÃO À MECÂNICA DA FRATURA	44
2.5.1 Fratura frágil e fratura dúctil	46
2.5.2 Mecânica da fratura elástica linear (MFEL).....	49
2.5.3 Mecânica da fratura elasto – plástica (MFEP).....	50
2.5.4 Representação física da integral J.....	54
2.5.5 Curvas J-R	55
2.6 OBTENÇÃO DE CURVAS J-R A PARTIR DO MÉTODO DA VARIAÇÃO DA FLEXIBILIDADE ELÁSTICA (<i>UNLOADING COMPLIANCE</i>).....	56
2.6.1 Diferentes geometrias dos espécimes e suas influências geométricas na tenacidade à fratura.....	56
2.6.2 Determinação experimental das curvas J-R.....	58
2.6.2.1 Obtenção da integral J a partir do método da variação da flexibilidade elástica (<i>unloading compliance</i>).....	59
2.6.3 Validação dos dados de propagação de trinca	61
2.7 TEXTURA	62
2.7.1 Definição de textura.....	62
2.7.2 Representação da textura	63
2.7.3 Determinação da textura cristalográfica a partir da técnica de EBSD	65

2.7.4 A textura de aços CCC laminados a quente	69
2.7.5 A Teoria de Taylor	70
3 MATERIAL E MÉTODOS	72
3.1 ANÁLISE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA	73
3.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	73
3.3 ENSAIO DE TRAÇÃO.....	74
3.4 ENSAIO PARA OBTENÇÃO DA CURVA J- Δa	74
3.4.1 Geometria e usinagem dos espécimes para realização do ensaio de tenacidade à fratura	74
3.4.2 Obtenção da pré-trinca por fadiga	75
3.4.3 Realização dos entalhes laterais (<i>side-grooves</i>)	76
3.4.4 Ensaio de Tenacidade à Fratura.....	77
3.4.5 Medição do comprimento de trinca	78
3.5 PROCESSAMENTO DOS DADOS – ANÁLISE DA INTEGRAL J PARA ESPÉCIMES SE(T)	78
3.5.1 Correção da flexibilidade elástica normalizada e obtenção dos incrementos de trinca para espécimes SE(T) com a medida do CMOD.....	79
3.5.2.1 Fator de intensidade de tensões	81
3.5.2.2 Fatores de plasticidade	82
3.5.2.3 Determinação da área plástica a partir da abertura da ponta da trinca (CMOD).....	83
3.6 ANÁLISE POR EBSD	83
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	85
4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA	85
4.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	85
4.3 ENSAIO DE TRAÇÃO.....	87
4.4 CURVAS J-R	88
4.4.1 Superfícies de fratura e gráficos PxCMOD	89
4.4.2 Função Polinomial para o fator de rotação plástico	94
4.4.3 Avaliação das Curvas J-R e obtenção dos valores de J_{IC}	95
4.5 MESOTEXTURA E MICROTTEXTURA	102
4.5.1 Mapas de orientação, mapas de índice de qualidade, mapas do fator de Taylor e diferença de orientação	102
4.5.2 Componentes de textura obtidas a partir de Figuras de Pólo e FDO's.....	106
5 CONCLUSÕES.....	110

6. SUGESTÕES PARA TRABALHO FUTUROS	111
REFERÊNCIAS	112
APÊNDICES	121
Apêndice A - Integral J: Definição e independência do caminho de integração.....	121
Apêndice B - Obtenção da flexibilidade elástica corrigida e ângulo de rotação	122

1 INTRODUÇÃO

As fontes energéticas provenientes de petróleo e gás natural são responsáveis por cerca de 60% do consumo energético mundial [1]. Nos últimos anos, apesar do crescente incentivo e busca por fontes renováveis de energia, a demanda energética tem se tornado cada vez maior e juntamente a isso pode-se enfatizar a grande dependência da maioria dos meios de consumo de energia ser através do petróleo e gás natural. No Brasil, a produção de petróleo e gás natural tem se tornado cada vez mais intensa. Dados da agência nacional de petróleo revelaram que em 2002 a produção de petróleo e gás natural eram de 1.499 mil barris/dia e 9,2 bilhões m^3/ano , respectivamente [2]. Já no ano de 2011 a produção girou em torno de 2.193 mil barris/dia e 16,7 bilhões m^3/ano um aumento de 68% na produção de petróleo e 55% na produção de gás natural. Com a descoberta das bacias de petróleo na região costeira brasileira, conhecidas como pré-sal, as reservas provadas de petróleo chegaram a 15,1 bilhões de barris de petróleo, situando o Brasil na 14^a posição do ranking mundial de reservas.

Devido à grande demanda na produção nacional de derivados de petróleo, é necessário que o transporte do mesmo seja feito com qualidade e menor custo possível, o que leva a escolha adequada do modal de transporte*. Se comparado a outros meios de transporte os dutos são o meio de transporte que possuem as menores perdas e danos, e com um dos menores custos [3]. Isso possibilita o transporte do petróleo e seus derivados e gás natural com segurança e baixo risco de danos ao meio ambiente, além de se tornar uma boa solução econômica, pois uma vez construído necessita apenas de avaliações periódicas e reparos.

Isso fez crescer o interesse de vários setores industriais e tecnológicos, fazendo com que a pesquisa com materiais para confecção de dutos evoluísse. Com esta evolução foi possível à construção de dutos com materiais que possuem características de propagação estável de trinca durante seus primeiros milímetros, evitando a ocorrência de colapso plástico do duto e permitindo que possam ser feitas avaliações periódicas antes da trinca se propagar de maneira instável, o que leva ao colapso plástico da estrutura [4].

Com a evolução dos processos de fabricação de dutos, está se conseguindo materiais para confecção de dutos cada vez mais tenazes e ao mesmo tempo resistentes à propagação da trinca. Isso possibilita que tubos com maiores diâmetros e menores espessuras de parede

* Os modais de transporte são divididos em: ferroviário, rodoviário, aquaviário, dutoviário e aéreo.

sejam fabricados levando a um maior escoamento do petróleo ou gás natural, com menor custo para a confecção do duto [5].

Com a diminuição da espessura do duto e o aumento da pressão interna do duto, avaliações periódicas mais constantes são necessárias para evitar que trincas cresçam e se propaguem pelo material, ocasionando em falha parcial ou total do duto, a qual gerará prejuízos ao meio ambiente e à empresa operadora. Neste sentido, a avaliação da integridade estrutural do duto se torna de grande importância, pois a margem de propagação da trinca é menor devido à maior pressão interna da tubulação. Além disso, a malha dutoviária brasileira já está antiga, sendo que 40% das linhas dutoviárias já ultrapassaram os 20 anos, que é a vida de projeto, e por esse motivo também necessita de avaliações periódicas mais constantes.

Neste trabalho foram estudados aços para tubulações da classe API 5L X60 e X70, usados para construção do Gasoduto Brasil-Bolívia, por exemplo, com o objetivo de avaliar curvas de resistência ao crescimento de trinca (curvas J-R) e obter valores de tenacidade à iniciação ao crescimento de trinca J_{IC} , dando enfoque em avaliar a influência do fenômeno da delaminação nas curvas J-R. O fenômeno da delaminação vem sendo foco de pesquisa por vários anos [6-11] já que a ocorrência da mesma pode levar a valores superestimados de energia [6, 12, 13]. Assim, o estudo das possíveis causas para a ocorrência da delaminação se faz importante, sendo que muitos autores atribuem a ocorrência da delaminação à presença de orientação cristalográfica preferencial [11, 14-16].

Como tubulações de petróleo e gás apresentam baixa restrição ao fluxo plástico [17], espécimes padronizados não podem ser utilizados, pois estes são confeccionados para que possam ter valores conservativos de tenacidade à fratura. Então, utilizou-se de espécimes não padronizados SE(T), que são os que melhor representam as condições reais de baixa triaxialidade de tensões, característica de tubulações. Para avaliar a orientação cristalográfica na região da delaminação utilizou-se da técnica de EBSD (difração de elétrons retroespalhados). Também foram avaliadas as orientações próximas à fratura dúctil. Comparações entre essas duas regiões foram realizadas utilizando-se de índices de qualidade de imagem, mapas do fator de Taylor e distribuição de diferença de orientação (*misorientation*).

Este trabalho está dividido em sete seções. Na seção 2 faz-se uma revisão bibliográfica, sendo que nesta é abordado sobre as tubulações de petróleo e gás, os aços utilizados nessas tubulações, o fenômeno da delaminação em aços ARBL, avaliação da integridade estrutural de dutos, mecânica da fratura, espécimes SE(T), o método da variação da flexibilidade elástica e finalmente é abordado sobre a técnica de EBSD. Na seção 3 são abordados os

materiais e métodos para caracterização do aço segundo exigências da norma API, caracterização microestrutural, ensaio para a obtenção das curvas J-R e preparação das amostras para a avaliação da microtextura pela técnica de EBSD. Na seção 4 são apresentados os resultados e discussão obtidos para as propriedades mecânicas, composição química, curvas J-R e microtextura do API 5L X70. O trabalho é finalizado com as conclusões (seção 5), referências e apêndices.

1.1 OBJETIVOS

O objetivo principal do trabalho foi investigar o fenômeno da delaminação em aços para tubulações da classe API 5L X60 e X70 a partir da avaliação de curvas de resistência à propagação de trinca (curvas J-R). Dentro desse contexto os objetivos específicos foram de:

- Obter curvas J-R com espécimes SE(T) a partir da medida da abertura da boca da trinca (CMOD) e considerando diferentes equações propostas na literatura para obtenção da área plástica e área elástica;
- Obter uma função polinomial para o fator de rotação plástico com o objetivo de uma melhor correção dos valores de incrementos de trinca estimados;
- Obter os valores da tenacidade à iniciação ao crescimento de trinca (J_{IC}) para espécimes SE(T) com e sem delaminação e avaliar a influência da delaminação na curva J-R em geral.

Outro objetivo do trabalho foi de avaliar se há orientação cristalográfica próxima à região da delaminação, a partir da técnica de difração de elétrons retroespalhados. Dentro desse contexto, os objetivos foram de comparar as orientações cristalográficas na região da delaminação e fratura dúctil e avaliar a influência da deformação plástica gerada devido ao processo de propagação da fratura a partir de análises de mapas de qualidade de imagem (IQ), diferenças de orientação e mapas do fator de Taylor.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 TUBULAÇÕES DE PETRÓLEO E GÁS

O transporte dutoviário é considerado um dos transportes mais eficientes, econômicos e seguros quando comparado a outros modais [3].

No caso do custo, apesar do investimento inicial ser grande, o custo associado para reparos e avaliação da integridade estrutural do mesmo é pequeno. Dutos são caracterizados por possuírem uma baixa velocidade de escoamento, a qual varia de 4,83 a 6,44 km por hora, contudo eles podem operar 24 horas por dia 7 dias por semana, então a velocidade efetiva do transporte por dutos se torna maior do que a maioria dos outros modais. Por exemplo, no caso de um duto com diâmetro de 30,48 cm, que possui velocidade de 4,83 km/h, este pode escoar 337 mil litros/h [3]. Outra vantagem dos dutos é que estes podem ser construídos sob as mais variadas formas de topologia, o que não acontece para outros modais de transporte. Entretanto, o projeto de um duto deve levar em conta que a demanda deve ser suficientemente estável e por um longo período de tempo, visto o grande investimento inicial [4].

Existem ainda, outros dois aspectos nos quais os dutos diferem de outros modais de transporte. O primeiro se refere à relação custo versus quantidade de produto transportado, pois no caso de dutos estes são os únicos em que o custo unitário por quantidade de produto transportado diminui com o aumento da quantidade de produto. Outro fato é a relação custo versus distância de transporte. Sabe-se que para todos os modais de transporte quanto maior a distância menor o custo unitário. No caso de dutos há pouca variação dos custos unitários em função da distância [5].

2.1.1 Classificação dos dutos e o processo de fabricação

Antes de se iniciar as discussões sobre as tubulações é necessário defini-las. O tubo pode ser entendido como a unidade básica para a montagem dos dutos, sendo que este pode ter diferentes comprimentos e espessuras e ser de diferentes materiais. No caso em especial do aço API 5L X70 os tubos possuem 12 metros de comprimento, com diâmetro que varia entre 20 e 32 polegadas (508 – 813 mm). Quando estes são unidos em vários segmentos, dão origem a uma linha de condução, a qual é denominada de duto. Já as tubulações são todo o

conjunto de válvulas, bombas, controladores de fluxo, ou seja, é o conjunto de dutos e seus acessórios [18].

Pode-se classificar os dutos em função do produto que ele transporta, aos meios onde eles estão situados, e também em relação ao tipo de linha em que o duto se encontra.

Em função do produto transportado, os dutos podem ser classificados em: gasodutos, polidutos, oleodutos e minerodutos. Os oleodutos são utilizados para o transporte de petróleo e outros derivados líquidos do mesmo, os gasodutos, destinados à condução de gás natural, os minerodutos, destinados à condução de minérios e os polidutos que conduzem todos os tipos de produtos. Além dessas classificações, pode-se dar destaque a outra categoria de dutos que recentemente vem sendo instalada no Brasil com maior ênfase (vide seção 2.1.2), trata-se dos alcooldutos que são utilizados para o transporte de etanol.

Em relação ao meio que o duto está situado, este pode ser submarino ou terrestre. No caso de dutos submarinos, também denominados de *offshore*, estes estão em sua maioria submersos em água e geralmente são utilizados para ligar a plataforma marítima até as refinarias ou tanques de armazenagem.

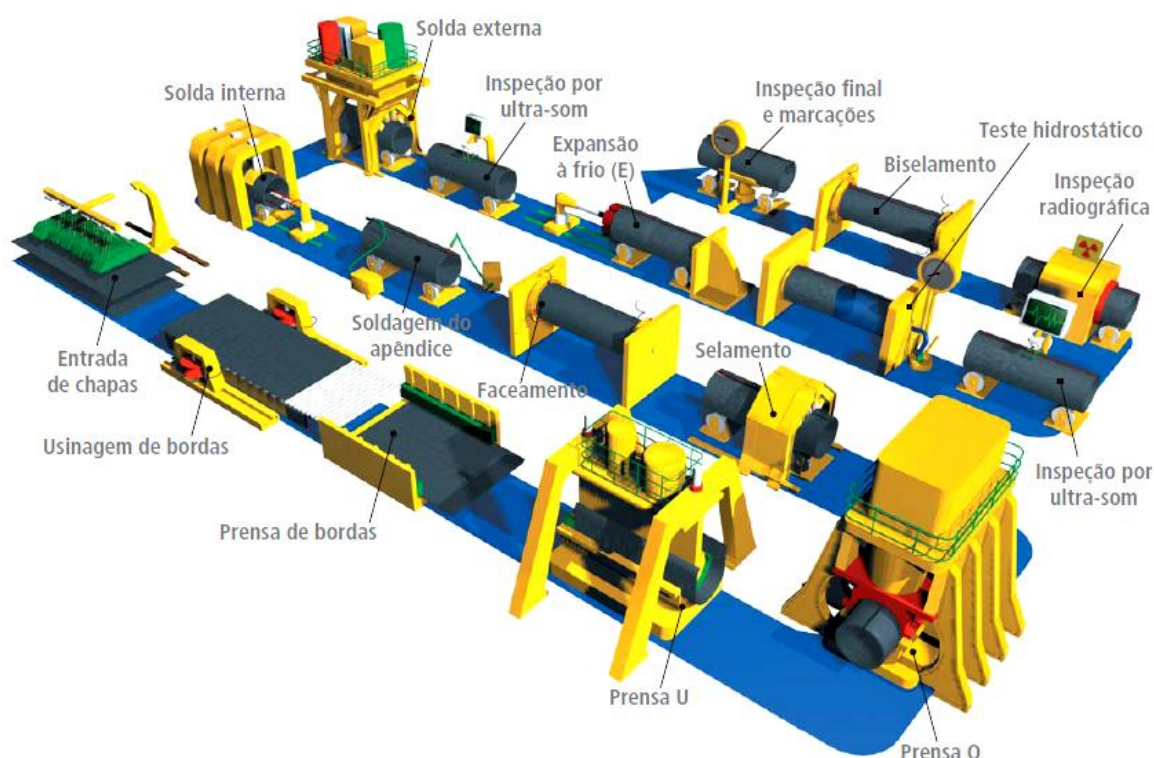
Em relação aos dutos terrestres, denominados de dutos *onshore*, estes podem ser subterrâneos, aparentes ou aéreos. Os dutos subterrâneos apresentam maior segurança, pois em caso de acidentes ou vazamentos, este está envolto por uma camada de terra. Dutos aparentes são aqueles visíveis em solo, e geralmente se encontram na chegada ou saída de estações de bombeio ou quando há regiões com terrenos acidentados ou rochosos onde a instalação de dutos subterrâneos se torna difícil. Os aéreos são mais utilizados para vencer grandes vales, terrenos muito acidentados, cursos d'água, entre outros.

O processo de fabricação dos dutos pode ser dividido em dois, os tubos sem costura (*seamless*) e os tubos com costura. No caso dos tubos sem costura, estes não possuem cordão de solda longitudinal. O processo mais conhecido de fabricação de dutos sem costura é o processo Mannesmann. Nesse processo uma barra circular maciça é conformada a quente, utilizando-se uma lança com mandril, a qual gera um orifício central ao longo da barra. Devido ao alto grau de deformação imposto, este processo só pode ser feito em materiais dúcteis e com diâmetros reduzidos [18].

No caso de tubos com grandes diâmetros, o processo de fabricação é baseado na produção de dutos através de chapas, bobinas e tiras metálicas. O tipo mais comum de fabricação de tubos através de chapas laminadas é o processo U-O-E, o qual está mostrado na figura 1. Nesse processo a chapa primeiramente é calandrada a frio em forma de U, após é conformada para fechamento em forma de O. Em seguida, o tubo é soldado através do

processo de soldagem por arco submerso (SAW), primeiro internamente e depois externamente. Após esse processo, aplica-se pressão interna ao tubo para que este se expanda ajustando as dimensões do produto. Estes tubos são conhecidos como tubos com costura devido ao cordão de solda longitudinal ao longo de todo o comprimento do tubo [18].

Figura 1 - Processo de fabricação de dutos SAW longitudinal U-O-E.



Fonte: [19].

2.1.2 Evolução dos dutos e a malha dutoviária brasileira

Os relatos dos dutos mais antigos já existentes remontam a época dos fenícios*. Esse sistema de duto foi encontrado em Nippur na antiga Mesopotâmia sendo este feito de barro. Na China, por volta de 400 a.C um sistema de tubulação feito de bambus era utilizado para o transporte de água e também na distribuição do gás natural para a iluminação pública em Pequim [20]. Já no ano 100 d.C, aquedutos abasteciam a cidade de Roma, sendo que estes possuíam uma extensão de 560 km com uma vazão de 400.000 m³/dia [21].

Com o advento da revolução industrial, no século XVIII, o uso do aço se tornou bem mais intenso. Em 1865 o primeiro duto comercial foi construído na Pensilvânia, nos E.U.A, o

* Eles provavelmente surgiram no Golfo Pérsico por volta de 3000 a.C. Por 2 milênios a.C eles povoaram colônias no Levante, Norte da África, Anatólia e Cyprus [22].

qual era feito de ferro fundido e possuía 8 km de extensão [21]. Contudo, devido à crise de 1929 ocorreu uma parada na evolução das dutovias. Foi somente durante a segunda Guerra Mundial que a construção de grandes extensões dutoviárias culminou. Um dos motivos para isso foi a introdução da solda a arco elétrico, tornando o processo de construção das dutovias mais rápido.

No Brasil, a extensão das linhas dutoviárias brasileiras era de aproximadamente 15.200 km em 2001 [23]. Já em 2011 esse valor subiu para 19.700 km de extensão dutoviária, sendo que 14.300 km eram destinados ao transporte e 5.400 km a transferência [2].

Devido a esse aumento na expansão das linhas dutoviárias, o qual tende a aumentar devido à construção dos alcooldutos, a tendência é que participação dos dutos na matriz de transporte brasileira se torne cada vez maior, tornando o estudo de aços para essas tubulações de grande importância. Em 2010, a participação dos dutos na matriz dutoviária brasileira foi de 4,2%. Espera-se que essa participação dobre chegando a 8,4% em 2022 [24].

Os cartogramas das figuras 2 e 3 mostram a malha dutoviária brasileira em operação e em construção, no caso de derivados de petróleo e gás natural, respectivamente. A extensão dutoviária brasileira ainda é pequena quando comparada aos 793.285 km de dutovias existentes nos EUA e 252.527 km de extensão dutoviária da Rússia [25]. Fazendo-se uma comparação entre a densidade de dutovias existentes nos EUA e no Brasil, em 2010, constatou-se que a densidade dutoviária dos EUA é de aproximadamente de 80,7 km Dutos/mil km² enquanto que a densidade dutoviária brasileira foi de 2,6 km de dutos/ mil km², um valor 31 vezes menor [26].

Outra área de grande crescimento de dutos no Brasil são os alcooldutos, os quais utilizarão em sua grande maioria aços para tubulações das classes API X70 e X80 [26]. Com o avanço da produção agrícola de cana de açúcar para as regiões Centro-Oeste e Norte, a instalação de refinadoras de etanol nessas regiões aumentou [27]. Como as maiores regiões consumidoras de etanol são a região Sul e Sudeste, o uso de tubulações se torna imprescindível para o escoamento do etanol das regiões produtoras para as consumidoras. Além disso, espera-se que a exportação de etanol aumente consideravelmente nos próximos anos, sendo que em 2017 espera-se que um total de 61,5 bilhões de litros de álcool carburante sejam consumidos, sendo que 53,2 bilhões de litros são destinados ao consumo interno e 8,3 bilhões de litros à exportação [27]. Um grande valor se comparado aos 28,3 bilhões de litros consumidos em 2010 [2]. Para resolver esse problema está se construindo alcooldutos que ligam as regiões produtores com as regiões consumidoras e alguns portos.

Esses projetos tiveram início com a criação do PAC (Programa de Aceleração do Crescimento) em 2007, sendo que os dois projetos mais importantes são o corredor de exportação de etanol, o qual ligará a região Centro-Oeste com a Sudeste, conforme mostra a figura 4, aumentando a capacidade de exportação por São Paulo e Rio de Janeiro, com previsão de capacidade de exportação de aproximadamente 12 milhões de m^3/ano , sendo que a previsão da extensão desse duto é de 1.171 km de extensão. Outro alcoolduto importante fará ligação de Nova Olímpia (MT) passando por Campo Grande e Cuiabá até Pontal do Paraná, sendo que este terá extensão de aproximadamente 2.000 km e com capacidade de exportação de 5 milhões m^3/ano . Além dos projetos envolvendo empresas governamentais, empresas privadas também pretendem investir na construção de alcooldutos [27]. A figura 4 ilustra os alcooldutos projetados para a exportação de etanol.

Figura 4 - Alcooldutos projetados para a exportação de etanol.



Fonte: [27].

2.2 AÇOS PARA TUBULAÇÕES

Esta seção apresenta primeiramente as especificações exigidas pela norma API em relação à composição química e propriedades mecânicas de aços para tubulações. Após, faz-se uma breve abordagem da evolução do processamento dos aços de alta resistência e baixa liga associando com a evolução dos aços para tubulações API. Na última seção é abordado o processo de laminação controlada, o qual é utilizado para obtenção dos aços de alta resistência e baixa liga.

2.2.1 Composição química e propriedades mecânicas

A American Petroleum Institute, da sigla API, é a agência que regulamenta normas relacionadas com a área do petróleo em geral. Neste trabalho, as normas são aplicadas a tubos condutores de petróleo e gás e esta especificada tanto a composição química do material que será utilizado na confecção dos dutos, quanto às propriedades mecânicas [28]. Quando os aços são voltados para a construção de dutos, estes representam a família 5L. Aços API são classificados segundo sua composição química, limite de escoamento e limite de resistência à tração, conforme mostra a tabela 1.

Tabela 1 – Composição química (em porcentagem de peso) e propriedades mecânicas exigidas segundo a API para os diferentes graus de aços.

Grau	C	Mn	P	S	Outros	LE(MPa)	LR(MPa)
	%máx	%máx	%máx	%máx		min	min
Tubos sem Costura							
A25-I	0,21	0,60	0,030	0,030	-		
A25-II	0,21	0,60	0,045- 0,080	0,030	-	172	310
A	0,22	0,90	0,030	0,030	-	207	331
B	0,28	1,20	0,030	0,030	Nb+V+Ti	241	414
X42	0,28	1,30	0,030	0,030	<0,15%	290	
X46	0,28	1,40	0,030	0,030		317	434
X52	0,28	1,40	0,030	0,030		359	455
X56	0,28	1,40	0,030	0,030		386	490
X60	0,28	1,40	0,030	0,030		414	517
X65	0,28	1,40	0,030	0,030		448	531
X70	0,28	1,40	0,030	0,030		483	565
Tubos com Costura							
A25-I	0,21	0,60	0,030	0,030	-		
A25-II	0,21	0,60	0,045- 0,080	0,030	-	172	310
A	0,22	0,90	0,030	0,030	-	207	331
B	0,26	1,20	0,030	0,030	Nb+V+Ti	241	414
X42	0,26	1,40	0,030	0,030	<0,15%	290	
X46	0,26	1,40	0,030	0,030		317	434
X52	0,26	1,40	0,030	0,030		359	455
X56	0,26	1,40	0,030	0,030		386	490
X60	0,26	1,40	0,030	0,030		414	517
X65	0,26	1,45	0,030	0,030		448	531
X70	0,26	1,65	0,030	0,030		483	565

Fonte: [28].

Esta tabela está dividida entre tubos com costura e sem costura, sendo que os tubos analisados neste trabalho são tubos com costura.

No caso dos aços especificados pelas letras A ou X, estes são seguidos pelo valor do limite de escoamento em unidades inglesas, por exemplo, no caso do aço API 5L X70 o limite de escoamento é de 70ksi ou aproximadamente 480 MPa.

A tabela 2 exibe outra especificação, a PSL (*product specification level*), que foi lançada a partir da revisão de 2004, a qual faz especificações em relação às dimensões do tubo, às condições de soldagem, elementos constituintes, tenacidade à fratura, propriedades mecânicas, inspeção e testes. Observe que ela está dividida em duas categorias, a PSL1 e a PSL2. A classificação PSL2 é mais rigorosa que a PSL1.

Tabela 2 - Especificações exigidas para os aços API para as categorias PSL1 e PSL2.

Parâmetro	PSL1	PSL2
Grau	A25 até X70	B até o X80
Soldagem do cordão	Qualquer processo	Qualquer processo, exceto soldagem a laser
Tratamento térmico da solda elétrica	Requerido para graus maiores que o X42	Requerido para todos os graus (B até o X80)
max %C para tubos sem costura	0,28% para grau B e superiores	0,24%
max %C para tubos para tubos com costura	0,26% para grau B e superiores	0,22%
max %P	0,030% para grau A e superiores	0,025%
max %S	0,030%	0,015%
Carbono equivalente	Sob exigência do cliente	Máximo para cada grau
L.E. Máximo	Não especificado	Máximo para cada grau
L.R Máximo	Não especificado	Máximo para cada grau
Tenacidade à fratura	Não especificada	Exigida para todos os graus
Inspeção não destrutiva do cordão de solda	Não obrigatória	Obrigatória
Reparo por soldagem do corpo do tubo, chapa ou skelp	Permitido	Não permitido
Rastreabilidade	Não obrigatória	Obrigatória

Fonte: [28].

Em relação à composição química, pode-se observar a partir da tabela 1, que esta possui uma ampla faixa de porcentagens de composição de cada elemento, sendo que não se considera a adição de elementos de liga. Contudo, adições de elementos de liga (Nb, V e Ti) são permitidas desde que haja um acordo entre o fabricante do material e o usuário, além disso, a soma das mesmas não deve ser maior que 0,15%. Por mais, ver-se-á que a adição desses elementos de liga tem grande influência no processamento termomecânico de aços API, levando a uma microestrutura com pequeno tamanho de grão [29, 30].

Diferentemente de outras normas, tais como a ASTM (*American Society for Testing and Materials*) ou a AISI (*American Iron and Steel Institute*) as quais não fazem exigências em relação às propriedades mecânicas, na norma API há exigências em relação ao limite de escoamento e limite de resistência. Isso deve ser considerado para que não ocorram gradientes de resistência na região de solda circunferencial do duto, devido à diferença entre a resistência mecânica do metal base e do metal de adição, o que pode levar ao surgimento de trincas antes do período esperado para a avaliação periódica [31]. Para expansão da tubulação a frio, como no processo de desbobinamento, a relação entre o limite de escoamento e o limite de resistência não deve ser maior que 0,93, garantindo que a tubulação suporte o processo de deformação plástica [28].

Considerando esses limites, no nível PSL2 (vide tabela 3), pode-se observar que um mesmo duto pode fazer parte de vários graus, isso porque os limites de escoamento e resistência abrangem uma faixa de valores os quais podem se sobrepor para diferentes graus. Por exemplo, a faixa de valores do grau X60, para tubos com ou sem costura, em relação ao limite de escoamento vai de 414 MPa a 517 MPa, enquanto que a faixa do X65 vai de 448 MPa a 531 MPa, podendo assim haver sobreposição de valores.

Outra diferença importante em relação às propriedades mecânicas é que a especificação PSL2 obriga a realização de ensaio de impacto Charpy a 0°C, para obtenção dos valores de tenacidade à fratura, que devem ser superiores a 27J e 41J para espécimes de orientação transversal e longitudinal respectivamente, com exceção do X80 o qual deve ter energia de 68J para a direção transversal e 101 para a direção longitudinal. Além disso, a API exige valores de alongamento mínimo para cada grau de aço, sendo que esses valores irão depender das dimensões do espécime ensaiado [28].

Tabela 3 – Composição química (em porcentagem de peso) e propriedades mecânicas de aços API 5L nível de especificação PSL2.

Grau	C	Mn	P	S	Outros	LE(MPa)		LR(MPa)	
	%máx	%máx	%máx	%máx		min	máx	min	max
Tubos sem costura									
B	0,24	1,20	0,025	0,015	Nb+V+Ti <0,15%	241	448	414	758
X42	0,24	1,30	0,025	0,015		290	496	414	758
X46	0,24	1,40	0,025	0,015		317	524	434	758
X52	0,24	1,40	0,025	0,015		359	531	455	758
X56	0,24	1,40	0,025	0,015		386	544	490	758
X60	0,24	1,40	0,025	0,015		414	565	517	758
X65	0,24	1,40	0,025	0,015		448	600	531	758
X70	0,24	1,40	0,025	0,015		483	621	565	758
X80	0,24	1,40	0,025	0,015		552	690	621	827
Tubos com costura									
B	0,22	1,20	0,025	0,015	Nb+V+Ti <0,15%	241	448	414	758
X42	0,22	1,30	0,025	0,015		290	496	414	758
X46	0,22	1,40	0,025	0,015		317	524	434	758
X52	0,22	1,40	0,025	0,015		359	531	455	758
X56	0,22	1,40	0,025	0,015		386	544	490	758
X60	0,22	1,40	0,025	0,015		414	565	517	758
X65	0,22	1,45	0,025	0,015		448	600	531	758
X70	0,22	1,65	0,025	0,015		483	621	565	758
X80	0,22	1,85	0,025	0,015		552	690	621	827

Fonte: [28].

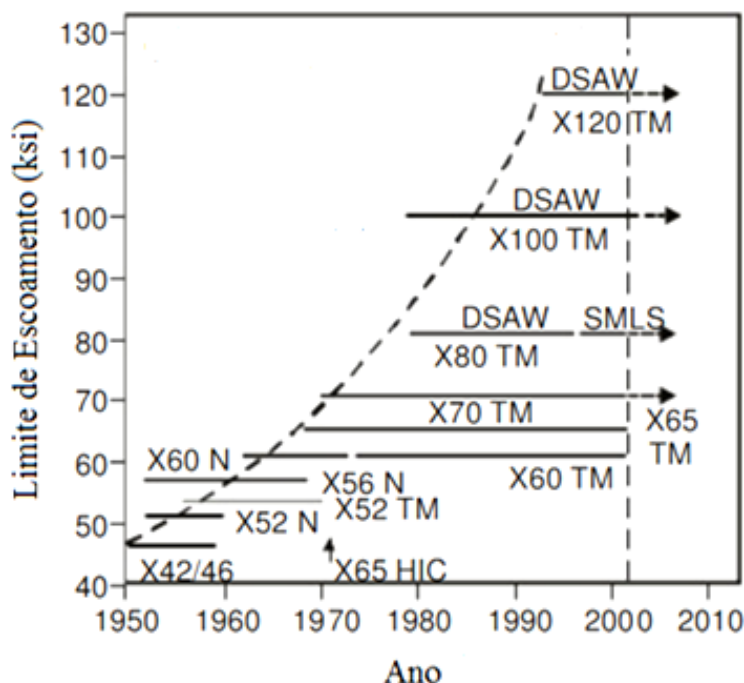
2.2.2 Aços de alta resistência e baixa liga

Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) são caracterizados por possuírem baixo teor de carbono associado com alta resistência mecânica. Devido à baixa porcentagem de carbono existente, esse tipo de aço possui boa soldabilidade e também alta tenacidade. Contudo para compensar o baixo nível de carbono e garantir propriedades mecânicas superiores são feitas adições de elementos de liga em pequenas proporções, tais como Nb, Ti

e V [30, 32]. Juntamente com a adição dos elementos de liga, o processo de laminação controlada associado com resfriamento acelerado levou ao estabelecimento de práticas de processamento termomecânico, da sigla em inglês TMCP (*Thermomechanical-Controlled Processing*) [32].

O processo de laminação controlada teve início na década de 60 com os trabalhos de Morrison, [33] o qual tinha objetivo de obter aços de baixa liga com boa resistência mecânica, ductilidade, tenacidade e soldabilidade. Há quatro tipos básicos de processos de laminação controlada [34], dentre os quais focar-se-á na técnica de laminação controlada convencional (LCC). Esta é baseada no controle intensivo da temperatura a cada passe da laminação, com o objetivo de obter austenita encruada após o último passe da laminação, fazendo com que a nucleação dos grãos ferríticos se torne mais intensa e promovendo uma microestrutura refinada, levando o material a ter boa resistência mecânica associada com alta tenacidade. Para obtenção dessa combinação os últimos passes da laminação são realizados abaixo da temperatura de recristalização* da austenita, impedindo a recristalização da mesma e acumulando deformação [29, 34]. A influência dos elementos de liga no processo será discutida na seção 2.2.3.

Figura 5 - Aumento do limite de escoamento obtido em aços com o passar dos anos.



*As siglas indicam: TM: Processamento Termomecânico, N: Normalizado, HIC: Solda induzida por Hidrogênio DSAW: dupla soldagem por arco submerso.

Fonte: [30].

* Temperatura abaixo da qual não se garante cem por cento de recristalização estática entre passes.

A figura 5 ilustra o aumento do limite de escoamento, que se obteve com o passar dos anos para os aços API. Essa evolução só foi possível devido à evolução dos processamentos termomecânicos. Voltar-se-á a discutir sobre a evolução dos aços para tubulações na seção 2.2.3.

2.2.3 Processo de laminação controlada

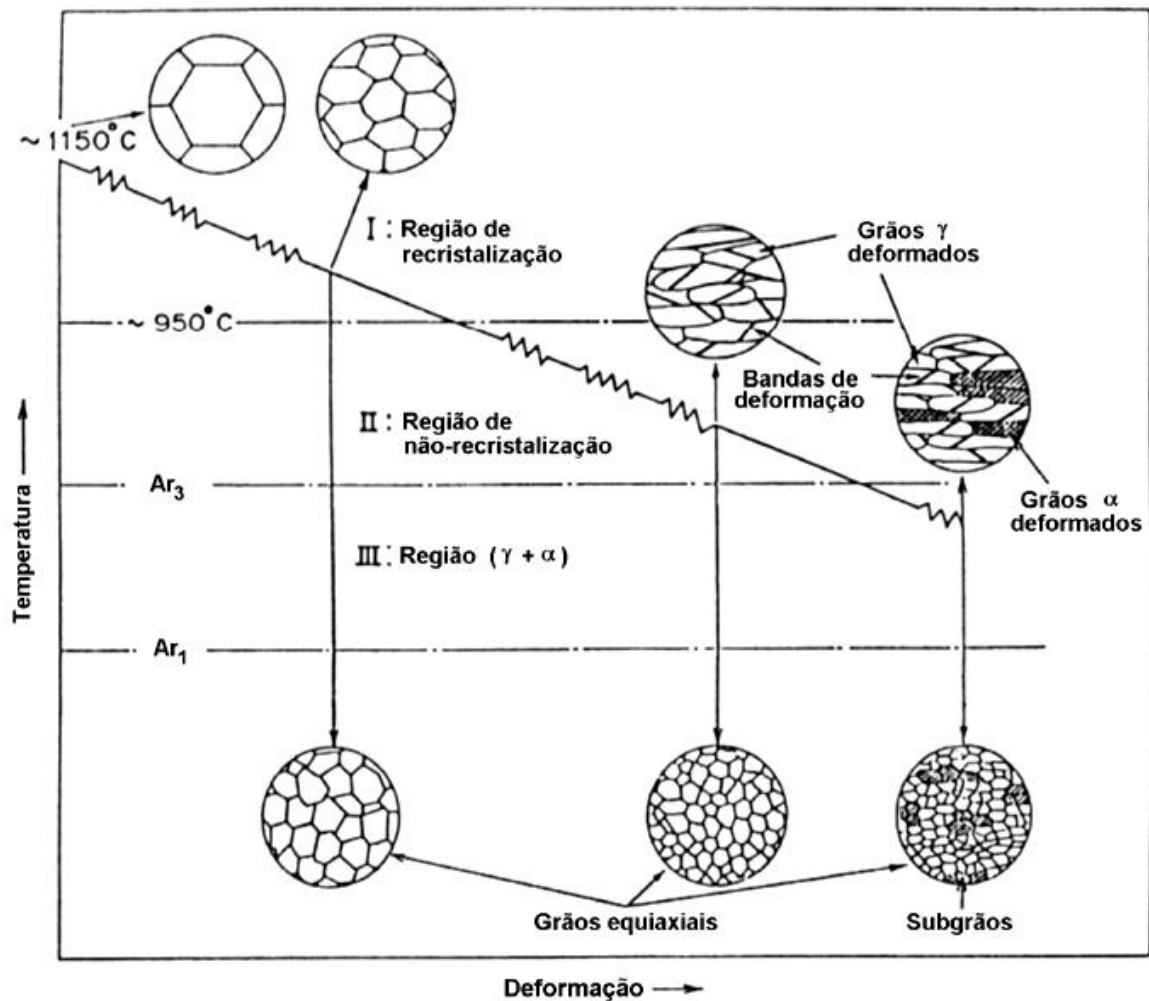
A figura 6 mostra a sequência do processamento termomecânico de laminação controlada em aços API X70 juntamente com a evolução microestrutural a cada passe de laminação. O processamento termomecânico é constituído de 3 etapas de laminação, sendo que entre essas etapas podem ocorrer de 15 a 25 passes de laminação*. A primeira etapa de laminação é realizada acima da temperatura de recrystalização, entre 950 e 1050°C, e tem como o objetivo o refino de grãos austeníticos através da total recrystalização estática da austenita [29]. Numa segunda etapa de laminação o aço é laminado abaixo da temperatura de recrystalização e acima da Ar_3 . Nesta etapa ocorre o aumento da área de contornos de grãos austeníticos, pois como a austenita não pode se recrystalizar seus grãos ficam finos e alongados devido aos passes de laminação. Além disso, há introdução de alta densidade de bandas de deformação na matriz metálica devido principalmente a adição de elementos de liga, tais como Nb, que formam carbeto e nitreto Nb (C, N). Isso conduz a um aumento da taxa de nucleação da ferrita já que esta pode se nuclear tanto no contorno de grão quanto no interior do grão, conduzindo a uma microestrutura ferrítica com fino tamanho de grão (entre 3 a 6µm) [8, 14]. O aumento de resistência também se deve a adição de elementos tais como o Si, Cu e Mn, que geram endurecimento por solução sólida. Um terceiro passe de laminação é realizado no campo intercrítico ($\alpha + \gamma$) levando ao refino de grão ferrítico que leva aumento do limite de escoamento e limite de resistência à tração [8, 14]. Após esse processo o aço é resfriado a temperatura ambiente.

Com a evolução dos processos dos processamentos termomecânicos, aços com quantidades cada vez mais inferiores de carbono e maior resistência foram sendo fabricados. Em 1970 foi construída na Alemanha a primeira tubulação utilizando o grau X70, sendo esta utilizada numa linha de transmissão de gás [31]. Na década de 80 deu-se início aos processos de laminação controlada convencional com resfriamento acelerado (RA), que proporcionou a fabricação de aços ainda mais resistente e com quantidades de carbono ainda menores, dando

* Comunicação via email com a USIMINAS, datado de 16/01/2013.

origem ao grau API X80 [31]. Atualmente vem sendo desenvolvidos aços com teor de carbono ainda menor os chamados aços de ultra-alta resistência, dos graus X90, X100 e mais recentemente o X120 [31, 35].

Figura 6 – Diagrama esquemático ilustrando o processamento termomecânico do aço API X70 juntamente com estágio respectivo.

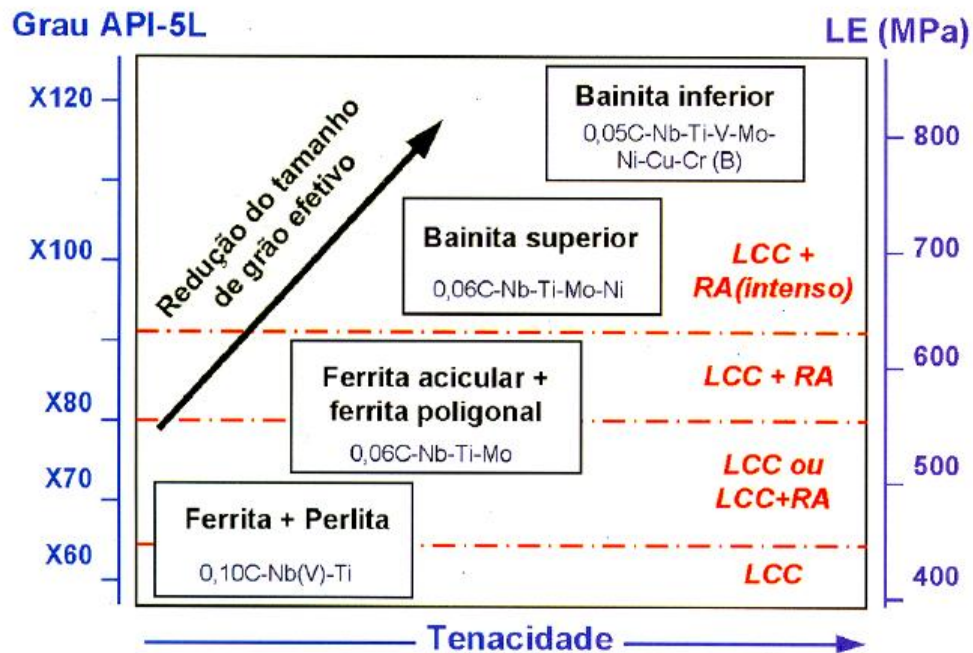


Adaptado de: [14].

Esses aços possuem teores de carbono ainda menores e sendo assim possuem alta tenacidade e resistência mecânica possibilitando a fabricação de dutos com menores espessuras de parede levando a diminuição do custo de produção [5, 36].

Essas classes de aços possuem microestruturas diferentes da convencional ferrita-perlita, predominantemente bainíticas [37]. A figura 7 mostra as microestruturas formadas no processamento termomecânico dos aços API, onde estão indicados os principais constituintes microestruturais formados para os diferentes graus de aços API juntamente com o projeto de liga e a forma de processo mais usual.

Figura 7 - Constituintes microestruturais para os diferentes graus de aço juntamente com o projeto e o teor dos elementos de liga.



Fonte: [35].

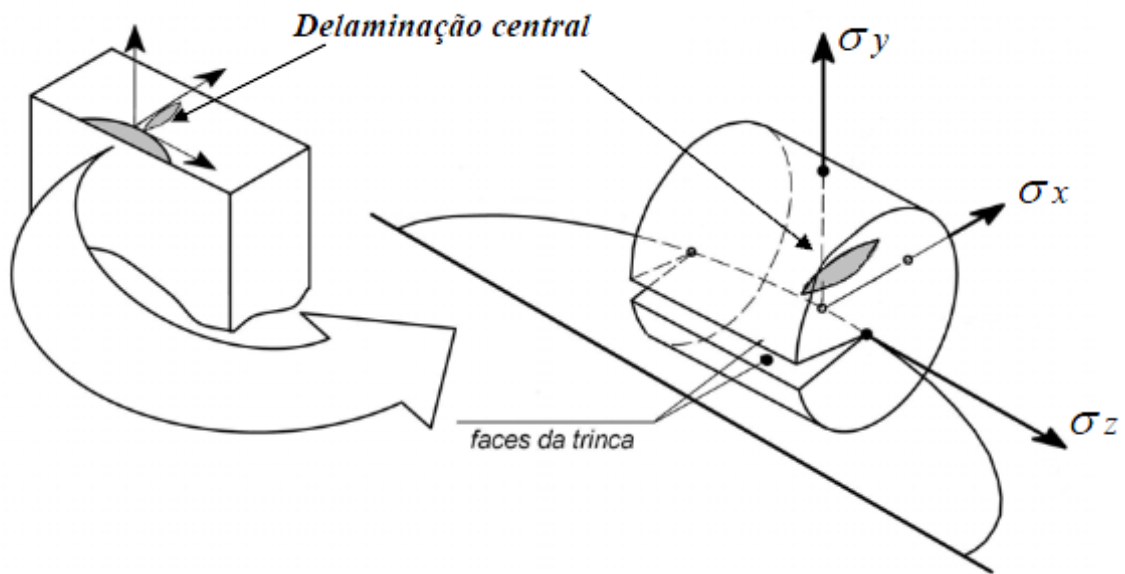
*As siglas indicam: RA: Resfriamento Acelerado e LCC: Laminação Controlada Convencional.

2.3 DELAMINAÇÕES

Conforme foi discutido na seção 2.2, o processamento termomecânico conduz a grandes vantagens no que se refere à melhoria de propriedades mecânicas e soldabilidade. Contudo durante o processo de fratura esses aços apresentam o fenômeno conhecido como delaminação (*split*), que são trincas que se propagam perpendiculares ao plano de propagação da fratura e paralelas à direção de laminação da chapa, devido à sollicitação mecânica, conforme mostra a figura 8. Acredita-se que durante o processo de propagação de trinca dúctil delaminações sujam devido ao surgimento de pequenas tensões perpendiculares à direção de propagação da fratura (σ_z) [6, 15, 38-40], conforme mostra a figura 8.

Vários são os fatores que podem levar à ocorrência das delaminações, tais como a textura cristalográfica, formação de precipitados nos contornos de grãos, [7, 41], inclusões [8, 42, 43], grãos alongados [7, 44], decoesão de contornos de grão [8, 42] e bandeamento microestrutural [8, 42]. No caso da textura cristalográfica delaminações são geradas devido aos dos planos de clivagem $\{100\}\langle 110 \rangle$ na direção de laminação da chapa [11, 14-16, 38, 45].

Figura 8 - Formação da delaminação central à frente da ponta da trinca.



Fonte: [13].

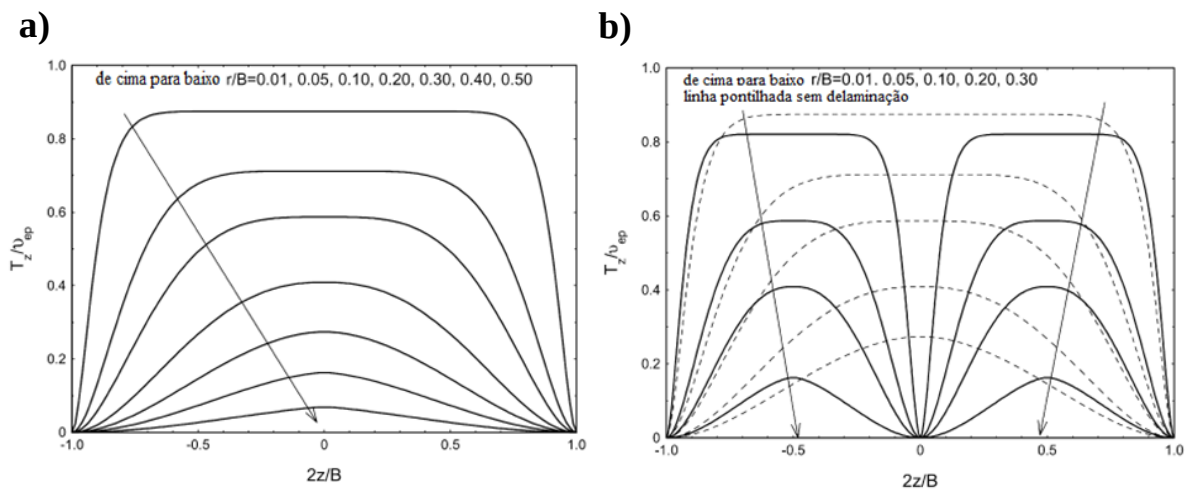
No caso das inclusões, delaminações podem surgir em partículas de inclusões não metálicas alongadas presentes no material, ou alinhadas na chapa devido ao alto grau de deformação imposto pela laminação resultando em fratura com aspecto fibroso. Neste caso, a delaminação se inicia em inclusões de MnS e se propaga ao longo dos grãos nos planos (100), e/ou na microestrutura bandada [8, 9].

Uma importante consequência da ocorrência das delaminações é a sua influência no estado plano de deformação. Sabe-se que espécimes padronizados devem obedecer à condição de alta restrição ao fluxo plástico, ou seja, condição em que o estado de deformação plana é predominante durante o ensaio de tenacidade à fratura [46]. A figura 9.a, mostra a influência no estado plano de deformação ao longo da espessura, de um espécime submetido ao modo I de carregamento, para diferentes relações z/B . O gráfico está plotado em função do fator de restrição plástica no estado plano de deformação, T_z , utilizado para descrever o estado de tensão tridimensional próximo à ponta da trinca [47]. Observe que à medida que ocorre o aumento da relação z/B , ou seja, deslocamento para as extremidades do espécime, o estado de deformação plana diminui dando origem ao estado plano de tensão.

A figura 9.b mostra a influência de uma delaminação central no estado plano de deformação para as mesmas condições mostradas na figura 9.a. Para uma mesma faixa de temperatura e material, a ocorrência das delaminações é mais comum no centro do espécime porque esta é a região onde o estado triaxial de tensão é mais alto, o que favorece a ocorrência das delaminações, já que elas tendem a ocorrer na predominância de uma alta restrição ao

fluxo plástico [6, 39, 40]. Pode-se observar que a ocorrência da delaminação altera o estado triaxial de tensão no espécime, aumentando a condição de tensão plana que conduz a valores superestimados de energia [6, 12, 13] que não são previstos pelas normas ASTM E1820 e ASTM E1152 [46, 48]. Além disso, as delaminações diminuem a espessura efetiva do espécime o que pode levar ao colapso plástico da estrutura antes do previsto [6].

Figura 9 – Fator de restrição no estado plano de deformação, T_z , para o modo I de carregamento: a) para um espécime sem delaminação; b) para um espécime com uma delaminação central.



Fonte: [6].

*Neste caso z é a distância em relação a centro do espécime.

Em relação aos fatores que mais influenciam a ocorrência das delaminações estão o modo de carregamento, geometria do espécime e temperatura. Como já foi dito anteriormente, a ocorrência de delaminações é maior no centro do espécime, isso porque a restrição ao fluxo plástico nesse ponto é maior. Como espécimes com maior espessura tem um maior estado triaxial de tensão, então nestes as delaminações tem tamanho e profundidade maior para uma mesma temperatura [6] do que em espécimes menos espessos. Sendo assim, a geometria do espécime tem influência na ocorrência das delaminações.

Um dos fatores que mais influenciam as delaminações é a temperatura. O aumento da temperatura do espécime causa um aumento da ductilidade do material, pois aumenta a mobilidade de discordâncias. Com o aumento da ductilidade, o estado triaxial de tensões tende a diminuir. Como a densidade de delaminações e seus comprimentos aumentam com o aumento do estado triaxial de tensão, então a diminuição da temperatura tende a causar um aumento na densidade das delaminações bem como seus comprimentos [43, 49, 50]. No caso de aços API X70 e X80 essa característica foi observada por Hong [49]. Contudo essa relação é válida até a temperatura de transição dúctil-frágil do aço. Abaixo desta, a porcentagem de

área de fratura frágil aumenta e o número e tamanho das delaminações diminui [49]. Sendo assim, a ocorrência das delaminações, em relação à temperatura, é maior quanto mais próximo se estiver da temperatura de transição dúctil frágil [49, 50]. É importante destacar que apesar das delaminações surgirem mais intensamente na região da fratura dúctil elas não influenciam na velocidade de crescimento da trinca na falha dúctil [51].

2.4 AVALIAÇÃO DA INTEGRIDADE ESTRUTURAL DE DUTOS

Antes de se abordar sobre a avaliação de integridade estrutural, é necessário saber o que é um defeito. Defeitos são descontinuidades* encontradas no material que são geradas no processo de fabricação. Os defeitos mais preocupantes encontrados em tubos de petróleo e gás são aqueles tipo trinca. Os modos de propagação de trincas em tubulações serão discutidos na seção (2.4.1).

A análise da integridade estrutural de tubos condutores de petróleo e gás é baseada necessariamente em normas e padrões de qualidade, as quais não aceitam nenhum defeito tipo trinca. Considerando a norma API 5L [28], essa aceita defeitos tais como desalinhamento das chapas ao longo da solda longitudinal e altura do cordão de solda depositado, com certos limites, contudo esta não aceita nenhum defeito tipo trinca.

Para evitar que dutos com defeitos sejam colocados em operação, rotinas de inspeção são feitas. Os dutos possuem uma pressão máxima de operação (PMO) de 72% do seu limite de escoamento. Quando testes hidrostáticos são realizados, aplica-se uma pressão entre 1,1 e 1,5 vezes a PMO, no caso de gasodutos, o valor mínimo é fixo em 1,25. Testes hidrostáticos são importantes porque permitem detecção de trincas não passantes orientadas longitudinalmente, que são uma das principais causas de defeitos em tubulações, pois elas nucleiam-se preferencialmente em descontinuidades presentes no metal base, ou no metal solda, antes da operação da linha [52]. Deve-se tomar cuidado quanto às condições de carregamento definidas no teste, já que pode haver a nucleação de defeitos devido ao teste hidrostático, de modo que quando estes dutos são colocados em operação esse defeitos podem propagar-se pela tubulação levando a falha da mesma.

Muitas vezes a qualidade do duto não significa necessariamente qualidade da tubulação em geral. Isso porque podem ocorrer muitos defeitos tanto no processo de fabricação, transporte, montagem e manutenção das linhas dutoviárias. Os defeitos mais

* Qualquer tipo de falha presente no material que é detectada a partir de inspeção visual ou ensaios não-destrutivos.

comuns gerados no processo de fabricação são descontinuidades, tais como marcas de laminação e defeitos superficiais. Os defeitos de soldagem mais encontrados estão na soldagem do tubo que ocorrem devido à falta de penetração da solda ou cordão excessivo de solda, aquecimento excessivo da zona termicamente afetada, entre outros, sendo estes defeitos oriundos do processo de fabricação. No caso de transporte e montagem, pode-se citar amassamentos e moissas que podem gerar deformação plástica localizada no duto e até mesmo trincas. Em relação à manutenção pode-se citar a falta das avaliações periódicas. Além desses fatores, os danos ocasionados pelo meio ambiente tais como corrosão e até mesmo terremotos também podem levar o duto à falha. Sendo assim, em alguma etapa será necessária avaliação da integridade estrutural, a qual irá determinar se o duto poderá continuar em operação, deverá sofrer reparo ou deverá ser substituído. Muitas vezes o reparo pode gerar concentração de tensões excessivas levando ao aparecimento de um novo defeito, tornando o reparo inviável [53].

Interferência externa (danos mecânicos) e corrosão são as principais causas de falhas encontradas em linhas de transmissão de gás e óleo na Europa Ocidental e América do Norte [54] e de um modo geral no mundo essas são as principais causas de falhas encontradas em tubulações de petróleo e gás, sendo que cerca de 60% dos danos causados a dutos são resultado da ação de terceiros [55].

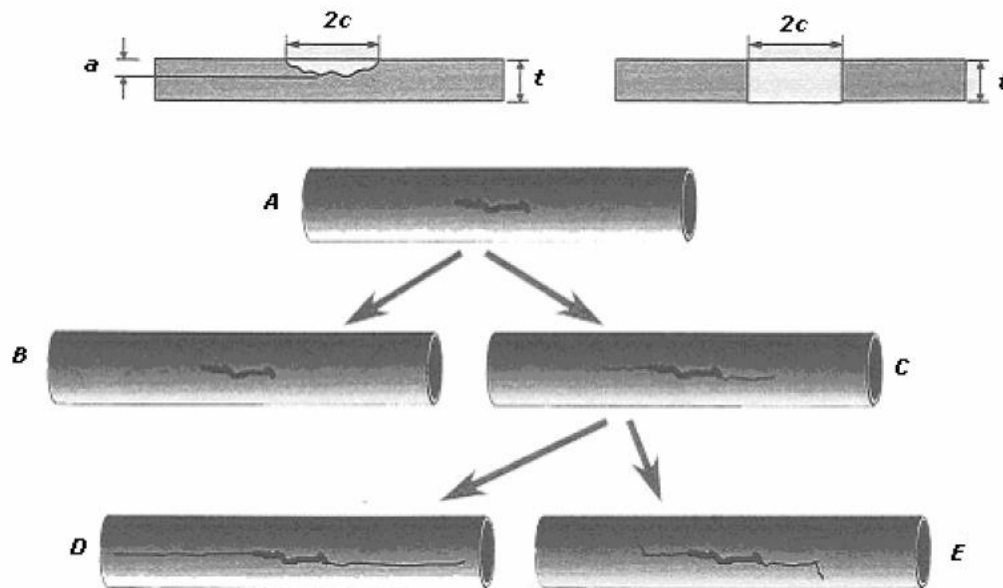
Nos últimos 40 anos, estudos intensivos têm sido feitos para avaliar o comportamento de defeitos em tubulações, levando a implementação de diferentes procedimentos utilizados para a avaliação da integridade estrutural. Como cada procedimento tem sua abordagem e seus critérios de segurança, não há um procedimento geral que englobe todos os procedimentos, existindo inclusive divergências em relação aos métodos [55].

Contudo, esses métodos se baseiam em sua maioria na MFEL e consideram apenas extrapolações para avaliar o regime dúctil e assim são de difícil utilização em dutos visto que estes apresentam extensiva plastificação na ponta da trinca. Para avaliar esse aumento de tenacidade é necessário o uso de métodos avançados, sendo um deles as curvas J-R, que são muito utilizadas para avaliar materiais com extensão dúctil de defeito, tais como vasos de pressão utilizados em reatores nucleares, estruturas navais e dutos de petróleo e gás [13, 56-59] que serão discutidas na seção 2.5.5.

2.4.1 Análise de defeitos tipo trinca encontrados em tubulações

Para analisar a sequência de eventos anterior à falha, considere a figura 10, que mostra um esquema de duto com raio a , espessura de parede t e uma trinca não passante com tamanho original a e comprimento $2c$. Se a tensão aplicada for superior a um valor de tensão crítico, o qual é limitado pela tenacidade à fratura do material, então haverá o colapso plástico e a trinca se torna passante. A partir desse ponto a trinca pode seguir dois caminhos distintos. Se o comprimento de trinca for pequeno ou se a pressão interna (tensão) for baixa a trinca não se propaga pelo material causando apenas vazamento do fluido (B). Se caso a tenacidade à fratura do material for baixa, ou se a pressão interna for elevada, a trinca pode se propagar, tornando-se uma trinca passante (C). Este último caso ainda pode ser dividido em outros dois casos distintos, onde a propagação da trinca ocorre apenas por certa extensão do duto (E) (caso de materiais suficientemente tenazes ou com pressões internas baixas) ou esta pode se propagar até que ocorra a falha catastrófica da estrutura (D) [13].

Figura 10 – Diferentes defeitos tipo trinca encontrados em tubulações.



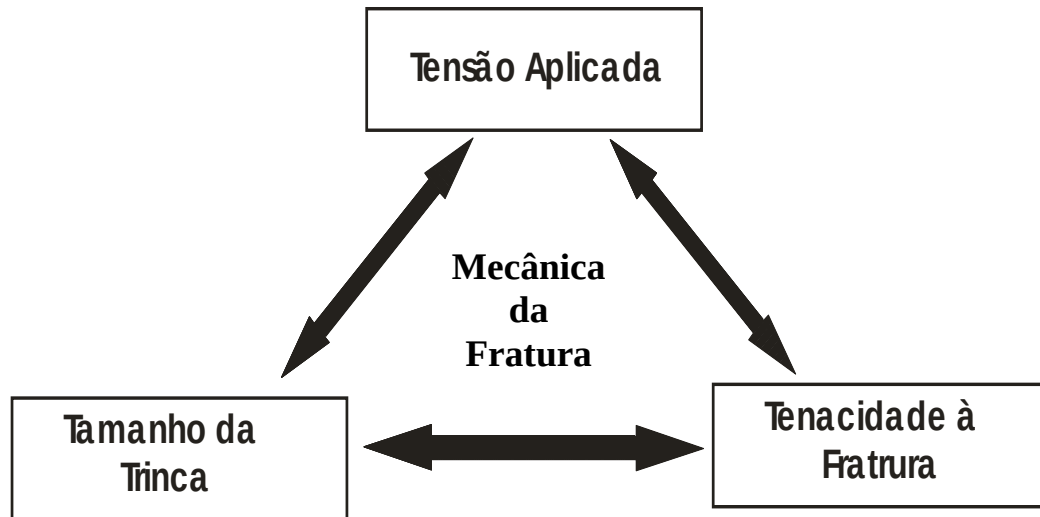
Fonte: [13].

2.5 INTRODUÇÃO À MECÂNICA DA FRATURA

Para uma breve compreensão do objetivo do estudo da mecânica da fratura, considere a figura 11 que mostra o triângulo da mecânica da fratura. Este relaciona as três variáveis mais importantes na análise de projetos que são a tensão aplicada, tamanho de trinca e tenacidade à fratura. A mecânica da fratura quantifica a combinação crítica entre essas três variáveis. Por exemplo, se a tensão especificada para o projeto é conhecida bem como a

tenacidade à fratura do material que será utilizado, então com a abordagem da mecânica da fratura é possível calcular o tamanho de trinca admissível à estrutura.

Figura 11 - Triângulo da mecânica da fratura mostrando os três parâmetros críticos da mecânica da fratura.



Fonte: O autor.

A Mecânica da Fratura pode ser dividida em duas grandes áreas que são a Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL), a qual estuda materiais com comportamento de fratura frágil e a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) que estuda materiais com comportamento de fratura dúctil, os quais sofrem extensiva deformação plástica na ponta da trinca [60]. A seguir serão apresentados os conceitos de fratura frágil e fratura dúctil e breves introduções sobre a MFEL e a MFEP.

No início do século XX, Griffith propôs seu modelo para a propagação de um defeito em materiais com comportamento de fratura frágil, baseado num balanço de energia em função da primeira Lei da termodinâmica. Considere a figura 12, que mostra uma placa infinita, em relação ao tamanho da trinca, com uma trinca elíptica de comprimento $2a$, sendo a o eixo maior e b o eixo menor, em que $a \gg b$. Segundo o balanço de energia de Griffith, para um incremento de área dA , sobre condições de equilíbrio, pode-se expressar o critério pela seguinte maneira

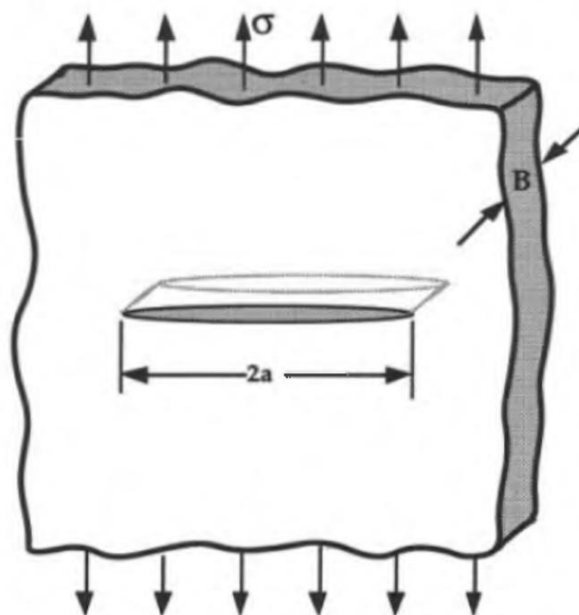
$$\frac{dE}{dA} = \frac{d\Pi}{dA} + \frac{dW_s}{dA} = 0, \quad (1)$$

sendo E a energia total, Π a energia potencial elástica acumulada, W_s o trabalho requerido para criação de novas superfícies. Utilizando-se da equação (1), a tensão de fratura na placa da figura (12), pelo critério de Griffith, é

$$\sigma_f = \left(\frac{2E\gamma_s}{\pi a} \right)^{1/2}, \quad (2)$$

em que γ_s é a energia superficial da placa. Mais tarde Irwin e Orowan modificaram independentemente a teoria de Griffith levando em conta a deformação plástica imposta aos materiais. Contudo a equação (2) só pode ser aplicada para materiais que exibem um comportamento linear entre tensão e deformação e assim o modelo de Griffith foi usado para descrever o comportamento de materiais elásticos [60]. Outra dificuldade da aplicação do modelo de Griffith, é que a relação para a tensão de fratura de materiais elásticos depende da energia superficial, a qual é de difícil obtenção, e por isso este critério é pouco usado em aplicações de engenharia [60, 61].

Figura 12 - Trinca elíptica em uma placa infinita sujeita a uma tensão uniforme.



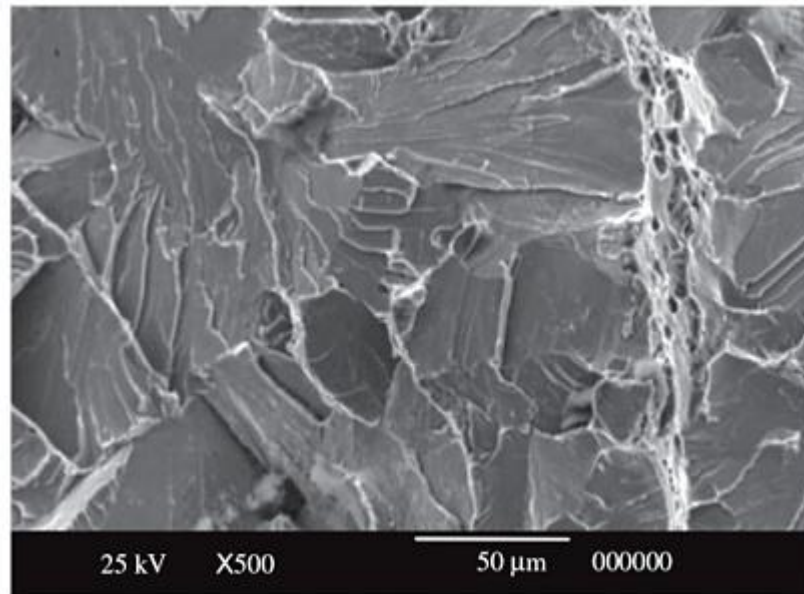
Fonte: [60].

2.5.1 Fratura frágil e fratura dúctil

Há duas formas básicas com que a fratura pode se propagar no material. A fratura frágil é acompanhada pela falha catastrófica do material e é característica de materiais que possuem baixos valores de tenacidade à fratura, pois nestes o acúmulo de energia de deformação plástica é baixo. A fratura frágil pode ocorrer de modo transgranular e intergranular. O primeiro modo é caracterizado pela separação dos planos de baixos índices de Miller, de modo que a trinca muda de direção a cada contorno de grão, já que estes têm orientações diferentes. Já a fratura por clivagem intergranular se propaga pelos contornos de grãos da estrutura policristalina, sendo esta bem menos comum [60, 61]. A figura 13 mostra a superfície de fratura de clivagem devido à propagação nos diferentes cristais ao longo do material. O aspecto de fratura por clivagem é de uma superfície multifacetada, sendo que cada

faceta corresponde à propagação em um grão. A configuração de rios em cada faceta é característica da fratura por clivagem. Observe que essas múltiplas linhas tendem a convergir para uma única linha [60]. Este aspecto de fratura pode ser encontrado na região onde ocorrem as delaminações, pois estas tendem a falhar por clivagem de grãos.

Figura 13 – Micrografia da fratura frágil feita em MEV.



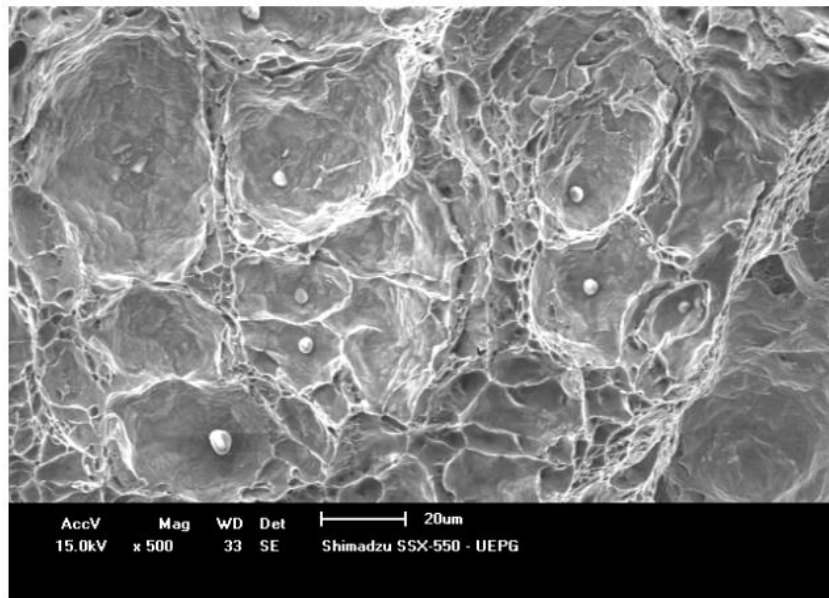
Fonte: [62].

A fratura dúctil é característica de materiais com alta deformação plástica e ocorre pela nucleação, crescimento e coalescimento de microvazios, que são gerados próximos às inclusões ou partículas de segunda fase.

O processo de fratura dúctil é composto de três estágios [60]. Primeiro ocorre à formação de um pequeno vazio próximo a uma inclusão ou partícula de segunda fase, devido à decoesão de interfaces ou fracionamento da partícula. Num segundo estágio, esses microvazios crescem devido às deformações plásticas, as quais ocorrem devido ao deslizamento de planos e sistemas de maior densidade atômica, e tensões hidrostáticas. No último estágio, os microvazios tendem a se unir com seus vizinhos adjacentes (coalescimento). O crescimento e coalescimento dos microvazios caracteriza a formação de uma superfície de fratura contendo alvéolos (*dimples*), características que podem ser observadas na figura 14. De um ponto de vista macroscópico a fratura de um espécime com comportamento de fratura dúctil, é caracterizada por uma superfície rugosa na região central do espécime. Devido à variação no estado triaxial de tensão, a trinca exhibe a formação de

bandas de deformação (*shear slips*), próximo das bordas do espécime, que cresce a 45° da direção da tensão aplicada, dando origem à formação de fratura do tipo taça e cone [60].

Figura 14 - Micrografia da superfície de fratura dúctil mostrando a morfologia de alvéolos (*dimples*).



Fonte: [63].

Devido ao processo de deformação plástica ocorrer nesse modo de fratura, este necessita de uma maior energia para a propagação da trinca acarretando assim, maiores valores de tenacidade à fratura. Um exemplo prático de aplicação são as tubulações, pois estas são caracterizadas por possuírem modo de fratura dúctil, pois além de mais energia ser necessária para propagar a trinca, esta exibe crescimento estável nos seus primeiros milímetros de propagação não levando a estrutura a falhar catastróficamente [4].

Os materiais com menores valores de tenacidade à fratura tendem a possuir um estado triaxial maior e vice-versa, então pode-se dizer que o modo de fratura depende do estado de tensão do corpo. Além disso, o modo de fratura irá depender da temperatura, taxa de deformação, e características metalúrgicas [61].

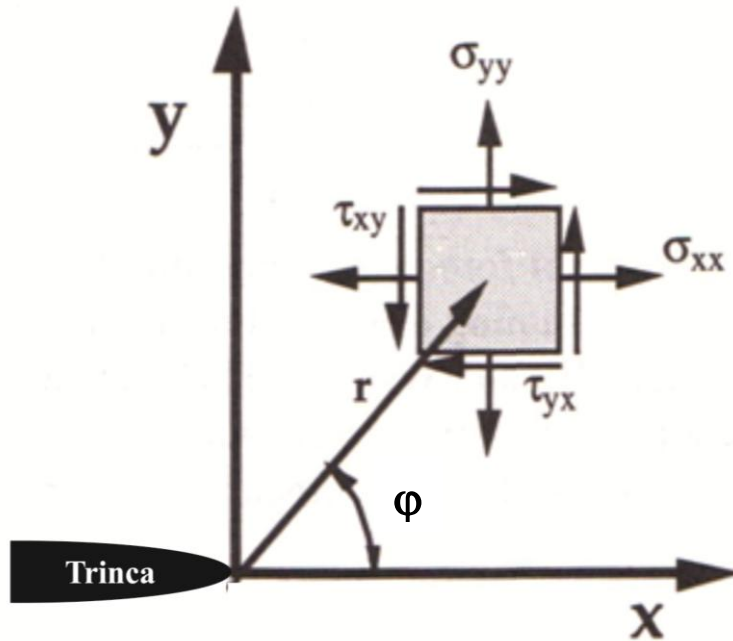
Em relação à temperatura, quanto menor for esta a tendência do material a falhar por clivagem se torna maior já que os planos de deslizamento se tornam menos atuantes favorecendo a maclação [61]. Já um aumento na taxa de deformação irá causar um aumento na temperatura de transição dúctil frágil, fazendo com que a clivagem se torne predominante numa faixa de temperatura maior.

2.5.2 Mecânica da fratura elástica linear (MFEL)

Muitos materiais com baixa capacidade de deformação plástica, geralmente não conseguem relaxar o campo de tensões na ponta da trinca, o que leva a uma alta concentração de tensão na ponta da trinca. Devido a essa característica a propagação da trinca nesses materiais é rápida, instável e ocorre de forma repentina, já que a estrutura geralmente não apresenta indícios de que irá falhar. Os materiais com essa característica são denominados de materiais com comportamento de fratura frágil.

Por volta de 1948, Irwin deduziu as expressões para a distribuição de tensões na ponta da trinca de um material com comportamento elástico, considerando um sistema de coordenadas polares com origem na ponta da trinca, sendo, r , a distância do ponto de referência até a ponta da trinca e φ o ângulo entre r e eixo x , conforme mostra a figura 15.

Figura 15 - Definição dos eixos coordenados à frente da ponta da trinca. A direção Z é normal ao plano da página.



Adaptado de: [60].

É possível demonstrar que a distribuição de tensões na ponta da trinca é dada pelas seguintes expressões:

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[\cos \frac{\varphi}{2} \left(1 - \sin \frac{\varphi}{2} \sin \frac{3\varphi}{2} \right) \right], \quad (3)$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[\cos \frac{\varphi}{2} \left(1 + \sin \frac{\varphi}{2} \sin \frac{3\varphi}{2} \right) \right], \quad (4)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[\sin \frac{\varphi}{2} \cos \frac{\varphi}{2} \cos \frac{3\varphi}{2} \right], \quad (5)$$

Sendo σ_x e σ_y as tensões nas direções principais e τ_{xy} a tensão de cisalhamento que ocorre no plano x na direção y . A constante K_I é o fator de intensidade de tensões para o modo I de carregamento*.

Analisando as equações (2, 3 e 4) pode-se discutir sobre os limites da MFEL. Para distâncias muito próximas da ponta da trinca, ou seja, para $r \rightarrow 0$, a tendência é que $\sigma \rightarrow \infty$. Contudo, nenhum tipo de material suporta a tensões infinitas. O que ocorre é que o material começa a se deformar plasticamente, surgindo uma zona plástica próxima à ponta da trinca e neste caso essas expressões não são válidas. Assim a MFEL só é válida quando os níveis de tensões aplicados no corpo são baixos o suficiente para produzir uma pequena zona plástica**.

Com o objetivo de corrigir essas expressões para materiais que exibem zonas plásticas na ponta da trinca, foram propostos dois diferentes modelos, a aproximação de Irwin [64] e o modelo de Dugdale [65], conhecido como modelo das tiras de escoamento, do inglês (*strip yield model*), que tentam corrigir a zona plástica na ponta da trinca considerando um tamanho de trinca efetivo, obtido pela soma do tamanho de trinca com o tamanho da zona plástica. Contudo esses modelos só podem ser aplicados para materiais que exibem baixa plasticidade na ponta da trinca [60].

Sendo assim a MFEL é usada para descrever a propagação de trinca em materiais com comportamento de fratura frágil ou que sofrem baixa deformação plástica. Ela também pode ser aplicada a materiais projetados no patamar inferior de energia, já que nesta região os materiais falham através do mecanismo de clivagem, ou seja, são materiais que absorvem pouca energia até sua fratura. No caso de materiais que exibem considerável deformação plástica na ponta da trinca, a MFEL não pode ser utilizada. Neste caso deve-se utilizar a mecânica da fratura elasto-plástica a qual é objeto de estudo da seção 2.5.3.

2.5.3 Mecânica da fratura elasto – plástica (MFEP)

Até agora, analisou-se o comportamento de materiais que exibem baixa deformação plástica, ou seja, um pequeno raio plástico na ponta da trinca. Contudo alguns materiais exibem alta plasticidade na ponta da trinca, de modo que tendem a relaxar o estado de tensões, fazendo com que a trinca se propague de forma dúctil (vide seção 2.5.1). Esses materiais exibem uma relação não linear entre tensão e deformação e desta forma as soluções

* Os modos de carregamento podem ser de três tipos: modo I: tração uniaxial; modo II: tensões cisalhantes; modo III: modo de rasgamento. Contudo o modo mais usado em análises de mecânica da fratura é o modo I de carregamento. Para mais detalhes consulte [61].

** Neste caso o termo zona plástica se refere a correções do comportamento inelástico na ponta da trinca.

da MFEL não são válidas. Neste caso, utiliza-se da MFEP a qual estuda materiais que exibem um comportamento não linear entre carga e deformação, quando submetidos a carregamentos.

Em termos de energia, o que ocorre em materiais dúcteis é que com o carregamento da estrutura, a dissipação do trabalho das forças externas ocorre na forma de energia de deformação plástica. Desse modo, mais energia é necessária para propagar a trinca e a estrutura poderá suportar maiores níveis de carregamento.

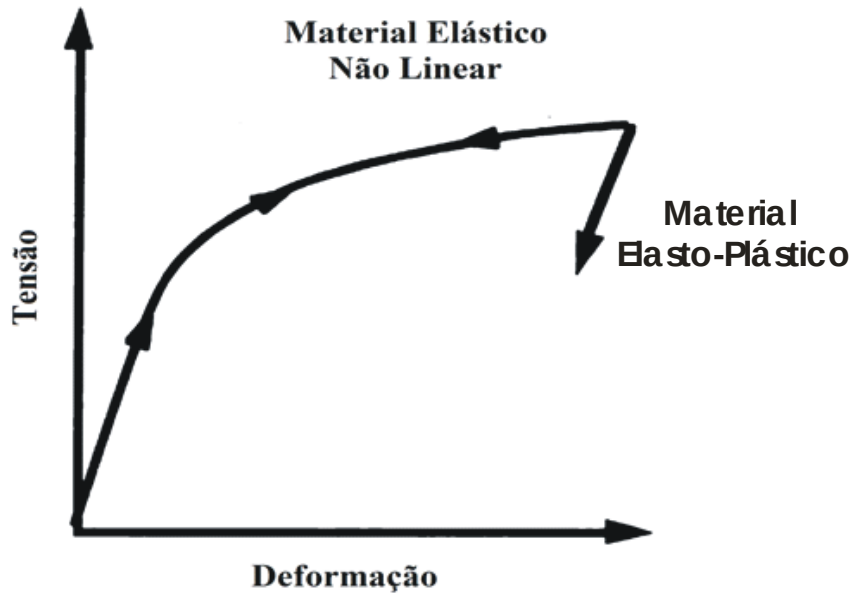
Na MFEP, dois parâmetros são utilizados para medir a tenacidade à fratura do material, os quais descrevem as condições elasto-plásticas na ponta da trinca, sendo eles o CTOD (deslocamento de abertura da ponta da trinca), do inglês *crack tip opening displacement* e a integral J, a qual é utilizada para obter o valor de tenacidade à iniciação ao crescimento de trinca J_{IC} . O CTOD analisa o embotamento na ponta da trinca causado pela aplicação de tensão na estrutura a partir da abertura da boca da trinca. Contudo, este método é limitado, pois materiais que exibem alta tenacidade não podem ser avaliados [60].

Já a integral J pode ser analisada de duas maneiras, como um parâmetro de campo, o qual descreve o campo de tensões e deformações próximo à ponta da trinca ou como um parâmetro de energia o qual representa a energia necessária para uma pequena propagação da trinca.

Pode-se idealizar o comportamento de materiais elasto-plásticos como um comportamento não linear entre carga e deformação. Um material que exibe um comportamento não linear entre carga e deformação é aquele que possui a mesma deformação tanto para o carregamento quanto para o descarregamento, conforme mostra a figura 16. Já em um material elasto-plástico o comportamento entre carga e deformação é idêntico ao material elástico não linear e só difere no descarregamento. Rice utilizou-se deste princípio para demonstrar que a integral J pode ser a energia média necessária para um pequeno incremento de trinca [66].

Eshelby foi o primeiro que encontrou a fundamentação matemática para a integral J. Com base na teoria da conservação de energia, ele demonstrou que a integral J é nula num contorno fechado. Sua teoria era baseada em distribuições de forças singulares (imperfeições) existentes em materiais elásticos [67]. Já Rice, calculou a integral J a partir de um contorno fechado envolvendo a ponta da trinca e demonstrou que independentemente da escolha do caminho de integração envolvendo a trinca, a integral J possui o mesmo valor, ou seja, é independente do caminho de integração [66] (vide apêndice A).

Figura 16 - Curva esquemática tensão deformação exibindo o comportamento de um material elástico não linear e de um material elasto-plástico.



Adaptado de: [60].

Rice ainda demonstrou que a integral J era igual à taxa de variação da energia num corpo sólido elástico não linear. Contudo a região do material logo atrás da ponta da trinca sofre um intenso descarregamento elástico. Além disso, a região logo à frente da ponta da trinca exibe um carregamento não linear, o que leva a diferentes componentes de tensão. Nestes casos as condições de crescimento de trinca são violadas, já que não obedecem ao princípio de um sólido elástico não linear. Neste caso a integral J não pode ser utilizado para descrever as condições de crescimento de trinca. Para que a integral J descreva as condições de crescimento de trinca, estas regiões devem ser englobadas na região de dominância J, conforme ilustra a figura 17 [60].

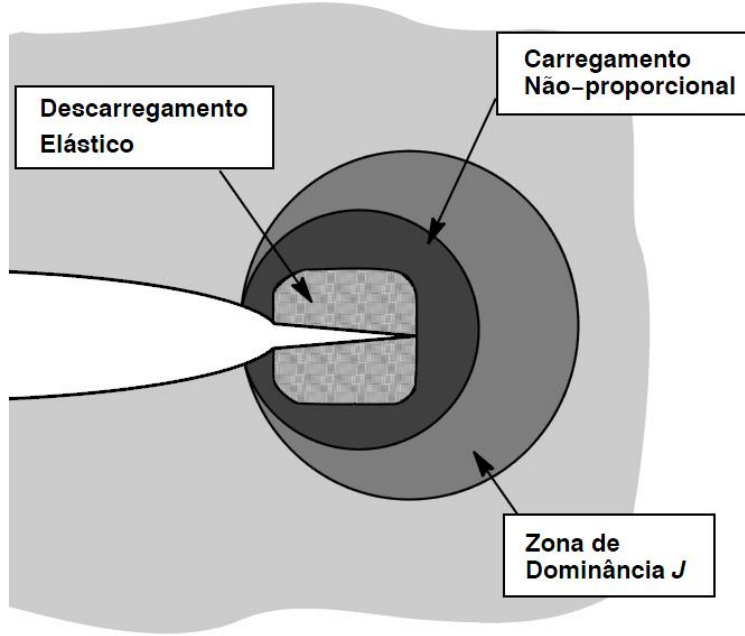
Em 1968 Hutchinson, Rice e Rosengren [69, 70], propuseram independentemente que J pode ser usada para encontrar o campo de tensões e deformações à frente da ponta da trinca. Eles utilizaram uma lei de potência que relaciona a tensão com a deformação, pela seguinte relação, para o caso uniaxial

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^N \quad (6)$$

em que σ_0 é uma tensão de referência, a qual geralmente é o limite de escoamento, e $\varepsilon_0 = \sigma_0/E$ é a deformação de referência, geralmente a deformação de escoamento, α é uma constante adimensional e N é o expoente de encruamento, o qual é inversamente proporcional

ao coeficiente de encruamento [71]. A equação (6) é conhecida como equação de Ramberg-Osgood. O primeiro termo da equação representa a componente linear, ou seja, a componente elástica e o segundo a componente plástica.

Figura 17 - Região de crescimento de trinca controlado por J.



Fonte: [68].

Para que a integral J permaneça independente da trajetória de caminho, a tensão e deformação devem variar com $1/r$ próximas à ponta da trinca. Além disso, para distâncias muito pequenas as deformações elásticas são pequenas se comparadas à deformação total, visto que estamos dentro da zona plástica, e a equação pode ser descrita por uma forma simplificada. Levando isso em consideração, as soluções para os campos de tensão e deformação tornam-se

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right)^{\frac{1}{1+n}} \tilde{\sigma}_{ij}(n, \theta), \quad (7)$$

$$\varepsilon_{ij} = \frac{\alpha \sigma_0}{E} \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right)^{\frac{1}{1+n}} \tilde{\varepsilon}_{ij}(n, \theta), \quad (8)$$

sendo I_n uma constante de integração dependente de n , $\tilde{\varepsilon}_{ij}$ e $\tilde{\sigma}_{ij}$ são funções adimensionais dependentes de n e θ . As equações acima são conhecidas como soluções HRR devido aos que primeiro conseguiram sua demonstração. Estas soluções estão dentro da zona de dominância de J. A solução HRR é uma das soluções para o campo de tensões e deformações à frente da ponta da trinca já que muitos materiais não obedecem à relação de Ramberg-Osgood [60].

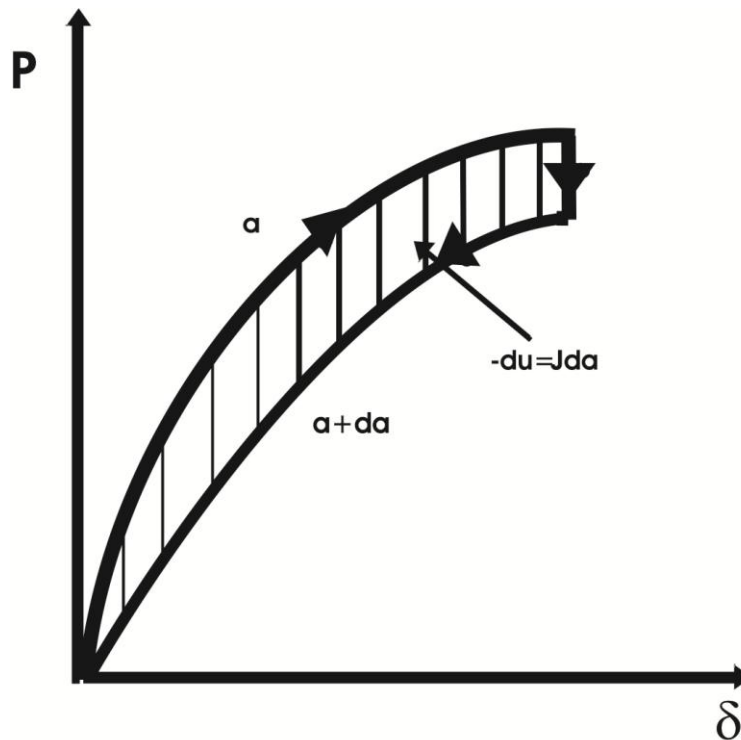
2.5.4 Representação física da integral J

A integral J pode ser entendida como a quantidade de energia disponível no material para um pequeno crescimento de trinca. Quando o material está sujeito à aplicação de tensões, ocorre acúmulo de energia potencial na ponta da trinca. A dissipação dessa energia cria novas superfícies formando a trinca. A integral J também pode ser entendida como a dissipação da energia potencial necessária para a geração de novas superfícies quando o material tem um comportamento elástico não linear. Sendo assim, pode-se definir a integral J como a energia por unidade de área necessária para a propagação da trinca. Como a integral J representa uma taxa de energia, então pode-se defini-la como a variação da energia potencial (por unidade de espessura do sólido) por unidade de área da trinca

$$J = \frac{dU}{dA}, \text{ com } P \text{ ou } \delta \text{ constantes} \quad (9)$$

sendo U a energia de deformação armazenada, considerando o trabalho realizado pelas forças externas nulo e A a área. As unidades de J são J/m^2 . Considerando que a placa tem espessura unitária, então $A = a$ e a integral J pode ser definida em função do comprimento da trinca. Desse modo, a curva pode ser plotada tanto por controle de carga (P constante) como por controle de deslocamento (δ constante). O gráfico da figura 18 ilustra o caso.

Figura 18 - Curva carga versus deslocamento num intervalo de comprimento de trinca entre a e $a + da$.



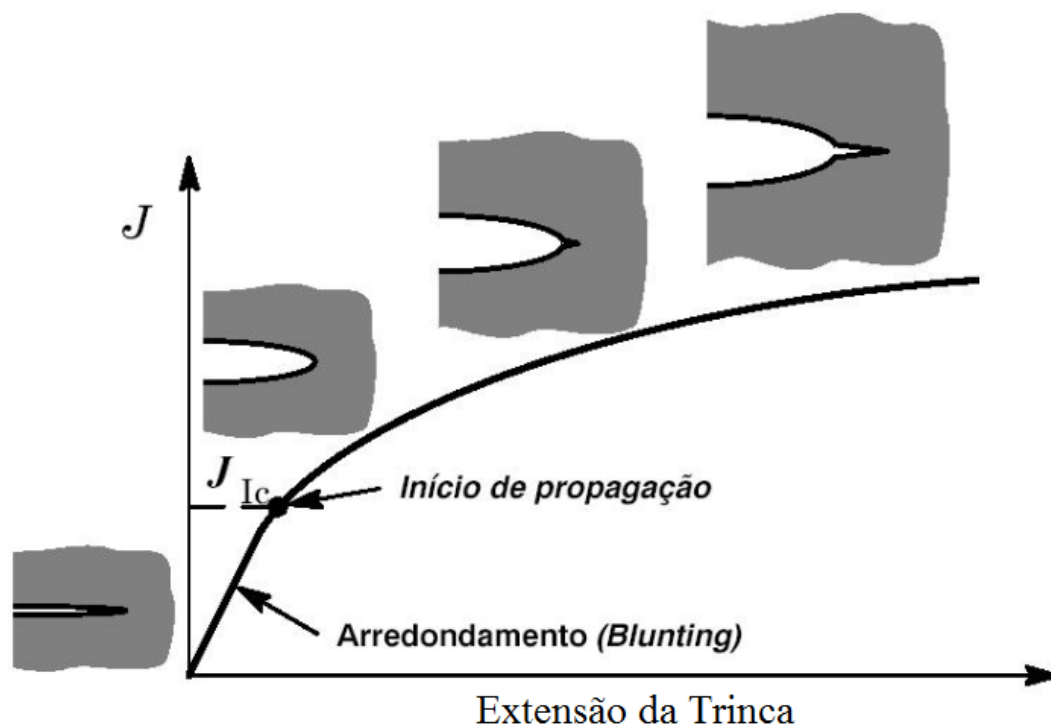
Adaptado de [60].

2.5.5 Curvas J-R

As curvas J-R caracterizam a resistência ao crescimento da trinca, a letra R indica que as curvas são de resistência. Elas são plotadas a partir de um parâmetro de tenacidade do material (J ou CTOD) em função da extensão estável da trinca, Δa . A figura 19 mostra um esquema de uma curva de resistência ao crescimento de trinca, obtida para materiais dúcteis.

Diferentemente de materiais com comportamentos de fratura frágeis, os quais tendem a se fraturar de modo catastrófico, para certos níveis de tensão, materiais dúcteis se deformam plasticamente e assim tendem a acumular energia em forma de energia plástica, sendo necessário mais energia para propagar a trinca. Devido a essa característica, materiais dúcteis apresentam um embotamento (*blunting*) da ponta da trinca, o qual está relacionado com o valor de tenacidade à iniciação ao crescimento da trinca, J_{IC} que é pouco influenciado pela geometria do espécime [58, 72, 73]. Após a trinca alcançar esse valor, ela passa a crescer segundo o mecanismo de crescimento e coalescimento de microvazios (vide seção 2.5.1).

Figura 19 - Representação esquemática de uma curva J-R para materiais dúcteis, indicando os estágios de propagação do defeito.



Fonte: [68].

As análises de integral J levam muito em conta o valor de J_{IC} , o qual fornece alguma informação sobre o comportamento à fratura de materiais dúcteis. Contudo, a curva J-R completa é que irá fornecer uma descrição mais detalhada do crescimento da trinca em

materiais dúcteis. Há medida que ocorre a propagação do defeito, há um aumento da influencia do nível de restrição plástica influenciando na inclinação da curva R, de modo que materiais que possuem tamanho de trinca profundo, com alta restrição ao fluxo plástico, possuem curvas menos íngremes do que materiais com tamanho de trinca rasa os quais possuem baixo nível de restrição plástica e, portanto curvas J-R mais íngremes [17, 58, 59, 72]. Assim só a curva como um todo é que nos dá a informação completa de propagação estável do defeito.

2.6 OBTENÇÃO DE CURVAS J-R A PARTIR DO MÉTODO DA VARIAÇÃO DA FLEXIBILIDADE ELÁSTICA (*UNLOADING COMPLIANCE*)

Nesta seção será discutida a obtenção das curvas de resistência ao crescimento de trinca a partir do método da variação da flexibilidade elástica. Primeiramente se discute as influências geométricas na tenacidade à fratura para diferentes espécimes. Após é realizada uma abordagem sobre a obtenção da integral J a partir do método da variação da flexibilidade elástica.

2.6.1 Diferentes geometrias dos espécimes e suas influências geométricas na tenacidade à fratura

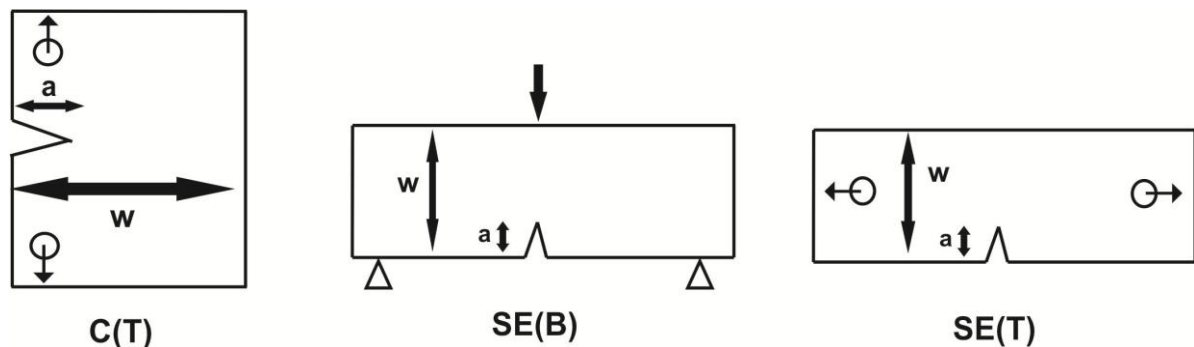
A propagação ou não da trinca através do tubo depende de vários fatores, tais como a qualidade do material do tubo e fatores que influenciam na integridade estrutural relacionados ao processo de montagem e manutenção conforme foi discutido na seção 2.4. Além disso, fatores físicos tais como temperatura e pressão também influenciam na propagação da trinca. A temperatura pode mudar o modo de fratura do tubo (frágil ou dúctil), já a pressão interna do gás dentro da tubulação pode levar às diferentes formas de propagação da trinca (vide seção 2.4.1). Sendo assim, a avaliação do processo de fratura de dutos se torna de grande importância e pode ser avaliado através das curvas J-R.

No caso em questão, ensaios em escala real são dificultados devido ao tamanho dos dutos e aos custos que isso acarretaria, já que deveria-se ter aparatos laboratoriais de grandes dimensões. Sendo assim, utiliza-se de espécimes de dimensões reduzidas que visam representar as condições reais encontradas em tubulações, já que estes possuem um custo menor e são mais fáceis de serem ensaiados.

A figura 20 apresenta algumas geometrias de espécimes utilizadas para obtenção das curvas J-R bem como suas grandezas geométricas. Os primeiros dois espécimes são

padronizados segundo as normas da ASTM E1152 e E1820 [46, 48] as quais impõe condições de geometria e carregamento para que se tenha valores conservativos de tenacidade à fratura (*lower band*), o que leva a um alto estado triaxial de tensão. O primeiro espécime é conhecido como espécime compacto para o ensaio de tração, da sigla em inglês, *compact tension specimen* C(T), o segundo espécime é caracterizado por ter dois apoios e sendo que na distância média entre esses apoios é aplicada a carga no espécime, este espécime é denominado espécime de flexão em três pontos SE(B), ou do inglês SENB (*single edge notched bend specimen*). O terceiro espécime é conhecido como espécime com entalhe lateral para tração SE(T), ou do inglês SENT (*single edge notched tension specimen*) o qual não é padronizado pelas normas ASTM.

Figura 20 - Espécimes utilizados em ensaios para obtenção de curvas J-R.



Fonte: O autor.

No caso de dutos que são estruturas com paredes finas, o que se tem é uma baixa triaxialidade de tensões (baixa restrição ao fluxo plástico). Além disso, tubos pressurizados são predominantemente submetidos a carregamentos resultantes apenas da tensão da membrana (consequência da pressão interna), o que dificulta a formação de um alto estado triaxial de tensões. Sendo assim, ensaios com espécimes padronizados, não representam as condições reais da propagação de trinca em tubulações, conforme mostra a figura 21, na qual está plotada a tenacidade à fratura em função da restrição plástica, indicada como parâmetro geométrico Q^* . A linha mais espessa indica o valor de J ou CTOD em função da restrição plástica para estruturas tubulares reais. As linhas menos espessas indicam os valores que são obtidos para os espécimes com diferentes configurações. Espécimes padronizados devem exibir tamanhos de trinca profundo ($0,5 \leq a/W \leq 0,7$). Esta condição deve ser implementada por que trincas profundas levam a uma alta restrição ao fluxo plástico, gerando

* Parâmetro da mecânica da fratura bi-paramétrica utilizado para medida de perda da restrição plasticidade, que relaciona a diferença entre o campo de tensões da configuração real e o campo de referência, sendo que este último pode ser o campo HRR, por exemplo.

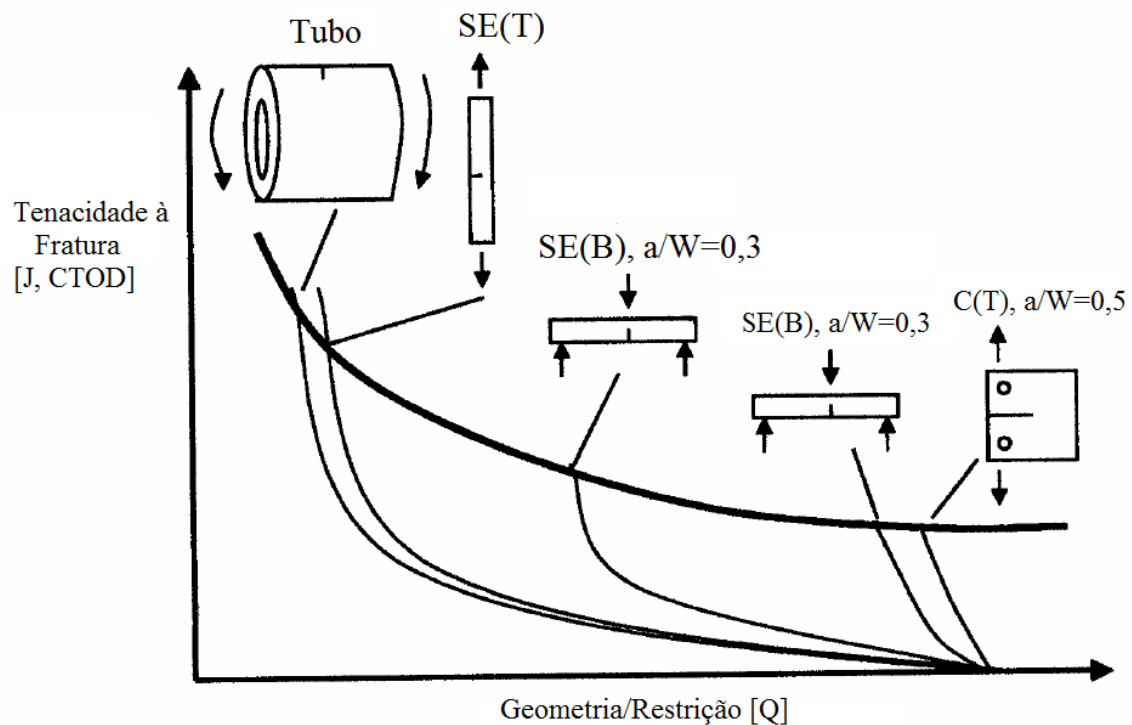
valores conservativos de tenacidade à fratura, conforme requer as normas ASTM [46, 48]. Por isso o espécime SE(B), com relações a/W de 0,3 (trinca rasa) possui maiores valores de tenacidade à fratura. Este espécime juntamente com o espécime SE(T) são os que mais se aproximam das condições de estruturas tubulares reais por apresentarem baixa restrição ao fluxo plástico na ponta da trinca.

Sendo assim, utilizar-se-à de espécimes SE(T) não padronizados, já que são os espécimes que mais se aproximam das condições de baixa restrição ao fluxo plástico, característica de tubulações.

2.6.2 Determinação experimental das curvas J-R

Quando a integral J começou a ser estudada, havia somente expressões teóricas para a mesma, porque não existia um procedimento experimental para determiná-la. Os primeiros a apresentarem um procedimento experimental para medição da integral J foram Begley e Landes [74, 75]. Eles utilizavam vários espécimes com mesmas dimensões, mas com diferentes tamanhos iniciais de trinca. Para análise da integral J, eles usaram a interpretação da integral J como a variação da energia de deformação em função do comprimento de trinca.

Figura 21 - Influência geométrica na tenacidade à fratura para diferentes geometrias de espécimes comparadas com a condição real encontrada em tubulações.



Fonte: [17].

Contudo, a técnica criada por Begley e Landes, denominada de técnica dos múltiplos espécimes, tinha algumas desvantagens. A primeira delas é que devido à grande quantidade de espécimes os custos com material e usinagem se tornavam relativamente altos. Outra desvantagem do emprego desta técnica era que o tempo gasto para realizar todas as medidas era demasiadamente grande, além disso, a não homogeneidade do material interferia na reprodutividade de parâmetros e resultados.

Isso instigou pesquisadores a obter medidas de integral J que utilizassem somente um único espécime. Dentro desta técnica, diferentes métodos são utilizados para medir a extensão estável de trinca, tais como a queda do potencial elétrico [76], a normalização linear da carga [77] e a variação da flexibilidade elástica, sendo esta última a empregada neste trabalho e detalhada a seguir.

2.6.2.1 Obtenção da integral J a partir do método da variação da flexibilidade elástica (*unloading compliance*)

Quando o ensaio de tenacidade à fratura é realizado, para obtenção de curvas J-R, é possível fazer medida direta dos comprimentos inicial e final de trinca, conforme será discutido na seção 2.6.3. Contudo não há como realizar uma medida direta dos incrementos de trinca que ocorrem durante a realização do ensaio. Para medir esse incremento de trinca utilizou-se do método da variação da flexibilidade elástica que consiste em gerar ciclos de carregamento e descarregamento num gráfico $P \times \Delta$, conforme pode ser observado na figura 22. A cada ciclo de carregamento e descarregamento é possível obter os valores de incremento de trinca. Para isso é necessário calcular a flexibilidade elástica, definida como o inverso da inclinação de cada ciclo, definida como [78]

$$C_{c(i)} = \frac{\Delta_{CMOD(i)}}{P_{CMOD(i)}}, \quad (10)$$

que possui a seguinte relação com a flexibilidade elástica normalizada

$$u = \frac{1}{1 + \sqrt{E' B_e C_{c(i)}}}, \quad (11)$$

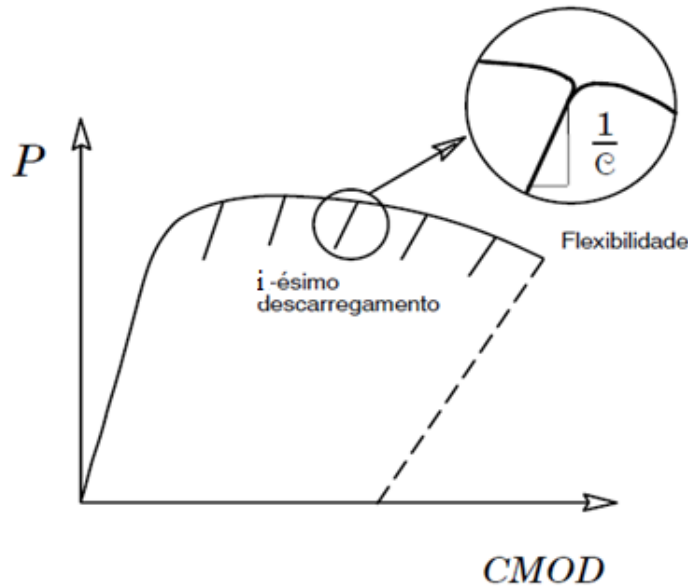
sendo B_e a espessura efetiva do espécime dada pela relação

$$B_e = B - \frac{(B - B_N)^2}{B}, \quad (12)$$

em que B_N é a espessura do espécime considerando a redução causada pelos entalhes laterais.

Como há funções polinomiais que relacionam a flexibilidade elástica normalizada e o comprimento de trinca, é possível obter os incrementos de trinca (Δa) a cada ciclo de descarregamento.

Figura 22 - Gráfico esquemático da carga versus deslocamento da boca da trinca (CMOD) mostrando os ciclos de carregamento e descarregamento no método da variação da flexibilidade elástica e a obtenção da flexibilidade elástica.



Fonte: [68].

Uma vez obtido os valores de incremento de trinca, é necessário a obtenção dos valores correspondentes de J , para obter a curvas $JX\Delta a$. No caso da extensão estável de trinca, o procedimento empregado para obtenção dos valores de J se baseia no incremento a cada descarregamento parcial. Para este caso, a integral J é escrita como a soma das partes elásticas e plásticas

$$J = J_e + J_p, \quad (13)$$

sendo que a componente elástica é determinada em função do fator de intensidade de tensões para o modo I de carregamento

$$J_e = \frac{(K_I)^2}{E'}, \quad (14)$$

em que $E' = E/(1 - \nu^2)$ para o estado plano de deformações. O fator de intensidade de tensões é definido por

$$K_I = \frac{P_i}{B_N \sqrt{W}} f(a/W), \quad (15)$$

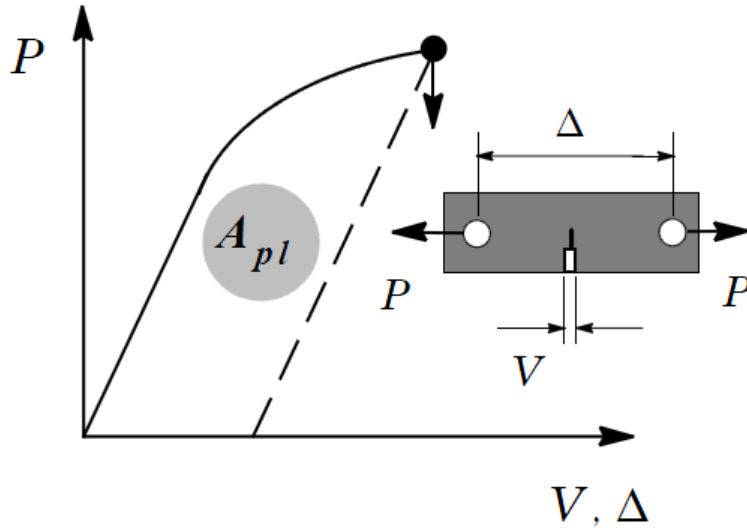
sendo P_i os valores correspondentes de carga, $f(a/W)$ uma função que depende da geometria do espécime e B_N a espessura efetiva do espécime (considerando a redução nos entalhes laterais ou *side grooves*).

A parte plástica do i -ésimo termo é definida como

$$J_p^i = \left[J_p^{(i-1)} + \frac{\eta_{(i-1)}}{b_{(i-1)} B_N} (A_p^i - A_p^{(i-1)}) \right] \left[1 - \frac{\gamma_{(i-1)}}{b_{(i-1)}} (a_i - a_{(i-1)}) \right], \quad (16)$$

em que A_p é a área plástica sob a curva carga versus deslocamento, conforme mostra a figura 23, a qual pode ser medida tanto em função do deslocamento da linha de carga (LLD) quanto da abertura da boca da trinca (CMOD).

Figura 23 - Definição da área plástica sob a curva carga versus deslocamento.



Fonte: [68].

Há dois fatores importantes definidos na equação (16). O primeiro deles é o fator η , que é um parâmetro adimensional, que correlaciona a energia de deformação plástica com a porção plástica da integral J. Já o fator γ é definido em função de η pela seguinte relação

$$\gamma_{(i-1)} = \eta_{(i-1)} - 1 - \left(\frac{b_{(i-1)}}{W} \frac{\eta'_{(i-1)}}{\eta_{(i-1)}} \right). \quad (17)$$

Assim para obter os valores de integral J é necessário encontrar as relações para K, η e γ . No caso de espécimes padronizados, essas funções se encontram na norma ASTM E1820. No caso do espécime SE(T) as funções requeridas serão discutidas na seção 3.5.

2.6.3 Validação dos dados de propagação de trinca

Sabemos que a integral J possui limitações para descrever o campo de tensões e deformações em materiais que exibem alta plasticidade a frente da trinca e carregamentos elevados, ou seja, há limites para a dominância J. Para resolver este problema, os autores propuseram o parâmetro M, que impõe limite para a validade da integral J, obtidos pela relação

$$J_{máx} = \frac{b\sigma_y}{M} = \frac{B\sigma_y}{M} \quad (18)$$

Conforme observa-se na equação (18) esses valores dependem do ligamento remanescente ou da espessura do espécime, σ_y é a tensão de referência, que geralmente é obtida a partir da média entre o limite de escoamento e o limite de resistência à tração

$$\sigma_y = (LE + LRT)/2 \quad (19)$$

Assim M é um parâmetro que depende da geometria do espécime. Por exemplo, no caso de espécimes C(T) ou SE(B) $M=20$ [46]. No caso de espécimes SE(T) Cravero comprovou que existem diferenças no valor de M para espécimes com trincas rasas e profundas. Neste caso, o valor de M é aproximadamente 20 para espécimes com trincas profundas e 470 para espécimes com trincas rasas [68].

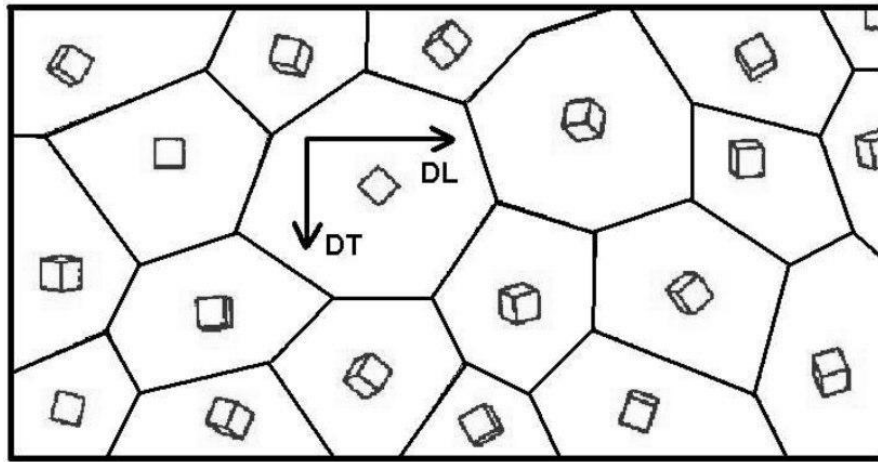
2.7 TEXTURA

Esta seção tem objetivo de uma breve discussão sobre textura cristalográfica em materiais para avaliar as orientações cristalográficas próximas às superfícies de fratura. Na primeira subseção defini-se textura cristalográfica e os métodos de representação de textura (2.7.2). A seguir é discutido sobre a técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) (2.7.3), textura de aços CCC laminados a quente (2.7.4) e a teoria de Taylor que será utilizada para avaliar a deformação nas regiões próximas às superfícies de fratura.

2.7.1 Definição de textura

Os materiais conhecidos como policristalinos são aqueles constituídos de uma infinidade de pequenos cristais, os quais são geralmente conhecidos como grãos, que são separados por fronteiras, os contornos de grão. Um cristal é um arranjo tridimensional de átomos que se repetem indefinidamente através da estrutura cristalina [79, 80]. Cada grão no agregado policristalino, possui orientação cristalográfica específica, conforme ilustra a figura 24. Se vários grãos de um material policristalino estão orientados em uma mesma direção, o material apresenta textura cristalográfica.

Figura 24 - Esquema ilustrando as diferentes orientações cristalográficas de cada grão em uma amostra policristalina.



Fonte: [34].

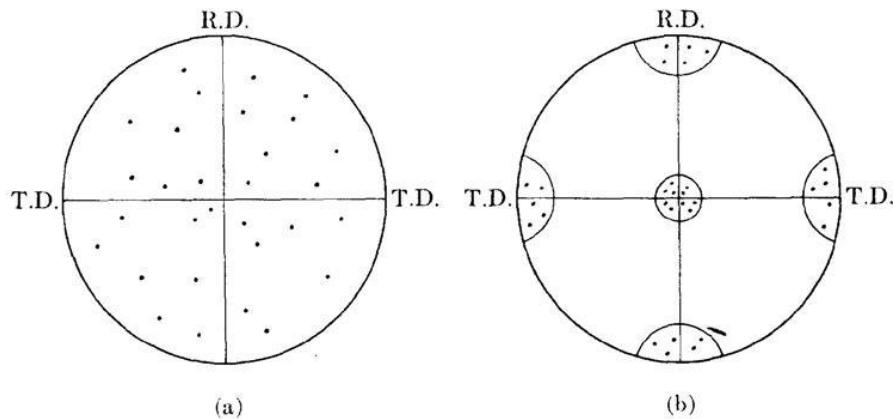
A partir do estudo da textura de materiais é possível obter o histórico de processamento do material, pois vários são os processos que podem gerar textura cristalográfica tal como laminação, recristalização, fundição e recozimento [34]. Além disso, muitas propriedades do material dependem da orientação cristalográfica, tais como módulo de elasticidade, densidade de fluxo magnético, direção de crescimento do cristal durante a solidificação, resiliência, resistência à corrosão e energia superficial de sólidos e líquidos que dependendo do caso podem ser avaliadas através da medida de textura.

2.7.2 Representação da textura

Os principais modos de representação da textura são: figura de pólo, figura de pólo inversa e a representação no espaço tridimensional de Euler, chamada de função distribuição de orientação (FDO).

Figuras de pólo são projeções de uma esfera no plano sendo que esta é definida em função do sistema de coordenadas da amostra. Nestas figuras, uma distribuição de pontos aleatórios indica que os grãos estão orientados de diferentes maneiras, e neste caso o material não apresenta textura, conforme mostra a figura 25.a. Contudo se houver aglomeração de pontos em determinadas regiões da projeção, então há presença de textura, pois a aglomeração de pontos na esfera indica que vários grãos possuem mesma orientação, conforme mostra a figura 25.b.

Figura 25 – Figuras de pólo centradas no plano (100) da chapa de um material, mostrando: a) Distribuição aleatória de orientações; b) chapa com orientações preferenciais.



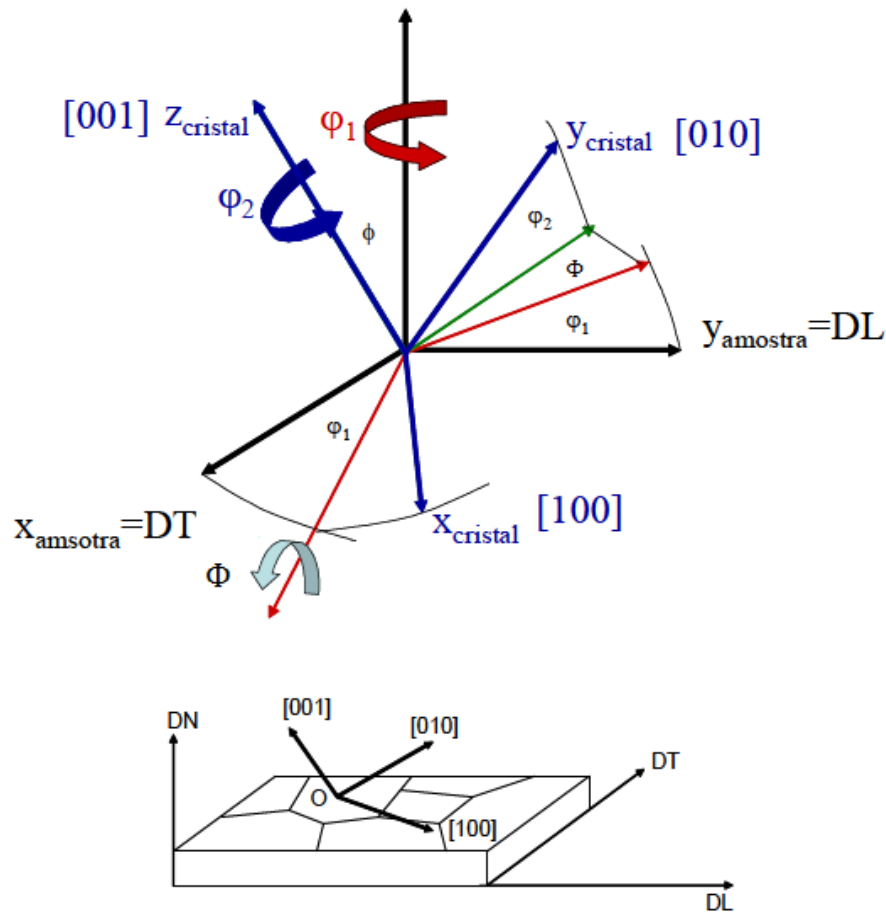
Fonte: [79].

As figuras de pólo são muito usadas, mas com elas é possível obter apenas descrições analíticas ou semi-analíticas da orientação cristalográfica. Informações completas são obtidas a partir da função distribuição de orientação (FDO), ou do inglês *orientation distribution function* (ODF), a qual descreve a frequência de ocorrência de uma determinada orientação num sistema de referência.

Há várias maneiras de se encontrar a função distribuição de orientação tais como: por matriz de rotação, rotação do eixo do ângulo e pelos ângulos de Euler [81], os quais serão utilizados neste trabalho.

Neste caso a FDO é obtida no espaço de Euler, a partir de três rotações do sistema cristalográfico $(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$ em relação ao sistema da amostra. Há diferentes notações para representar os ângulos de Euler. A mais usada e adotada neste texto é a representação de Bunge [82]. Nela são feitas três rotações consecutivas nos eixos cristalográficos (100), (010), (001) para que os mesmos coincidam com os eixos da amostra (DL, DT e DN), conforme mostra a figura 26. A partir desses três ângulos é possível obter a função distribuição de orientação $f(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$, os quais representam as rotações necessárias para certa fração volumétrica de cristais. A FDO é calculada a partir das figuras de pólo.

Figura 26 – Ângulos de Euler na notação de Bunge. A rotação é feita a partir do sistema de eixos do cristal para o sistema de eixos da amostra.

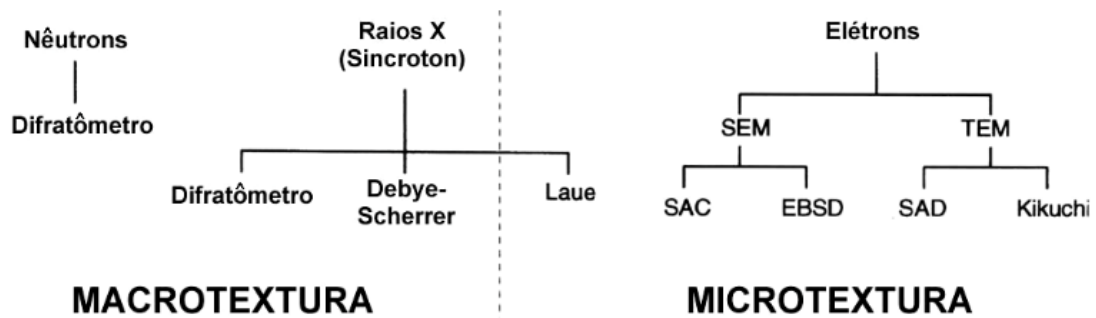


Fonte: [83].

2.7.3 Determinação da textura cristalográfica a partir da técnica de EBSD

Várias são as técnicas utilizadas para a análise da textura em materiais. Estas técnicas são baseadas na incidência de radiação na amostra, sendo que esta pode ser em forma de raios X, elétrons ou nêutrons. A figura 27 mostra as principais técnicas utilizadas provenientes desses três tipos de radiações. Dentre estas, uma das mais utilizadas para investigar a textura é a difração de raios X, além de ser uma técnica relativamente rápida e com baixo custo [79]. Outra técnica que vem se desenvolvendo de modo significativo é a técnica de difração de elétrons retroespalhados, da sigla em inglês EBSD (*electron backscattered scanning diffraction*) [84].

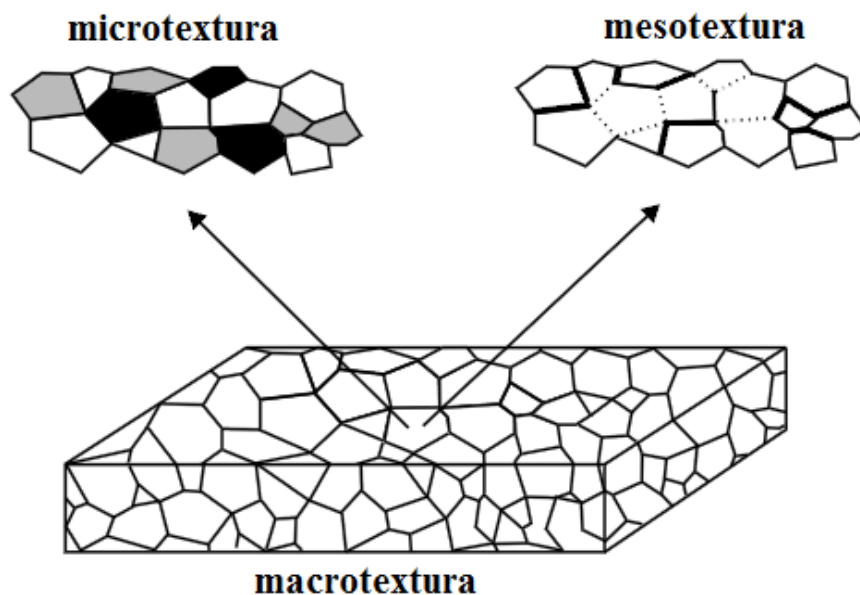
Figura 27 - Principais técnicas para medidas de textura por difração de acordo com a radiação usada. As técnicas estão divididas em medidas de macrotextura e microtextura.



Fonte: [81].

Pode-se dividir a medição de orientação na amostra conforme o número de grãos que a técnica analisa. A figura 28 ilustra as principais diferenças entre macrotextura, microtextura e mesotextura [81]. As medidas de macrotextura são feitas a partir de técnicas convencionais tais como os raios X. A vantagem desse tipo de técnica é que se consegue analisar regiões com dezenas de milhares de grãos, obtendo-se a orientação preferencial de uma região relativamente grande da amostra [34, 79]. Contudo, não há como analisar a orientação preferencial de cada grão individualmente.

Figura 28 - Ilustração das diferenças entre macrotextura, microtextura e mesotextura. A região de macrotextura é uma região relativamente grande da amostra. A região de microtextura é composta por 15 grãos sendo que estes possuem três diferentes orientações determinados pelas regiões branca, cinza e preta. A figura de mesotextura ilustra as diferenças para três diferentes tipos de contornos de grão.



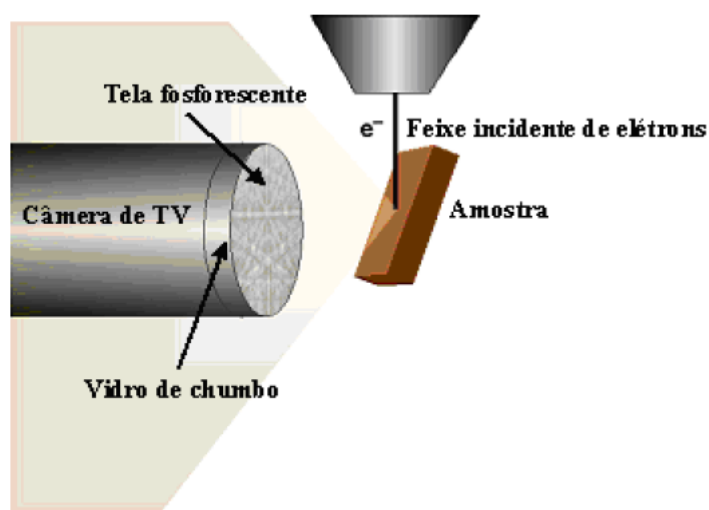
Adaptado de: [85].

Com a técnica de EBSD é possível fazer esse tipo de medição, determinando assim a microtextura do material, conforme ilustra a figura 28. Neste caso, também obtém-se figuras de pólo de modo que a orientação preferencial de cada grão pode ser reconhecida no conjunto. Com esta técnica também é possível fazer medidas das diferenças de orientação de cada grão e seus vizinhos, obtendo-se medidas de mesotextura, conforme ilustra a figura 28.

A técnica de EBSD é baseada na obtenção de um padrão a partir de elétrons retroespalhados que sofreram difração na rede cristalina. Essa técnica pode ser utilizada tanto no MEV quanto no MET, sendo que este trabalho é focado na análise da difração de elétrons no MEV. Um feixe de elétrons é acelerado com uma diferença de potencial de aproximadamente 20 kV, sendo que este incide em uma região selecionada da amostra, conforme mostra a figura 29. A amostra é inclinada a um ângulo de 70° em relação à horizontal, ângulo para o qual a intensidade das linhas de difração é máxima [81].

Sabe-se que os únicos elétrons que conseguem iluminar uma tela de fósforo são os elétrons retroespalhados. Então, uma tela fosforescente de aproximadamente 50 mm de diâmetro é colocada a 40 mm da amostra. Uma câmera de TV sensível a pequenas variações de luz é colocada atrás da tela de fósforo, sendo esta responsável por coletar os dados durante a execução do experimento. Entre a câmera de TV e a tela de fósforo é fixada uma tela de chumbo a qual possui a característica de deixar passar toda a luz que incide sobre a mesma e bloquear os raios X.

Figura 29 – Esquema do sistema de detecção utilizado para obter o padrão de difração de elétrons retroespalhados.

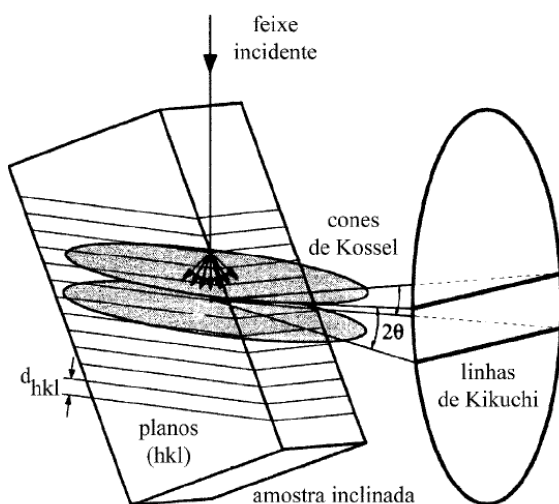


Fonte: [86].

Muitos elétrons ao colidirem com átomos da amostra sofrem espalhamento produzindo um feixe divergente de elétrons. Esses elétrons interagem com planos cristalográficos situados em uma camada muito próxima da superfície da amostra, aproximadamente 20nm [81]. Quando a lei de Bragg é satisfeita, ocorre a formação de cones de difração, conhecidos como cones de Kossel, conforme mostra a figura 30. Cada conjunto de planos cristalográficos é responsável por formar um par de cones, um devido ao plano superior e outro devido ao plano inferior, que formam linhas de difração na tela de fósforo conhecidas como linhas de Kikuchi, conforme mostra a figura 30.

Na tela de fósforo também é formado um fundo difuso, devido a elétrons retroespalhados que tiveram interações inelásticas com os átomos. Após a imagem ser capturada, esta é processada, com o auxílio de um *software*, e tem seu contraste melhorado através da subtração do *background* e indexado automaticamente com o auxílio de um *software* adequado, sendo que há necessidade de um conhecimento prévio da microestrutura, já que a indexação é feita a partir de um plano cristalográfico específico. Sendo assim, o *software* controla a aquisição de dados, analisa o padrão de difração e armazena os resultados [87].

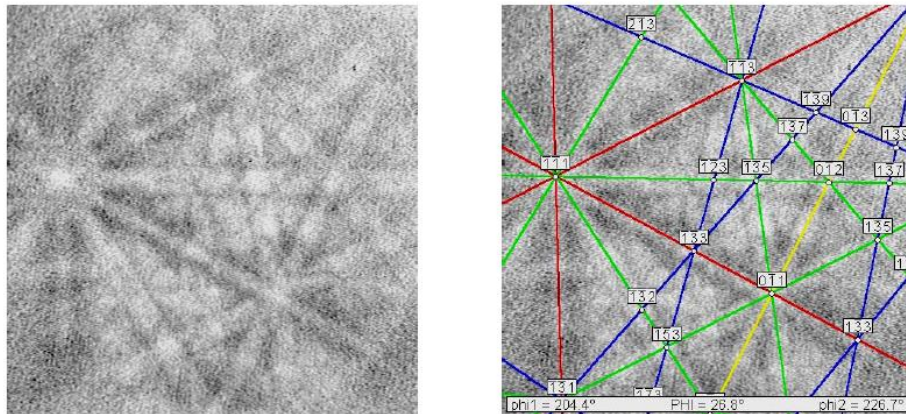
Figura 30 - Desenho esquemático exibindo a geração dos cones de Kossel e a formação das linhas de Kikuchi na tela fosforescente devido à difração dos elétrons retroespalhados nos planos cristalográficos.



Fonte: [81].

Os pontos de intersecção entre essas linhas estão associados com os eixos das zonas dos planos cristalográficos. A partir da indexação de um plano cristalográfico específico é possível obter os pontos de intersecção entre os eixos das zonas conforme ilustra a figura 31.

Figura 31 - Linhas de Kikuchi observadas em uma amostra de tântalo submetida à deformação de 70%: a) imagem formada na tela de fósforo exibindo as linhas de Kikuchi; b) planos cristalográficos indexados.



Fonte: [86].

Sendo assim, as linhas de Kikuchi são projeções dos planos cristalográficos. Calculando-se inverso da distância ente cada par de linhas, obtém-se a distância interplanar, $d_{(hkl)}$ da respectiva família de planos. As linhas de Kikuchi se comportam como se estivessem acopladas ao cristal. Por exemplo, no MET quando a amostra é movimentada, as linhas de Kikuchi também se movimentam [34].

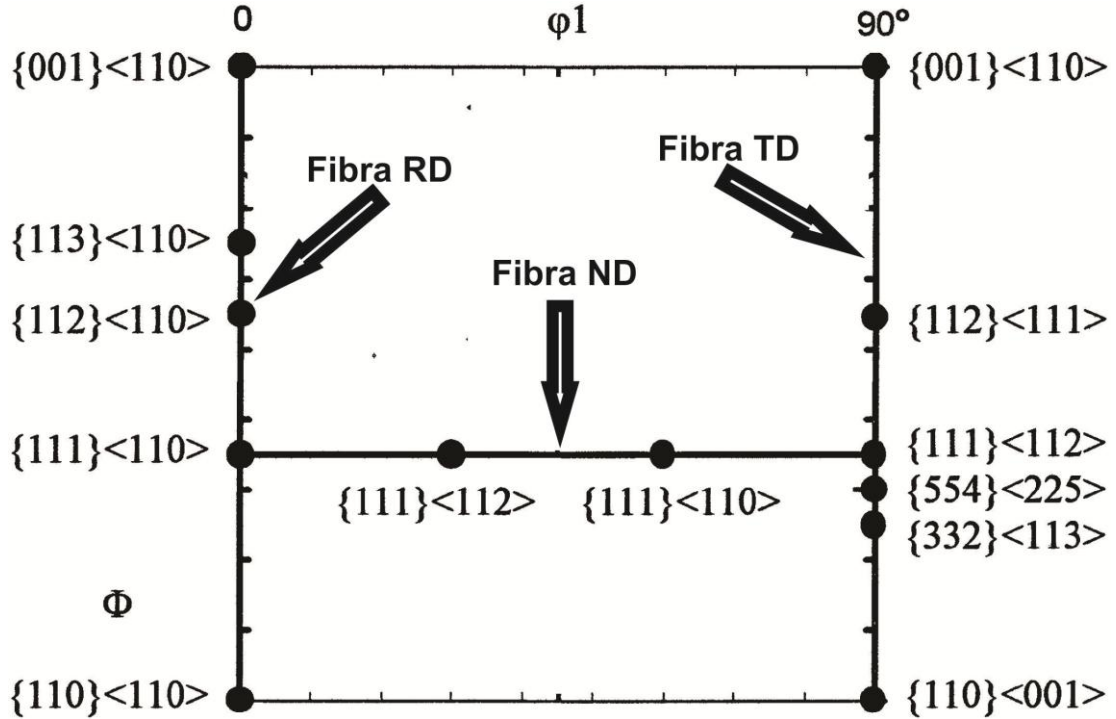
2.7.4 A textura de aços CCC laminados a quente

Aços que passam por processamento termomecânico, têm a tendência de possuírem orientação cristalográfica devido ao processo de laminação controlada imposto ao aço, além do resfriamento acelerado [14], sendo que neste processo vários fatores podem influenciar a textura do aço, tais como: grau de redução a cada passe de laminação, temperatura final de laminação, temperatura inicial de laminação [14, 88]. Além destes, a composição química também pode influenciar a textura cristalográfica de aços ARBL [14], o que torna a análise da textura desses aços complexa.

A figura 32 mostra uma FDO das principais componentes de orientação obtidas em aços de baixo carbono CCC que geralmente exibem textura de fibras α , γ , ϵ , as quais variam em intensidade e componentes dependendo da composição química e variáveis de processamento do aço [14 89-91]. A fibra de textura α , ou fibra RD, é paralela à direção de laminação, caracterizada por possuir conjuntos de orientações $\{h\ k\ l\} \langle 110 \rangle$, paralelos à direção de laminação da chapa. A fibra de textura ϵ se encontra na direção TD. A fibra de textura γ é caracterizada pelos conjuntos de orientações $\{111\} \langle u\ v\ w \rangle$, paralelos à direção normal (ND). Além delas, a fibra de textura cubo também geralmente é obtida em aços CCC laminados a quente, a qual é paralela à direção de laminação da chapa caracterizada pelos

conjuntos de orientações $\{100\}\langle u\ v\ w\rangle$. Os planos são representados por linhas retas e as direções por pontos sobre as linhas, formando assim a componente de textura, conforme podemos observar na figura 32.

Figura 32 – Seção $\phi_2=45^\circ$ no espaço de Euler mostrando as principais componentes de textura de fibra que surgem no processamento de aços CCC.



Adaptado de: [90].

2.7.5 A Teoria de Taylor

A teoria de Taylor assume que todos os cristais sofrem deformação igual à da amostra cristalina. Taylor trabalhou com uma liga de Alumínio CFC onde há 12 sistemas de escorregamento. Como somente cinco sistemas de escorregamento são necessários para provocar uma deformação incremental, Taylor considerou que os cinco sistemas que operam são aqueles que produzem o mínimo trabalho interno [92]. Para o caso de tração uniaxial, pode-se definir o fator de Taylor como:

$$M = \frac{\sum \delta y}{\delta \epsilon_x} \quad (20)$$

em que $\sum \delta y$ é a soma dos cisalhamentos em todos os sistemas de escorregamentos e $\delta \epsilon_x$ é a deformação aplicada ao cristal. Quanto maior é o fator de Taylor de um determinado grão maior energia de deformação este grão pode acumular durante o processo de deformação plástica. Assim grãos com baixo fator de Taylor tendem a possuir menor energia de deformação acumulada do que grãos com alto fator de Taylor. Como o processo de

deformação gera orientação cristalográfica preferencial, então o fator de Taylor é dependente da orientação cristalográfica.

3 MATERIAL E MÉTODOS

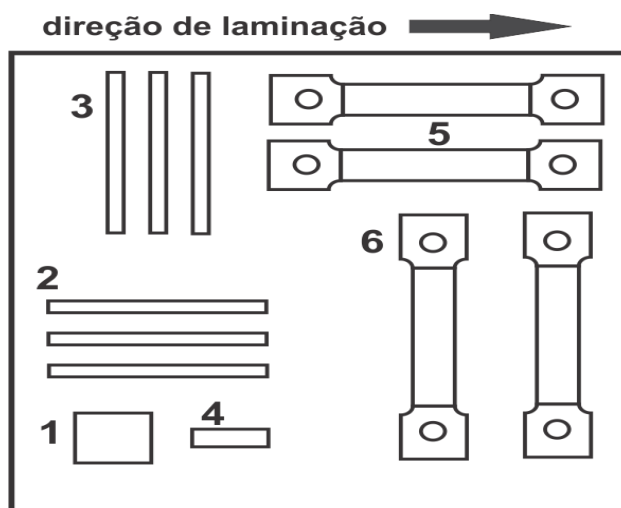
Neste trabalho, foram avaliadas curvas J-R para duas classes de aços API, sendo elas o API X60 e X70. As chapas do aço API X70 foram cedidas pela USIMINAS e a dos X60 cedidas pela CENPES-PETROBRÁS. Detalhes do tratamento termomecânico imposto ao aço se encontram na seção 2.2.3.

Para realização das etapas de caracterização microestrutural, ensaio de tração e análise da composição química, as amostras e espécimes foram retiradas de chapas de aço API X70. Como os graus API X60 e X70 são próximos, a microestrutura e propriedades mecânicas variam pouco para estas classes de aço, sendo que propriedades mecânicas e composição química podem até mesmo se sobrepor para estas duas classes de aços [28]. Os dados para obtenção das curvas J-R para o aço API X60 foram obtidos dos trabalhos de Piovatto [63], bem como os valores de propriedades mecânicas.

A extração dos espécimes foi feita a partir de duas chapas de 1/2 espessura de polegada. A figura 33 apresenta um esquema da chapa do aço API X70, de onde foram retirados os seguintes corpos de prova e amostras:

- 1 - Parte da chapa retirada para obtenção das amostras para caracterização microestrutural;
- 2 - Espécimes retirados na direção L para o ensaio de tração;
- 3 - Espécimes retirados na direção T para o ensaio de tração;
- 4 - Amostra retirada para análise da composição química;
- 5 – Espécimes SE(T) retirado na direção L-T para o ensaio de tenacidade à fratura;
- 6 - Espécimes SE(T) retirado na direção T-L para o ensaio de tenacidade à fratura.

Figura 33 - Representação da chapa laminada do aço API 5L X70 mostrando a retirada de espécimes e amostras.



Esta seção está dividida em cinco subseções. A subseção 3.1 é destinada ao procedimento experimental para a análise de composição química do aço API X70. As subseções 3.2 e 3.3 são voltadas para a caracterização microestrutural e realização do ensaio de tração. A sub 3.4 apresenta o desenvolvimento experimental utilizado para obtenção das curvas J-R. A subseção 3.5 discute o processamento dos dados para obtenção das curvas J-R para espécimes SE(T) com a medida do CMOD. A última seção é destinada a discussão da retirada dos espécimes para obtenção da microtextura a partir da técnica de difração de elétrons retroespalhados.

3.1 ANÁLISE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Para análise de composição química do aço foi retirado uma amostra com dimensões de 20x30mm da chapa original do aço API X70. A análise de composição química foi realizada nos laboratórios da UTFPR – Campus Ponta Grossa, através da técnica de espectrometria de emissão óptica.

3.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

As amostras foram retiradas da chapa original do aço API X70 nas direções de laminação (RD), transversal à direção de laminação (TD) e na direção normal (ND). Em seguida foram embutidas em baquelite e lixadas com lixas de granulações #220, #320, #400, #600, #800, #1200 e #1500.

Após a etapa de lixamento as amostras foram polidas em solução de alumina de 1 μm e 0,3 μm respectivamente. Em uma última etapa do polimento, as amostras foram polidas em solução suspensa de sílica coloidal. O mesmo procedimento foi utilizado para a caracterização microestrutural do aço na região próxima à delaminação. A direção de extração deste espécime será discutida na seção 3.6.

Após o polimento, as amostras foram atacadas quimicamente com uma solução composta com 2% de nital e 2,5% de picral, nas quais foram deixadas até obter o padrão desejado. Na última etapa de caracterização microestrutural foi realizada a observação da microestrutura em um microscópio OLYMPUS, onde foram obtidas imagens com aumentos de 50, 100, 200, 500 e 1000 vezes, com a ajuda do programa IMAGE PRO-PLUS 5.1.

Exames fractográficos e micrográficos do aço API X70 também foram realizadas em um microscópio eletrônico de varredura (MEV) SHIMADZU SSX – 550, localizado no DEMA/UEPG.

3.3 ENSAIO DE TRAÇÃO

Para obtenção das propriedades mecânicas requeridas pela norma API foram retirados três espécimes do aço API X70 em cada direção, transversal e longitudinal, com comprimento inicial de 50 mm e área da seção de $61,35\text{mm}^2$. Os ensaios de tração foram realizados a temperatura ambiente seguindo as exigências da norma ASTM E8M [93].

Os valores de limite de escoamento e limite de resistência foram obtidos em espécimes retirados paralelos à direção de laminação, sendo que os resultados obtidos para a direção transversal foram utilizados apenas para analisar o grau de anisotropia da chapa. Os ensaios foram realizados no laboratório de ensaio mecânicos da UEPG utilizando-se da máquina de ensaio de tração SHIMADZU AGI 300 KN, localizada no DEMA/UEPG.

3.4 ENSAIO PARA OBTENÇÃO DA CURVA J- Δa

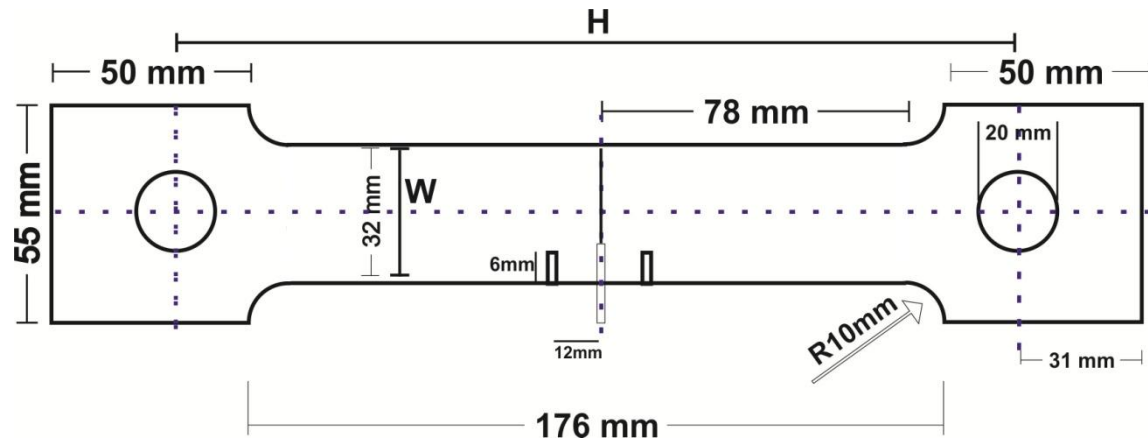
Nesta subseção será discutido o desenvolvimento utilizado para obtenção das curvas J-R. A sequência para o ensaio segue a usinagem e geometria do espécime (subseção 3.4.1), em que são discutidas as dimensões utilizadas na usinagem, pré-trinca por fadiga (seção 3.4.2), a qual é de grande importância para obter as condições de propagação estável de trinca, realização dos entalhes laterais (*side-groove*) (seção 3.4.3), os quais são importantes para manter um estado predominante de deformação plana, mesmo próximo das bordas do espécime. A subseção 3.4.4 discute o ensaio para obtenção da curva PxCMOD a partir do método da variação da flexibilidade elástica. Todos os ensaios foram realizados no núcleo de ensaios de materiais e análise de falhas, NEMAF, da Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, Departamento de Materiais, Automobilístico e Aeronáutica.

3.4.1 Geometria e usinagem dos espécimes para realização do ensaio de tenacidade à fratura

A geometria dos espécimes adotada neste trabalho é a SE(T), a qual está mostrada na figura 34, juntamente com as dimensões dos espécimes para o aço API X60. A única diferença geométrica entre os espécimes dos aços API X60 e X70 é a distância entre pinos, que é de 214 mm e 114 mm, respectivamente. Todos os espécimes possuíam espessura de $B=12,5\text{mm}$. Para obtenção das curvas J-R foram retirados quatro espécimes do aço API X70 e oito espécimes do aço API X60. Alguns espécimes apresentaram instabilidade durante o ensaio e foram desconsiderados. Os comprimentos de trinca inicial, relação a/W e direção de extração para todos os espécimes estão mostrados na tabela 4, juntamente com a relação H/W . A nomenclatura adotada considera primeiramente o grau do aço, seguido do número do

espécime e da sigla indicando se o espécime possui tamanho de trinca rasa (TR), profunda (TP) ou média (TM). Com exceção do espécime X70_E03_TM, todos os outros espécimes foram retirados da direção T-L para representar a direção de propagação da trinca na direção longitudinal da tubulação, sendo esta a direção padronizada pela norma ASTM E1820 [46].

Figura 34 - Geometria dos espécimes SE(T) fixado por pinos utilizada nos ensaio de tenacidade à fratura do aço API X60. Escala 1:2.



Fonte: O autor.

Tabela 4 – Nomenclatura dos espécimes juntamente com suas medidas geométricas.

Espécime	a_0	a/W	Direção de Extração	H/W
X70_E02_TR	7,0	12,5	T-L	3,56
X70_E03_TM	11,3	12,5	T-L	3,56
X70_E04_TM	11,3	12,5	T-L	3,56
X60_E02_TR	7,0	0,22	T-L	6,7
X60_E02_TP	16,8	0,53	T-L	6,7
X60_E03_TR	7,1	0,22	L-T	6,7
X60_E03_TP	17,0	0,53	T-L	6,7
X60_E04_TR	7,0	0,22	T-L	6,7

Fonte: O autor.

*Os valores de a_0 já consideram a soma do tamanho do entalhe com a pré-trinca por fadiga.

3.4.2 Obtenção da pré-trinca por fadiga

O objetivo de se realizar a pré-trinca por fadiga é induzir a geração de uma pequena trinca no material, a partir de carregamentos cíclicos, para posterior propagação da mesma na

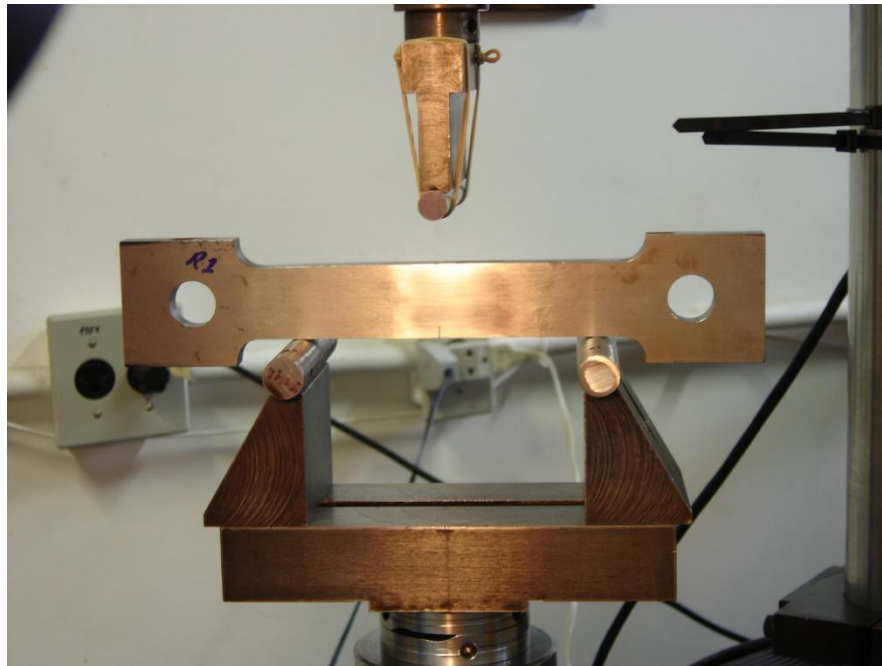
realização do ensaio monotônico. Os espécimes foram submetidos a carregamentos em um dispositivo de fadiga por flexão em três pontos mostrada na figura 35.

O ensaio foi realizado seguindo as exigências da norma ASTM E1820 [46], a qual impõe a carga máxima em função do ligamento remanescente a partir da seguinte relação

$$P_f = \frac{Bb_f^2\sigma_y}{2S}, \quad (21)$$

em que P_f é a carga final máxima, b_f é o ligamento remanescente final e S é a distância do vão livre entre os pontos de apoio. A razão de carregamento empregada foi de 0,1. Com a ajuda de uma lupa foi acompanhado o ensaio para que a trinca crescesse homogeneamente em ambos os lados do espécime, a qual é graduada com 0,2 mm.

Figura 35 - Execução da pré-trinca por fadiga a partir de flexão de três pontos.



Fonte: O autor.

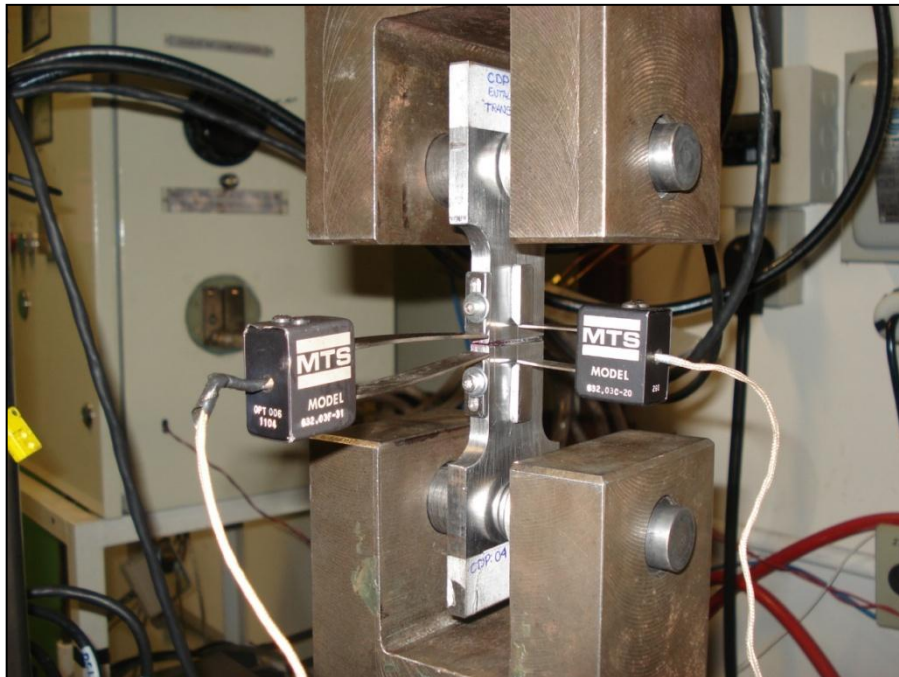
3.4.3 Realização dos entalhes laterais (*side-grooves*)

A norma ASTM E1820 restringe a geometria do espécime para obter uma propagação plana da trinca durante o ensaio de integral J. Contudo, próximo das bordas do espécime o estado triaxial de tensões tende a diminuir, dando origem a um estado de tensão plana. Para reduzir essa condição, foram realizados entalhes laterais em ambos os lados dos espécimes, de modo que cada um deles possuía 10% da espessura do espécime. Assim, o total dos entalhes laterais é de 20% da espessura do espécime.

3.4.4 Ensaio de Tenacidade à Fratura

Após realizado a usinagem, pré-trinca por fadiga e realização dos entalhes laterais houve a realização do ensaio de tenacidade à fratura na máquina servo hidráulica MTS Flex GT. Primeiramente houve a calibração do equipamento e fixação das facas nos espécimes, para posterior realização do ensaio. Foi utilizada uma célula de carga de 250 kN e também um extensômetro com variação de abertura entre 6 e 18 mm para medição da abertura da boca da trinca (CMOD), que estão mostrados na figura 36. Também foi colocado o extensômetro para medida do deslocamento da linha de carga o LLD (*load line displacement*), contudo, devido a um erro de execução não houve o registro desta medida para os espécimes do aço API X70. Um computador utilizado para armazenamento dos dados registrou a abertura do extensômetro em função do deslocamento do pistão de carga.

Figura 36 – Espécime SE(T) fixado por pinos exibindo os extensômetros fixados para medições do CMOD e do LLD no ensaio de tenacidade à fratura.



Fonte: O autor.

Após o ensaio, os espécimes foram levados a um forno e aquecidos a 450°C para que a superfície de fratura ficasse oxidada. Em seguida foram resfriados em nitrogênio líquido e quebrados por impacto com a ajuda de uma morsa e martelo, ocorrendo fratura frágil na superfície onde a trinca não se propagou.

3.4.5 Medição do comprimento de trinca

Depois de realizado a quebra dos espécimes, foram medidos os comprimento finais de trinca seguindo a norma ASTM E1820 [46], sendo que o comprimento final é dado por

$$a_f = \frac{1}{8} \left[\frac{(a_1 + a_9)}{2} + \sum_{i=2}^8 a_i \right] \quad (22)$$

Este critério para medição implica em medir nove comprimentos de trinca. Após calcula-se a média entre o primeiro e o último comprimento de trinca e soma-se com os outros oito comprimentos de trincas medidos, obtendo-se a média entre esses dois conjuntos. O mesmo procedimento foi adotado para medição do tamanho inicial de trinca.

3.5 PROCESSAMENTO DOS DADOS – ANÁLISE DA INTEGRAL J PARA ESPÉCIMES SE(T)

Como já foi discutido na seção 2.6.1, o espécime SE(T) utilizado neste trabalho, não é padronizado pela norma ASTM e assim requer a obtenção de novas relações para, K , η e γ as quais serão discutidas nesta seção.

As equações requerem a determinação de fatores que dependem da geometria, os quais são escritos em função de a/W . A tabela 5 mostra os valores de entrada para a obtenção das curvas J-R que serão utilizados nas discussões desta seção.

Tabela 5 – Dados de entrada para o início dos cálculos em planilhas do EXCEL.

Grandeza Medida ou calculada	Símbolo representativo	Unidade
Espessura	B	m
Espessura considerando a redução dos entalhes laterais	B_N	m
Largura	W	m
Comprimento de trinca inicial	a_o	m
Comprimento de trinca final	a_f	m
Variação do comprimento de trinca	$\Delta a = a_f - a_o$	m
Ligamento remanescente inicial	$b_o = W - a_o$	m
Ligamento remanescente final	$b_f = W - a_f$	m
Coeficiente de Poisson	Y	
Módulo de Elasticidade	E	Pa
Limite de Escoamento	LE	Pa
Limite de Resistência	LR	Pa
Temperatura ambiente		
Espessura efetiva	$B_e = B - (B - B_N)^2 / B$	m
Módulo de Elasticidade para o estado plano de deformação	$E' = E / (1 - \nu^2)$	Pa
Espessura da Faca =	Z	m

Fonte: O autor.

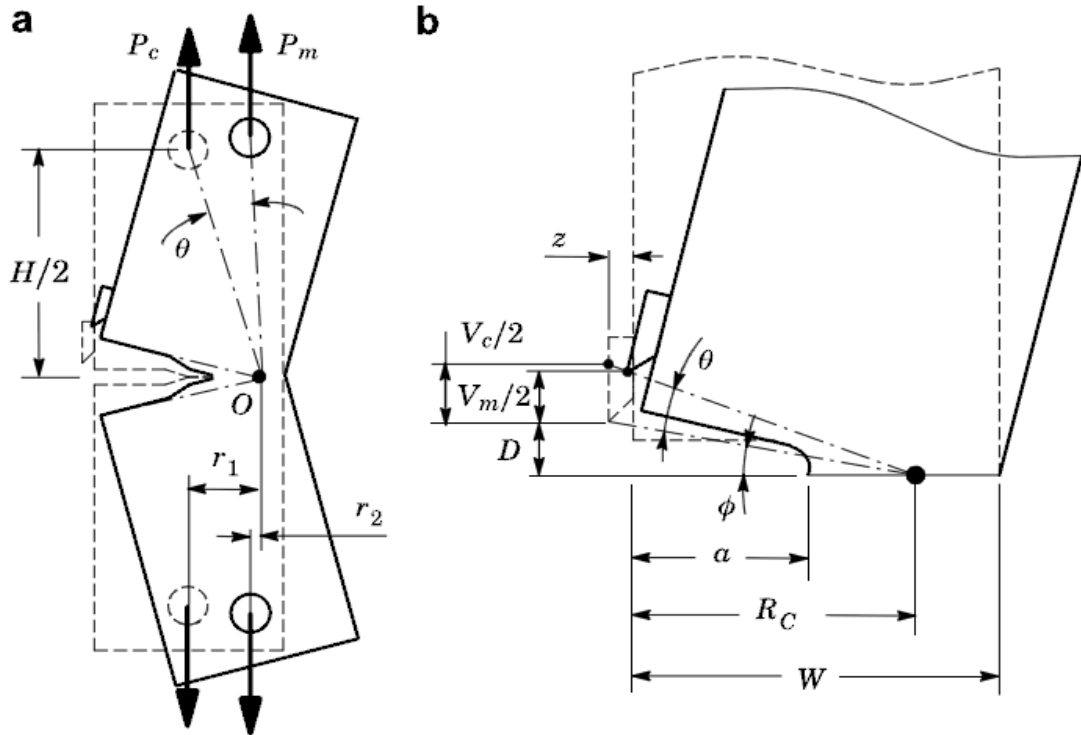
3.5.1 Correção da flexibilidade elástica normalizada e obtenção dos incrementos de trinca para espécimes SE(T) com a medida do CMOD

Devido à rotação do espécime durante o ensaio, correções para a flexibilidade elástica, discutida na seção 2.6.2.1 devem ser realizadas. As expressões para correção da rotação se encontram na norma ASTM E1152 [48].

As figuras 37.a e 37.b apresentam as configurações para análise da correção da flexibilidade elástica. A linha contínua indica os espécimes deformados (obtidos no ensaio) e a linha tracejada indica os espécimes com configurações sem deformações. Devido à rotação, o deslocamento da boca da trinca medido (V_m) deve ser corrigido para o deslocamento da

boca da trinca corrigido (V_c). O mesmo ocorre para a carga, a qual terá uma relação entre a carga medida, P_m , e a carga corrigida P_c .

Figura 37 – Esquema dos espécimes SE(T) mostrando os parâmetros utilizados para correção da flexibilidade elástica para: a) carga; b) CMOD.



Fonte: [94].

A partir de análises geométricas e físicas, obtêm-se as seguintes expressões para a correção da flexibilidade elástica em função da flexibilidade medida (vide apêndice B)

$$C_c^{CMOD} = \frac{C_M^{CMOD}}{\left[\cos \theta - \frac{D \tan \theta}{2(R_c + z)} \right] \left[\cos \theta - \frac{H}{2r_1} \sin \theta \right]}. \quad (23)$$

sendo R_c o raio de rotação do espécime em relação ao centro O, z a espessura da faca e D a distância da linha do centro de rotação até o CMOD inicial do corpo não deformado.

O ângulo de rotação do espécime é dado por (vide apêndice B)

$$\theta = \sin^{-1} \frac{[V_m/2] + D}{\sqrt{D^2 + (R_c + z)^2}} - \tan^{-1} \frac{D}{(R_c + z)} \quad (24)$$

Assim a expressão 22 representa a flexibilidade corrigida em função da flexibilidade medida antes de se calcular o comprimento de trinca para o descarregamento parcial.

A expressão para a correção da flexibilidade elástica é função das componentes de correção do CMOD $\left[\cos \theta - \frac{D \tan \theta}{2(R_c + z)} \right]$, quanto da correção da carga $\left[\cos \theta - \frac{H}{2r_1} \sin \theta \right]$, sendo que esta última representa a componente relativa à variação da linha de carregamento na correção do CMOD.

A norma ASTM assume que o centro de rotação do espécime se encontra no centro do ligamento remanescente $R_{Ci} = (a_i + W)/2$, com $r_{1i} = [R_{Ci} - (W/2)]$. Contudo Cravero [94] utilizou uma função para o centro de rotação do espécime em função do fator de rotação plástico, dada por

$$R_{Ci} = a_i + r_p(W - a_i) \quad (25)$$

As simulações realizadas por Cravero indicam que há variação do fator de rotação plástico conforme o tamanho da trinca. Para relações $a_0/W = 0,5$ o fator de rotação plástico pode variar de 0,5 a 0,65. Já para relações $a_0/W = 0,2$ o fator de rotação plástico varia de 0,9 a 1,1 [94].

Isto implica que variando-se o tamanho do ligamento remanescente a deformação plástica varia. Isto é mais crítico para espécimes com trincas rasas $a_0/W = 0,2$, impossibilitando a obtenção da integral J. Assim, para o caso específico dos espécimes SE(T), será utilizado o raio de rotação em função do fator de rotação plástico. Na seção 4.4.2 será obtida uma função polinomial para o fator de rotação plástico em função de CMOD/b, para espécimes com tamanho de trinca rasa, a partir dos resultados de Cravero [94].

Para calcular a extensão de trinca, a partir da medida da flexibilidade elástica na face frontal do corpo de prova, foram propostas duas funções, sendo desenvolvidas por Joyce, et. al. [95] e Cravero [94], respectivamente

$$(a/W) = 1,012525 - 2,92323u + 6,68u^2 - 17,1954u^3 + 25,35571u^4 - 12,9747u^5 \quad (26)$$

e

$$(a/W) = 1,0056 - 2,8744u + 5,442u^2 - 12,51u^3 + 16,102u^4 - 7,0642u^5 \quad (27)$$

3.5.2 Obtenção dos valores de Integral J

3.5.2.1 Fator de intensidade de tensões

As expressões para K são validadas por Tada et. al. [96], no livro “The Stress Analysis of Cracks Handbook”, sendo desenvolvidas para sistemas fixos ou com carregamentos monotônicos crescentes. As funções foram determinadas pelo método dos elementos finitos com o software ABAQUS. Tanto as expressões desenvolvidas por Tada et. al., quanto às do software ABAQUS foram desenvolvidas para $0,12 \leq a/W \leq 0,80$.

A expressão para o fator de intensidade de tensões é obtido por

$$K_I = \frac{P}{B_N \sqrt{W}} f(a/W) \quad (28)$$

com exceção de $f(a/W)$, todos os outros parâmetros podem ser determinados a partir da tabela 5, com exceção da carga a qual é obtida pela análise dos ciclos de carregamento e descarregamento. A expressão para $f(a/W)$, considerando o deslocamento da linha de carga foi obtida por JOYCE [95] e é dada pela seguinte função polinomial

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = [-0917 + 22,392 (a/W) - 141,96 (a/W)^2 + 449,72 (a/W)^3 - 645,59 (a/W)^4 + 363,52 (a/W)^5] \quad (29)$$

a qual é obtida por elementos finitos e possui um erro de $\pm 2\%$ se comparada com a curva experimental.

3.5.2.2 Fatores de plasticidade

De modo semelhante ao apresentado para o cálculo do fator de intensidade de tensões, o fator η é obtido a partir do *software* de elementos finitos ABAQUS. Outra formulação é apresentada no livro “An Engineering Approach for Fracture Analysis” desenvolvido por Kumar et. al. [97]. Além desses dois métodos, estimativas adicionais foram apresentadas por Sharobeam, Landes e Herrera [98] e por Shang-Xian Wu [99]. JOYCE et. al. [93] avaliou o valor instantâneo η_i em função de a_i/W .

Para curvas obtidas a partir da medida do CMOD, Kim [100] demonstrou que η fica aproximadamente constante, em torno de 1, conforme pode-se observar na figura 38.a. Mais tarde, Cravero obteve resultados semelhantes, conforme mostra a figura 38.b, para espécimes fixados por pinos com relação $H/W=6$, para diferentes valores de encruamento. As funções polinomiais obtidas por Cravero [94] foram

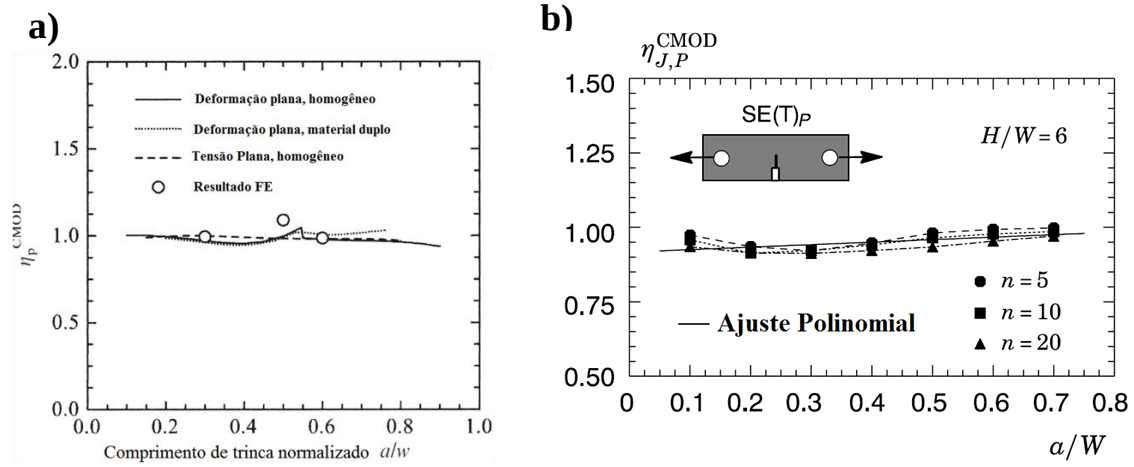
$$\eta_i^{CMOD} = 0,9167 + 0,0837(a/W) \quad (30)$$

e

$$\gamma_i^{CMOD} = -0,0833 + 0,0837(a/W) + \left(\frac{-0,0837 + 0,0837(a/W)}{0,9167 + 0,0837(a/W)} \right) \quad (31)$$

as quais foram utilizadas neste trabalho e fornecem um parâmetro para se obter a energia abaixo da curva tensão deformação por CMOD, simplificando a técnica de ensaio. Além disso, η^{LLD} varia mais do que η^{CMOD} em relação ao nível de carregamento, principalmente para trincas rasas, além de η^{CMOD} ser pouco influenciado pela geometria do espécime [94], sendo este uma medida de melhor acurácia [101].

Figura 38 – Variação do fator η plástico para espécimes SE(T) em função de a/W para a medida do CMOD obtida por: a) Kim; b) Cravero, com diferentes níveis de encruamento e relação $H/W=6$, para espécimes fixados por pinos.



Adaptado de: a) [100]; b) [68].

3.5.2.3 Determinação da área plástica a partir da abertura da ponta da trinca (CMOD)

Com a obtenção de funções polinomiais para K , η e γ , discutidas na seção 3.5.2, criou-se uma nova metodologia para obtenção de curvas J-R para espécimes SE(T), a partir da medida da abertura da boca da trinca. Sendo assim, pode-se calcular a área plástica baseados na medida da abertura da boca da trinca e obter a parte plástica da integral J. No caso do CMOD, a área plástica pode ser determinada por:

$$A_{pl(i)} = A_{pl(i-1)} + \frac{[(P_{(i)} + P_{(i-1)}) (V_{pl(i)}^{CMOD} - V_{pl(i-1)}^{CMOD})]}{2}, \quad (32)$$

sendo $V_{pl(i)}^{CMOD}$ os valores do CMOD relativos às cargas $P_{(i)}$.

Com as funções obtidas para a função do fator de intensidade de tensões (equação 29), fatores de plasticidade (equações 30 e 31), área plástica (equações 32) e incrementos de trinca (equações 25 e 26) têm-se todos os parâmetros para obter os valores de integral J, conforme pode-se observar na equação (16).

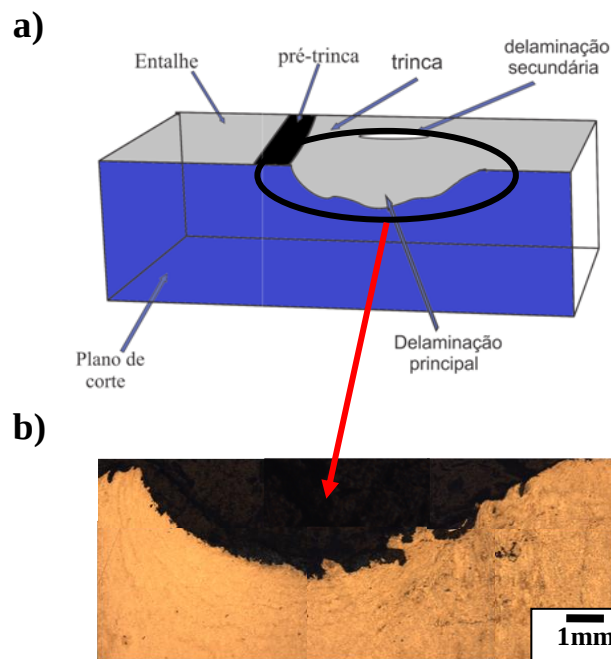
Com as equações da seção 3.5 e os valores da tabela 5 foi montada uma sequência de cálculos em planilhas do EXCEL 2010 para obtenção dos valores de J e Δa .

3.6 ANÁLISE POR EBSD

A microtextura e mesotextura foram obtidas através da técnica de EBSD. As amostras foram obtidas a partir de cortes paralelos às superfícies de fratura dos espécimes submetidos ao ensaio de tenacidade à fratura, conforme mostra o esquema da figura 39, para o caso do espécime que delaminou. A outra amostra foi retirada próxima à superfície de fratura dúctil.

As amostras foram embutidas em baquelite, lixadas e polidas em uma politriz automática por tempo de 2 horas com carga de 30N e atacadas com uma solução de nital 2%. Os padrões de EBSD foram realizados na UFF onde foram obtidos em um equipamento EVO TSL MA 10. O ângulo de inclinação da amostra em relação ao detector foi de 70°. A varredura foi realizada com step size de 1µm e ampliação de 1000 vezes. Foram obtidas figuras de pólo centradas nas direções (100), (110) e (111). As funções distribuição de orientação foram obtidas a partir dos ângulos de Euler na notação de Bunge. Além disso, mapas do fator de Taylor, mapas de orientação, distribuição das diferenças de orientação foram gerados no software para posterior análise.

Figura 39 - (a) Esquema exibindo a seção do espécime onde foi realizada o corte paralelo à superfície de fratura, aproximadamente no centro do espécime, aonde se encontrava a delaminação principal, (b) Micrografia da amostra retirada para análise da região da delaminação.



Fonte: O autor.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Esta seção apresenta os resultados obtidos a partir dos ensaios laboratoriais, que foram discutidos na sequência dos procedimentos na seção 3. Os resultados para composição química e propriedades mecânicas se enquadraram nos padrões da norma API. A subseção 4.3 discute as curvas J-R a qual primeiro aborda a discussão sobre as superfícies de fratura e gráficos PxCMOD e após a discussão para o fator de rotação plástico. Após foi discutido sobre as curvas J-R e a influência das delaminações nas mesmas. As análises de mesotextura e microtextura compreenderam em avaliar mapas de orientação, mapas de qualidade de imagem (IQ), mapas do Fator de Taylor, Distribuição dos ângulos de diferença de orientação, figuras de pólo e FDO's nas regiões próxima à delaminação e fratura dúctil.

4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A tabela 8 mostra os resultados obtidos para as análises de composição química do aço API X70 e os valores máximos para cada elemento segundo a norma API. Os teores de carbono e dos elementos Mn, S, P estão dentro das especificações da norma API juntamente com as adições de elementos de liga que não deve ultrapassar 0,15%. A partir das discussões da seção 2.2.1 pode-se classificar o aço utilizado neste trabalho com o nível PSL2, o nível mais rigoroso da norma API [28].

Tabela 6 – Composição química obtida para o aço API X70 e especificação máxima segunda a norma API (em porcentagem de peso).

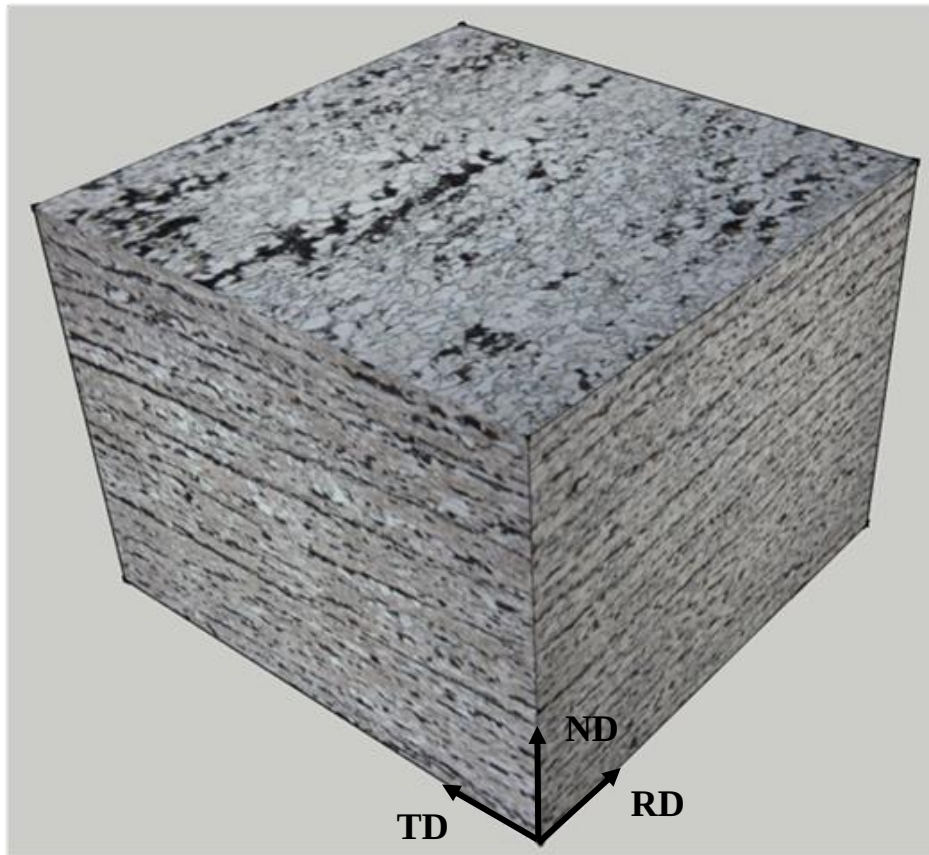
Elemento	C	Mn	P	S	Nb+V+Ti	Cr	Cu	Co	Si
Composição	0,15	1,45	0,014	0,005	0,011	0,032	0,037	0,02	0,3
Especificação	0,26	1,40	0,030	0,030	0,015				
(%máx)									

Fonte: O autor.

4.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

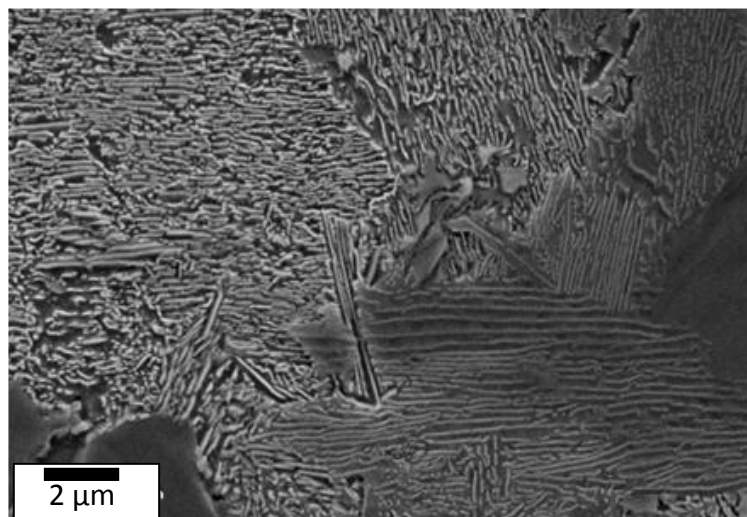
A figura 40 mostra uma visão tridimensional da microestrutura do aço API 5L X70, caracterizada possuir lamelas alternadas de ferrita (região branca) e perlita (região escura) nas direções RD e DT e uma distribuição aleatória de tamanhos de grãos na direção ND.

Figura 40 - Visão tridimensional da microestrutura do aço API 5L X70.



Fonte: O autor.

Figura 41 – Micrografia mostrando o microconstituente perlita, composto de lamelas alternadas de ferrita e cementita.



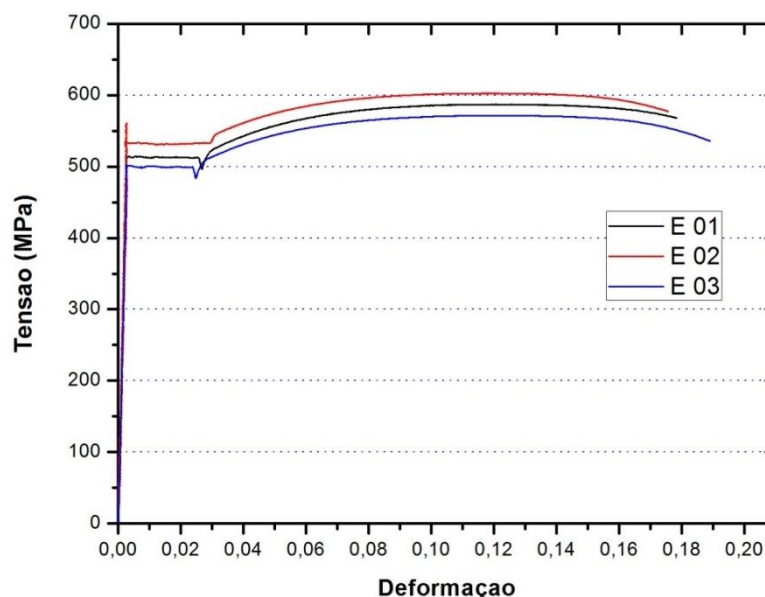
Fonte: O autor.

A figura 41 mostra uma micrografia da perlita onde pode-se observar que o microconstituente perlita, é formado por lamelas alternadas de ferrita (escura) e cementita (branca) com uma distância lamelar entre 100 e 300nm.

4.3 ENSAIO DE TRAÇÃO

O gráfico da figura 42 mostra as curvas tensão versus deformação de engenharia para os espécimes extraídos da direção longitudinal. As grandezas obtidas foram o limite de escoamento e limite de resistência, que devem ser obrigatoriamente obtidas segundo as especificações da norma API [28], as quais estão listadas na tabela 7.

Figura 42 - Gráfico tensão deformação do aço API X70 para os três espécimes extraídos na direção longitudinal.



Fonte: O Autor.

Comparando os valores obtidos para o LE e LR, que foram de 515,3 MPa e 586,3 MPa respectivamente, com os valores mínimos exigidos pela norma API para o X70 (vide tabela 3), que são de 483MPa e 565MPa, observa-se que o aço se adéqua as normas API em relação a estas propriedades mecânicas. Para expansão da tubulação a frio, a norma API exige que a razão entre o limite de escoamento e o limite de resistência não ultrapasse 0,93. O valor obtido para o aço em análise foi de 0,88, o que mostra que o aço também atende a essa exigência.

Tabela 7 –Propriedades mecânicas obtidas a partir do ensaio de tração para o aço API X70.

Direção	Espécime	LE (MPa)	LR (MPa)
Transversal	T01	550,2	615,7
	T02	535,6	605,5
	T03	567,9	631,5
	Média	551,2	617,6
Longitudinal	L01	512	585,5
	L02	540,5	602,4
	L03	493,5	571,0
	Média	515,3	586,3

Fonte: O autor.

* Os valores de propriedades mecânicas para o aço API X60 foram de 499 MPa e 625 MPa para o limite de escoamento e limite de resistência, respectivamente [63].

O limite de escoamento na direção transversal foi de 551 MPa. A relação entre o limite de escoamento na direção longitudinal e transversal foi de 93% o que mostra que a anisotropia do material é bastante baixa, a qual pode ser resultado das etapas de laminação transversal que ocorre quando a largura da placa é menor que a largura da chapa a ser obtida. Esse procedimento é realizado, quando necessário, nos primeiros passes do desbaste, onde são aplicados de 3 a 5 passes de laminação com aproximadamente 12% de redução em cada passe. Também foram calculadas outras propriedades mecânicas importantes, as quais estão listadas na tabela 8.

Tabela 8 – Outras propriedades mecânicas calculadas obtidas para o aço API X70, não exigidas pela norma API.

Módulo de Elasticidade (E)	207 GPa
Coeficiente de resistência à tração (K)	920 MPa
Coeficiente de encruamento (n)	0,15

Fonte: O autor.

4.4 CURVAS J-R

Nesta seção serão avaliadas as curvas de resistência ao crescimento dúctil de trinca para os aços API X70 e X60. Primeiramente foi realizada uma discussão sobre as superfícies de fratura e os gráficos PxCMOD enfatizando a influência da ocorrência da delaminação nos gráficos PxCMOD. Juntamente a isso foram realizadas análises da superfície de fratura tanto próximo à região da fratura dúctil quanto da delaminação. Na subseção 4.4.2 foi obtida uma

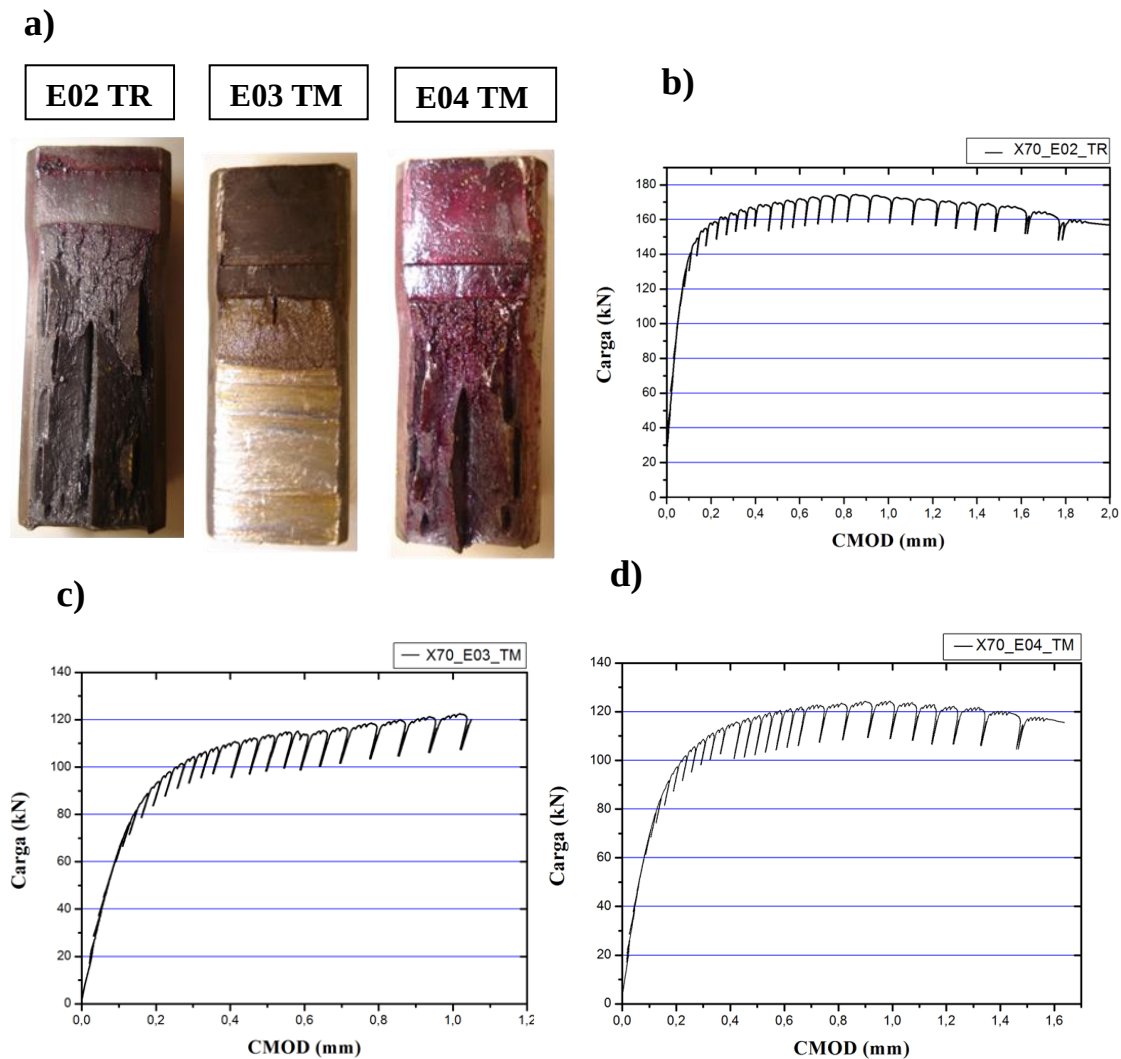
função polinomial para o fator de rotação plástico a fim de obter valores estimados para os incrementos de trinca mais próximos dos medidos, para espécimes SE(T) com tamanho de trinca rasa. A seção se finaliza com a discussão de curvas J-R obtidas a partir de equações propostas em diferentes trabalhos e mostrando a influência do fenômeno da delaminação nos valores de J_{IC} e na curva J-R em geral.

4.4.1 Superfícies de fratura e gráficos PxCMOD

As figuras 43.a mostram as superfícies de fratura dos espécimes do aço API X70 juntamente com as curvas PxCMOD para cada espécime, mostradas nas figuras 43.b a 43.d. Nas superfícies de fratura é possível observar, de cima para baixo, o entalhe, pré-trinca por fadiga e a região de crescimento dúctil de trinca.

As curvas PxCMOD são caracterizadas por possuírem uma região elástica onde não há propagação de trinca e outra em que há ciclos de carregamento e descarregamento, utilizados para obter os valores de incremento de trinca e tenacidade à fratura a partir do método da variação da flexibilidade elástica, conforme discutido na seção 2.6.2.1. Quando delaminações surgem durante o crescimento dúctil de trinca ocorrem alterações abruptas nestas curvas caracterizadas por quedas repentinas da carga [6, 12, 13, 102, 103]. Avaliando as superfícies de fratura na figura 43.a, observa-se que o espécime X70_E03_TM apresentou baixa extensão estável de defeito, sendo que quase não houve propagação dúctil de trinca. Isso pode ter provocado a obtenção de valores de J e Δa que não estão de acordo com a norma ASTM E1820 [46]. Ainda, foi observado o tunelamento da trinca nos espécimes X70_E02_TR e X70_E04_TM, apesar da realização dos entalhes laterais.

Figura 43 – Superfícies de fratura dos espécimes do aço API X70; b, c,e d) Gráfico carga versus abertura da boca da trinca para os espécimes X70_E02_TR, X70_E03_TM e X70_E04_TM, respectivamente.

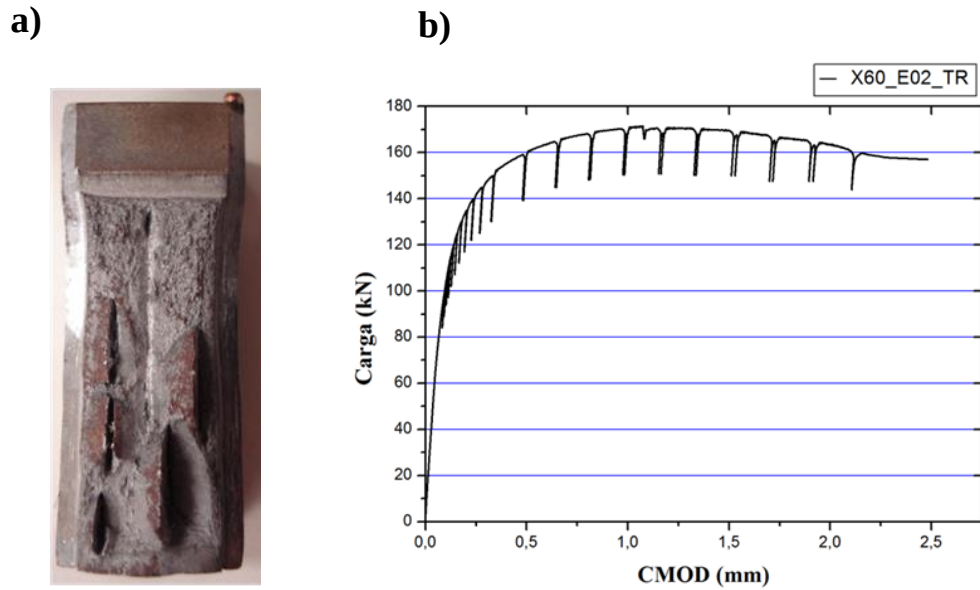


Fonte: O autor.

As figuras 44 a 47 mostram as superfícies de fratura juntamente com suas respectivas curvas PxCMOD para os espécimes do aço API X60. Os espécimes X60_E02_TR e X60_E03_TR apresentaram crescimento de trinca sem a ocorrência de delaminações, conforme mostra as fractografias das figuras 44.a e 45.a, juntamente com as suas respectivas curvas PxCMOD, mostradas nas figuras 44.b e 45.b.

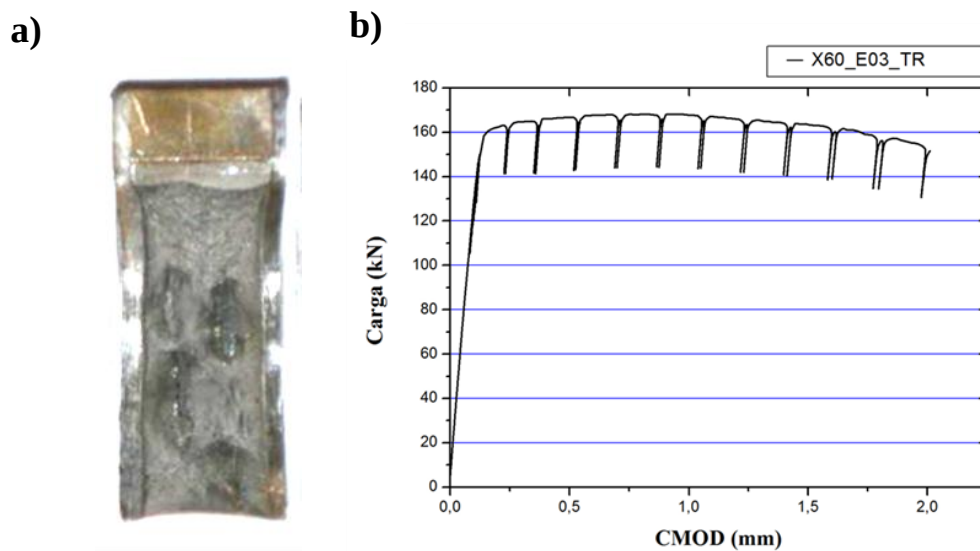
Houve ocorrência das delaminações nos espécimes X60_E03_TP e X60_E04_TR, que estão mostrados nas figuras 46.a e 47.a, onde as elipses nas figuras 46.b e 47.b indicam as quedas abruptas de carga devido à ocorrência das delaminações durante o ensaio.

Figura 44 – Espécime X60_E02_TR: a) Superfície de fratura; b) Curva PxCMOD.



Fonte: O autor.

Figura 45 - Espécime X60_E03_TR: a) Superfície de fratura; b) Curva PxCMOD.

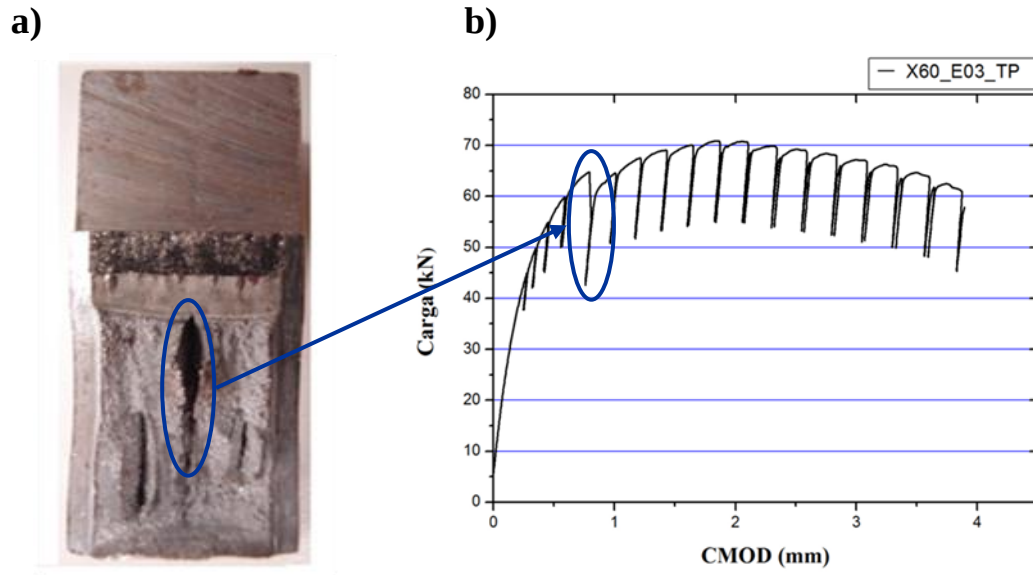


Fonte: O autor.

A ocorrência das delaminações fica mais claro de ser analisada na superfície de fratura do espécime X60_E03_TR, onde observa-se uma delaminação na região central do espécime. Delaminações são mais comuns de surgirem no centro do espécime devido ao estado triaxial de tensões imposto ser maior nesta região [6]. Além disso, como espécimes mais espessos apresentam maior triaxialidade de tensões, há uma forte tendência de que delaminações maiores e mais profundas surjam em espécimes com maior espessura [6]. Pode-se observar na

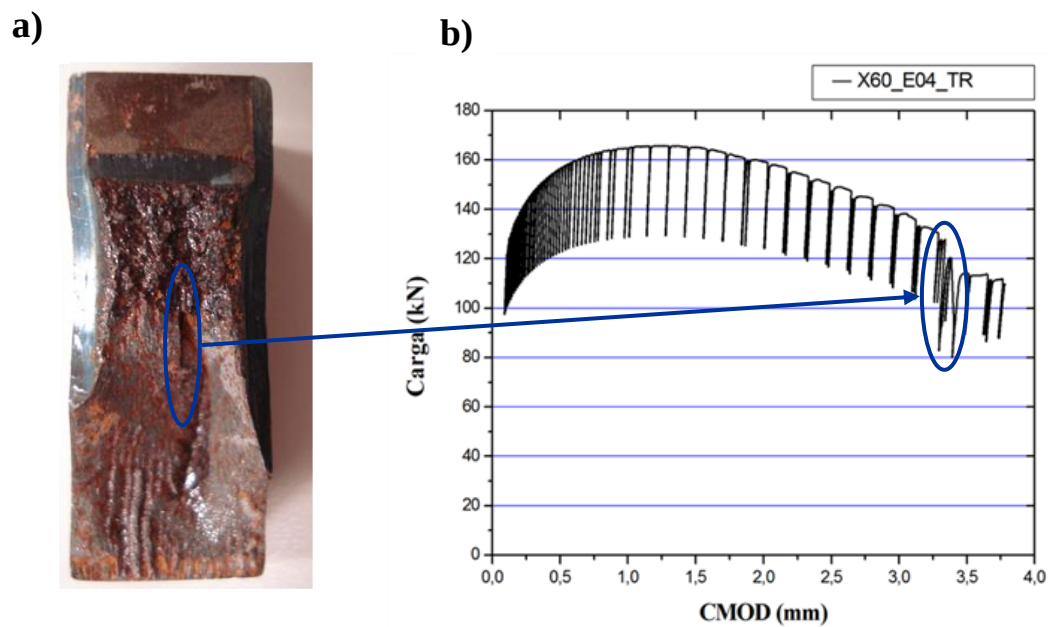
figura 46.a delaminações secundárias a $\frac{1}{4}$ da borda do espécime, características de superfícies de fratura de espécimes obtidos em ensaios de tenacidade à fratura [6, 13, 102].

Figura 46 – Espécime X60_E03_TP: a) Superfície de fratura; b) Curva PxCMOD evidenciando a ocorrência da delaminação.



Fonte: O autor.

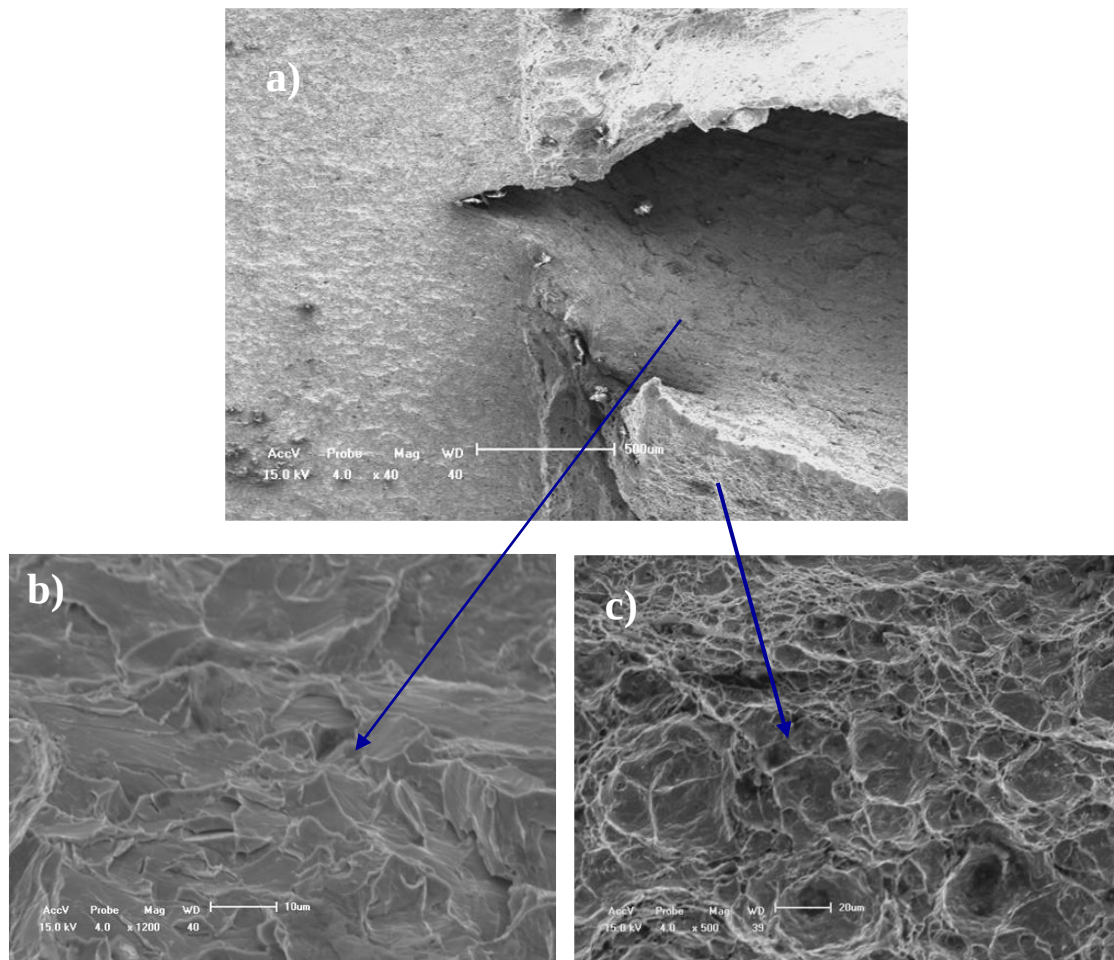
Figura 47 - Espécime X60_E04_TR: a) Superfície de fratura; b) Curva PxCMOD evidenciando a ocorrência da delaminação.



Fonte: O autor.

No caso do espécime X60_E04_TR (figura 47), observou-se uma pequena delaminação ao final da propagação da trinca dúctil. Isso pode ter ocorrido porque espécimes com tamanho de trinca rasa apresentam menor estado triaxial de tensões durante o carregamento [17]. Como delaminações surgem em alto estado triaxial de tensões, [6] estas têm a tendência de serem menos comuns em espécimes com tamanho de trinca rasa.

Figura 48 – Fractografia, feita em MEV, do espécime X60_E03_TP: a) região próxima a pré trinca por fadiga e a superfície de fratura onde ocorreu a delaminação; b) parede interna da delaminação mostrando as facetas de clivagem; c) região na superfície de fratura exibindo a formação dos dimples.



Fonte: O autor.

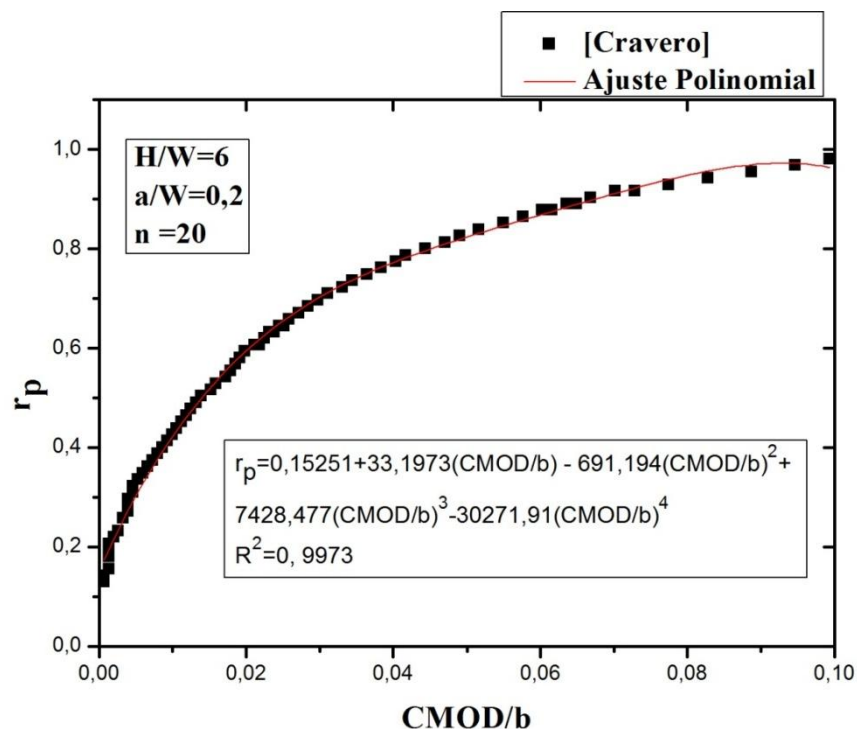
A figura 48.a mostra uma fractografia, feita em MEV, do espécime X60_E03_TP na região inicial de extensão dúctil do defeito onde pode-se observar a pré-trinca por fadiga do lado esquerdo e a superfície de propagação dúctil da trinca. Acredita-se que durante o ensaio de tenacidade à fratura a delaminação se propagou para a região da pré-trinca por fadiga. A figura 48.b mostra um aumento na região interna da “parede” da cavidade delaminada evidenciando as facetas de clivagem características do modo de fratura frágil. A figura 48.c mostra a micrografia da superfície de fratura onde houve extensão dúctil de defeito, onde

pode-se observar a formação de dimples, características de modo de fratura dúctil, onde ocorre nucleação, crescimento e coalescimento de microvazios próximo às inclusões. Assim, apesar da propagação da trinca ocorrer de forma dúctil, a delaminação, apresenta modo de fratura frágil.

4.4.2 Função Polinomial para o fator de rotação plástica

Para obter-se uma melhor correção para os incrementos de trinca para espécimes com tamanho de trinca rasa, a qual é a condição que mais se assemelha do fluxo plástico em tubulações [17, 104] foi obtida uma função polinomial para o fator de rotação plástico, a partir dos resultados de [94]. Essa foi realizada em função da medida do CMOD normalizado pelo ligamento remanescente (b), para espécimes SE(T), com relação $H/W=6$, $a/W=0,2$ com coeficiente de encruamento $n=20$, condição esta com nível de encruamento menor do que a do aço utilizado neste trabalho ($n=15$). Uma série de pontos foi obtida das curvas de Cravero [94], conforme mostra a figura 49.

Figura 49 - Ajuste polinomial para o fator de rotação plástico em função de $CMOD/b$. Os pontos em preto indicam os pontos obtidos dos resultados de Cravero [94] para espécimes SE(T) fixados por pinos, com relação $H/W=6$, $a/W=0,2$ e expoente de encruamento $n=20$. A curva em azul é o ajuste polinomial com uma função de 4ª ordem.



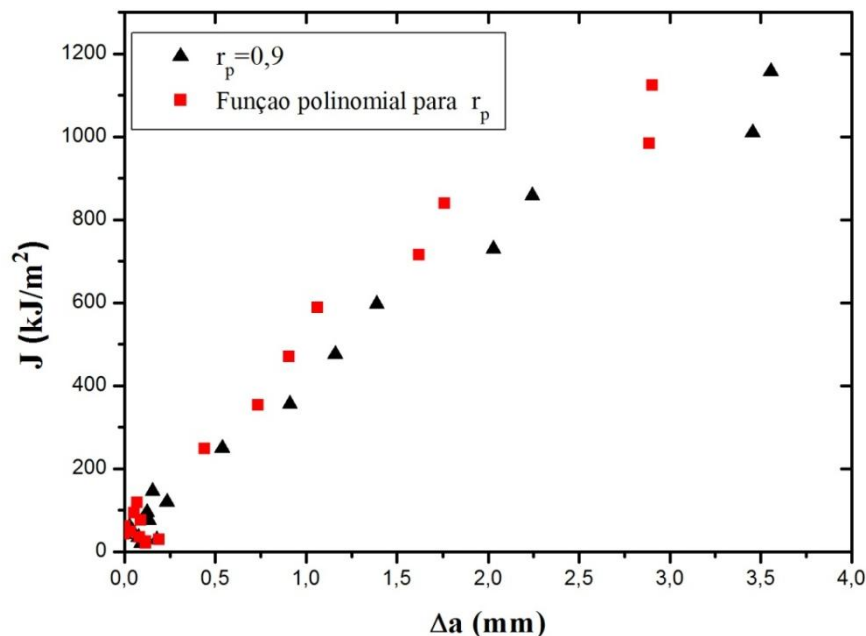
Fonte: O Autor.

A partir dos pontos obtidos foi realizado um ajuste polinomial com uma função de quarta ordem, conforme mostrada na figura 49, obtendo a seguinte função polinomial para o fator de rotação plástico em função de $CMOD/b$

$$r_p = 0,15251 + 33,1973(CMOD/b) - 691,194(CMOD/b)^2 + 7428,477(CMOD/b)^3 - 30271,91(CMOD/b)^4 \quad (33)$$

A figura 50 mostra as curvas J-R do espécime X60_E02_TR utilizando a função polinomial para r_p , da equação (33), e com $r_p=0,9$. Pode-se observar que houve pouca variação nos valores de integral J. Já no caso dos incrementos de trinca, quando a função polinomial foi utilizada ocorreu uma diminuição nos valores de Δa . Assim quando $r_p=0,9$ é utilizado há uma superestimativa dos valores de incrementos de trinca. O valor de J_{IC} utilizando $r_p=0,9$ foi de 215 kJ/m², enquanto que o valor de J_{IC} considerando a função polinomial para r_p foi de 245 kJ/m², valor 13% maior, mostrando que houve diferenças significativas.

Figura 50 - Curvas J-R obtida para o espécime X60_E02_TR. Os pontos pretos foram obtidos para $r_p=0,9$. Os pontos em vermelho considerando a função polinomial para r_p .



Fonte: O autor.

4.4.3 Avaliação das Curvas J-R e obtenção dos valores de J_{IC}

Nesta seção, serão discutidos os resultados obtidos para as curvas J-R de espécimes não padronizados SE(T). Curvas J-R obtidas para espécimes com tamanho de trinca rasa

utilizando a função polinomial para o fator de rotação plástico (equação 33) foram considerados nesta seção. Além disso, foram realizadas comparações dos comprimentos de trinca estimados obtidos pelas equações propostas por Joyce e Cravero e alguns destes resultados comparados com as curvas obtidas considerando a função polinomial para r_p . Observa-se em vários trabalhos que curvas J-R geralmente apresentam dispersão de resultados [68, 95, 102, 103]. Além disso, o fenômeno da delaminação pode influenciar nos valores de tenacidade à fratura e consequentemente nos valores de J_{IC} . Comparações entre os valores de J_{IC} e da curva em geral foram realizadas entre espécimes que apresentaram ou não delaminações.

O cálculo de J_{IC} foi realizado a partir da norma ASTM E1820. A norma ASTM E1820 [46] restringe a região de validação dos dados da curva J-R. Utilizando-se da equação (18), o valor máximo de tenacidade à fratura para os espécimes do aço API X60 e X70 seria de 391 kJ/m² e 344kJ/m², respectivamente. Assim, boa parte da extensão dúctil de trinca seria desconsiderada. Contudo, optou-se por considerar toda a extensão dúctil de trinca e não apenas a parte da curva na região da validação de dados, conforme requer a norma ASTM E1820. Isso também é aplicado em outros trabalhos da literatura mesmo para espécimes padronizados [13, 102].

A tabela 9 mostra os valores de comprimento de trinca inicial e final medidos e estimados, obtidos a partir das equações propostas por Cravero, Joyce e levando em consideração a função polinomial para r_p , nas equações de Cravero. Para espécimes com trincas rasas, pode-se observar que a maioria dos valores estimados, considerando a função polinomial para r_p , ficaram mais próxima dos valores medidos, com um erro percentual entre o valor estimado e medido de aproximadamente 5%. Em relação aos espécimes com trinca profunda, os valores estimados pelas equações de Cravero, com $r_p = 0,5$, ficaram em geral mais próximos dos valores medidos, quando comparados com os valores obtidos pelas equações de JOYCE [95].

Tabela 9 – Comprimentos de trincas final e inicial medidos e estimados a partir das equações propostas por Cravero com $r_p=0,9$, utilizando a função polinomial para r_p nas equações de Cravero e utilizando as equações de Joyce.

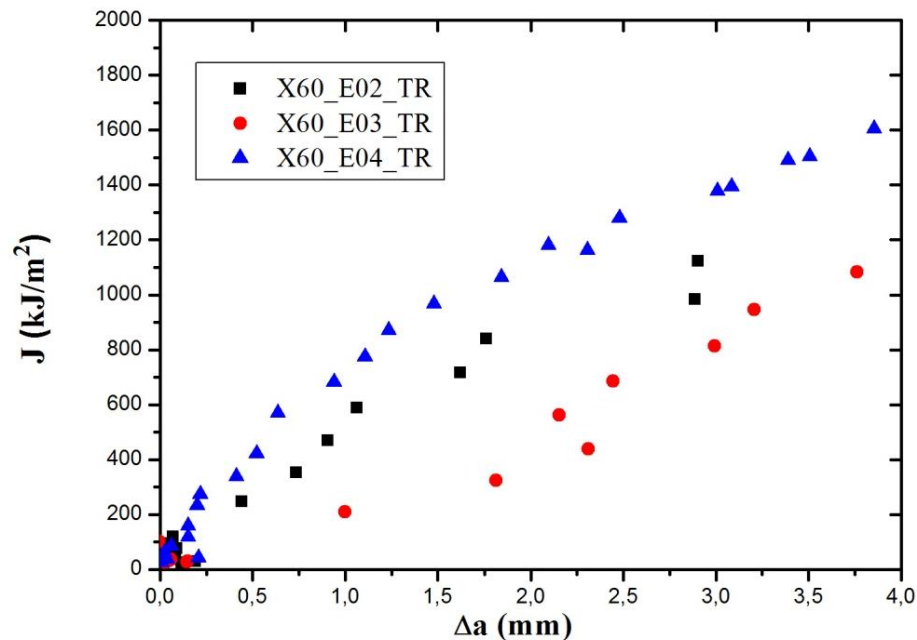
Espécime	Valor Medido		Cravero		Função Polinomial		Joyce	
	a_0	a_f	a_0	a_f	a_0	a_f	a_0	a_f
X70_E02_TR	7,0	11,98	8,8	14,86	8,79	14,82	-	-
X70_E03_TM	11,12	11,35	-	-	-	-	-	-
X70_E04_TM	11,33	15,4	12,47	16,02	-	-	13,64	17,34
X60_E02_TR	7,0	11,98	7,91	12,46	7,84	11,66	-	-
X60_E02_TP	16,83	21,64	16,14	21,16	16,4	21,10	16,83	19,75
X60_E03_TR	7,06	13,57	7,51	13,07	7,31	12,95	-	-
X60_E03_TP	17,0	22,89	17,31	21,98	-	-	17,67	20,86
X60_E04_TR	6,97	15,49	7,73	14,5	7,31	12,95	-	-

* Os valores em negrito são os que mais se aproximaram dos valores medidos.

Fonte: O autor.

A figura 51 mostra as curvas de resistência ao rasgamento dúctil obtidas para os espécimes com tamanho de trinca rasa X60_E02_TR, X60_E03_TR e X60_E04_TR, com a aplicação da equação (33) para r_p . Pode-se observar que há um aumento nos valores de energia à medida que ocorre o aumento dos incrementos de trinca, a qual é característica de materiais dúcteis. Apesar dos espécimes possuírem as mesmas geometrias, observa-se que a curva do espécime X60_E04_TR possui maiores valores de tenacidade à fratura, devido à dispersão de valores observada em ensaio para obtenção de curvas J-R, discutido no início desta seção. A delaminação influenciou apenas ao final do ensaio e pode ter levado a valores superestimados de energia [12, 13].

Figura 51 - Curvas J-R para os espécimes X60_E02_TR, X60_E03_TR e X60_E04_TR, obtidas pelas equações de Cravero, considerando a função polinomial para r_p .



Fonte: O Autor.

A tabela 10 mostra os valores de J_{IC} para os espécimes do aço API X60. Não foi possível obter os valores de J_{IC} para o espécime X60_E03_TR devido à baixa quantidade de pontos na região de validação da curva J-R. Observa-se que o espécime X60_E04_TR teve valores de J_{IC} 265% maior do que o espécime X60_E02_TR, que possui mesma geometria. Isso pode ter ocorrido devido a dispersão de resultados observada em curvas J-R, já que a delaminação neste espécime ocorreu apenas ao final do ensaio.

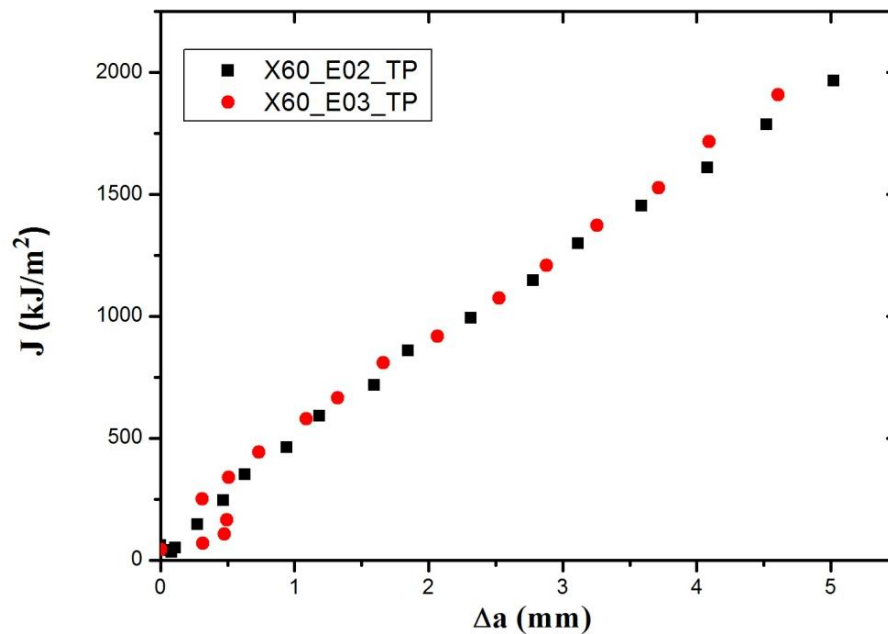
Tabela 10 - Valores de tenacidade à iniciação ao crescimento de trinca para espécimes SE(T) do aço API X60.

Espécime	E02_TR	E02_TP	E03_TP	E04_TR
J_{IC} (kJ/m ²)	245	203	361	650

Fonte: O autor.

A figura 52 mostra as curvas J-R obtidas para os espécimes com trinca profunda X60_E02_TP e X60_E03_TP do aço API X60, considerando as equações de Cravero com $r_p = 0,5$. Neste caso o espécime X60_E03_TP também apresentou delaminações (vide figura 46.a), contudo não se observou uma diferença significativa nos valores de tenacidade à fratura, quando comparado com o espécime X60_E02_TP. A partir da tabela 10, observa-se que o valor de J_{IC} para o espécime com delaminação foi 56% maior do que o espécime sem delaminação.

Figura 52 - Curvas J-R para os espécimes X60_E02_TP e X60_E03_TP com tamanho de trinca profunda.

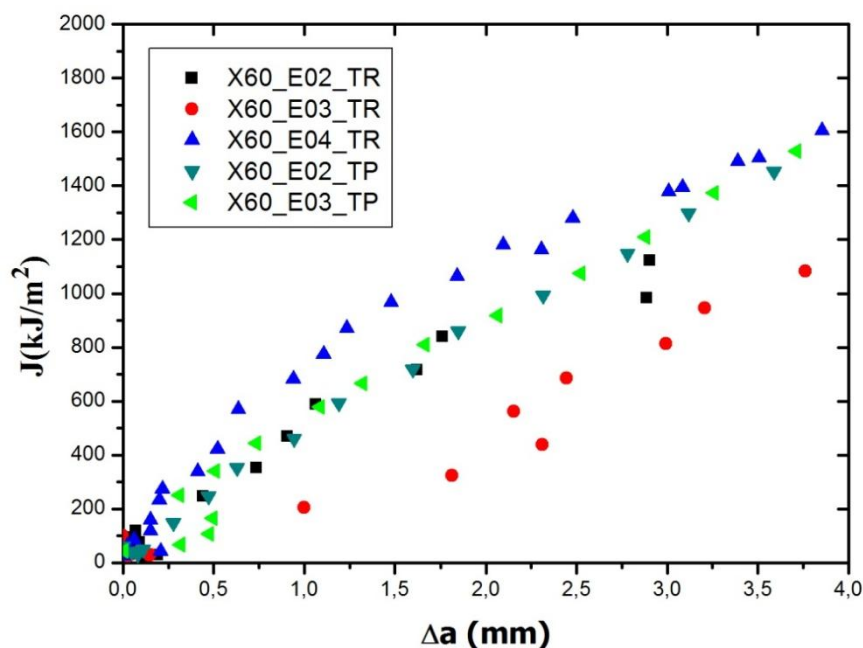


Fonte: O Autor.

A figura 53 mostra todas as curvas J-R obtidas para os espécimes com geometria SE(T). Pode-se observar que a curvas J-R do espécime X60_E03_TR, teve valores de tenacidade à fratura menores do que as curvas para os espécimes com tamanho de trinca profunda (X60_E02_TP e X60_E03_TP) ao contrário do que propõe a literatura [58, 73, 95]. Além disso, o espécime X60_E03_TR, apresentou valores próximos ao dos espécimes com trinca profunda. Um dos motivos para curvas J-R de espécimes com trinca rasa possuírem menores valores de tenacidade à fratura do que espécimes com trinca profunda possa ser a dispersão de resultados observada em trabalho com curvas J-R para aços ARBL [94, 102]. O espécime E04_TR apresentou uma curva com maiores valores de tenacidade à fratura do que os espécimes com trinca profunda, contudo este apresentou delaminação a qual conduz a valores superestimados de energia.

A figura 54 mostra curvas J-R médias, para espécimes com trinca rasa e profunda, sendo que a curva em preto indica as curvas médias para espécimes com tamanho de trinca rasa (E_TR) e a curva em vermelho indica a curva média para espécimes com trinca profunda (E_TP). Para obtenção das curvas médias, para espécime com trinca rasa, desconsiderou-se a curva do espécime E03_TR devido à baixa quantidade de pontos na região de validação de dados. Houve pouca variação no valor de J_{IC} em função da relação a/W conforme propõe a literatura [58, 72, 73]. O valor médio de J_{IC} obtido a partir das duas curvas foi de 355 kJ/m^2 . Hippert utilizando aços API X70 com espécimes C(T) obteve 440 kJ/m^2 [13].

Figura 53 - Curvas J-R de todos os espécimes ensaiados do aço API X60.

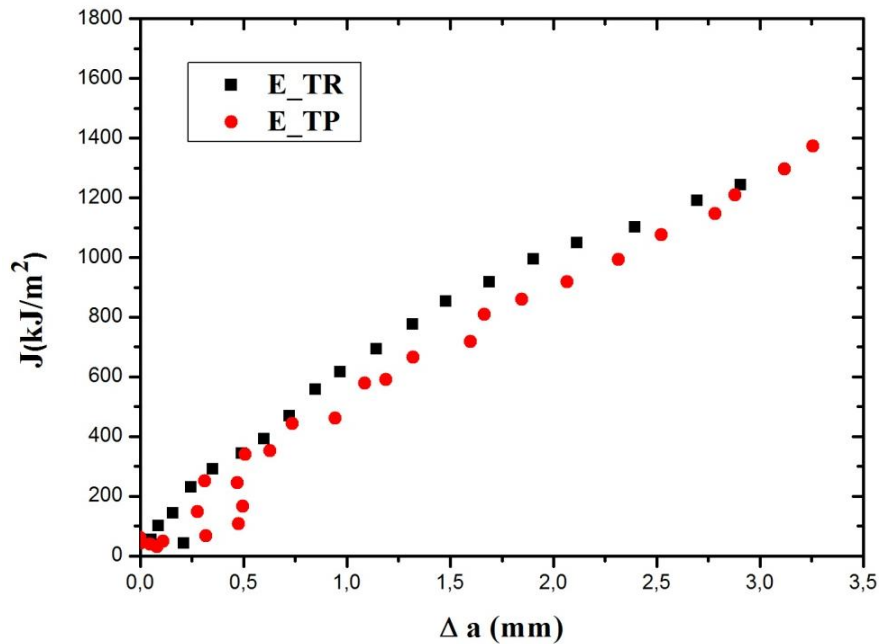


Fonte: O autor.

As curvas médias para espécimes com trinca rasa tiveram maiores valores de tenacidade à fratura, para um mesmo incremento de trinca, do que para espécimes com trinca profunda, conforme é esperado, já que espécimes com trinca rasa possuem menor restrição ao fluxo plástico [17, 58, 59, 72]. Assim apesar das curvas dos espécimes X60_E03_TR e X60_E02_TR possuírem valores iguais ou menores de tenacidade à fratura, para um mesmo incremento de trinca, do que as curvas dos espécimes com trinca profunda (X60_E02_TP e X60_E03_TP), a inclinação da curva para espécimes com tamanho de trinca rasa foi maior.

A figura 55 mostra as curvas J-R obtidas para os espécimes do aço API X70 utilizando-se as equações propostas por Cravero [94], para os espécimes X70_E02_TR e X70_E04_0,35. Pode-se observar em todas as curvas a dispersão de valores, já discutidas no início desta seção. O espécime X70_E03_0,35 apresentou baixa propagação estável de trinca e sua curva não pode ser obtida. Devido à alta dispersão de valores não foi possível obter os valores de J_{IC} para os espécimes do aço API X70.

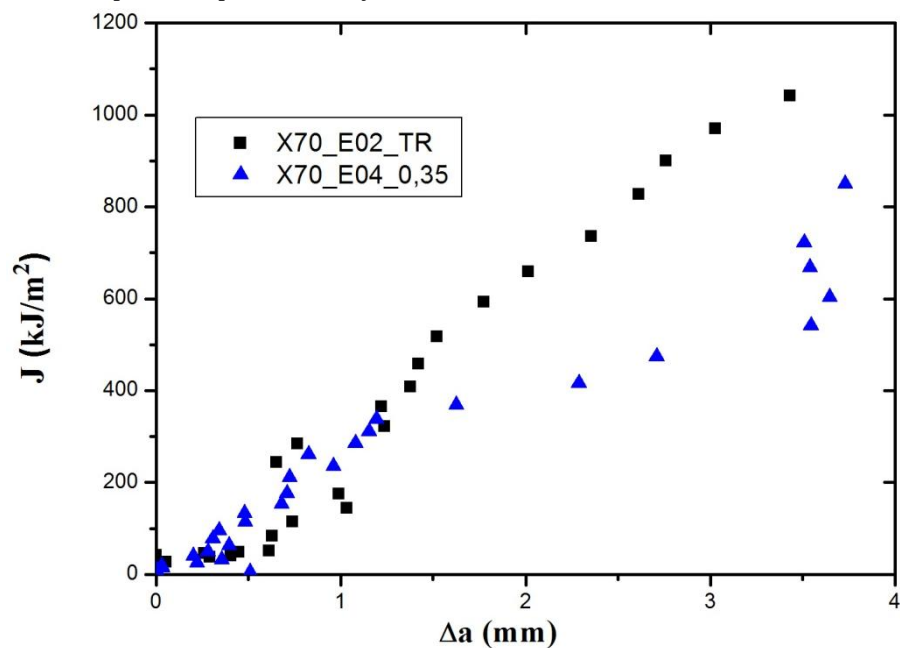
Figura 54 - Curvas médias para espécimes com trinca rasa e trinca profunda do aço API X60.



Fonte: O autor.

Analisando as curvas, observa-se que a partir de aproximadamente 350 kJ/m² o espécime X70_E02_TR teve maiores valores de tenacidade à fratura do que o espécime X70_E03_0,35. Isso condiz com os resultados encontrados para o valor de J_{IC} do aço API X60, que foi de 355 kJ/m², visto que acima deste valor a geometria do espécime influenciou o ensaio, levando aos maiores valores de tenacidade à fratura do espécime X60_E02_TR, o qual possui menor restrição plástica.

Figura 55 – Curvas J-R para os espécimes do aço API X70.



Fonte: O autor.

4.5 MESOTEXTURA E MICROTTEXTURA

Esta seção discute as mesotexturas e microtexturas analisadas próximas às superfícies de fratura da delaminação e fratura dúctil. É importante ressaltar que as regiões de varreduras foram pequenas quando comparadas com análises de textura e por isso os resultados apresentados nessa seção são apenas tendências do que pode estar ocorrendo na região como um todo. Além disso, alguns resultados apresentam alto desvio padrão. A subseção 4.5.1 avalia os mapas de orientação, mapas de índice de qualidade, mapas do fator de Taylor, além de uma discussão sobre as diferenças de orientações, comparando as regiões próximas à delaminação e fratura dúctil. A subseção 4.5.2 discute sobre as componentes de textura obtidas a partir de figuras de pólo e FDO's.

4.5.1 Mapas de orientação, mapas de índice de qualidade, mapas do fator de Taylor e diferença de orientação

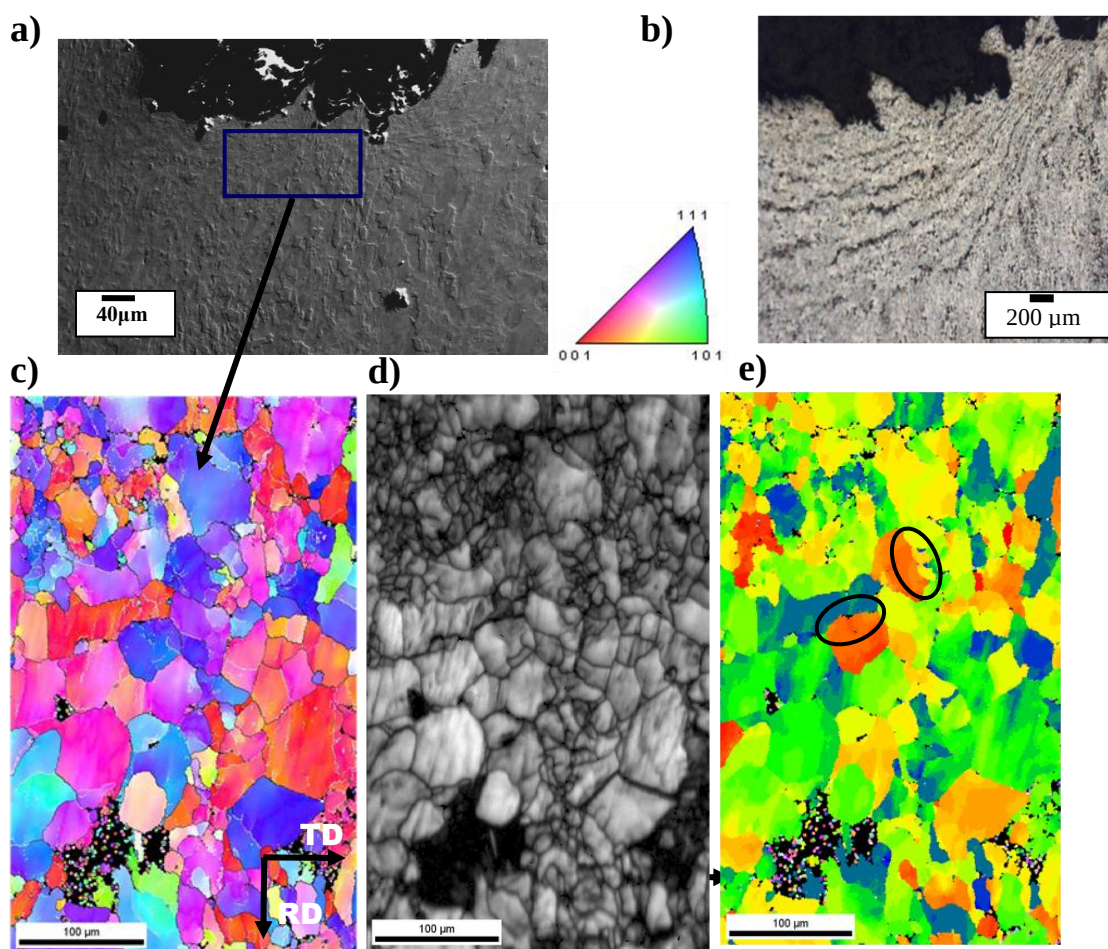
As figuras 56.a e 57.a mostram as micrografias das regiões escolhidas para análises da microtextura próximas às regiões da delaminação e fratura dúctil, respectivamente. Observe que no caso da figura 56.a, esta região está localizada na região onde ocorreu as linhas de deformação, mostradas na figura 56.b. Os mapas de orientação para as regiões próximas à delaminação e fratura dúctil são mostrados nas figuras 56.c e 57.b, respectivamente, como também os triângulos de orientações. Pode-se observar nas respectivas figuras uma distribuição heterogênea de tamanho de grãos.

Nas regiões escuras contidas nos mapas de orientação não foi possível à obtenção de padrões satisfatórios. Isso pode ter ocorrido devido a uma região do material que ficou altamente deformada, impedindo a obtenção de um padrão satisfatório. Contudo, acredita-se que a varredura não foi possível devido às colônias de perlita, as quais possuem distância interlamelar muito pequena (entre 100 e 300nm) e não são detectadas pela varredura, que foi realizada com um *step size* de 1 μ m. Pode-se observar nas figuras 56.c e 57.b e a partir dos triângulos de orientações maior predominância das orientações $\langle 111 \rangle$ (azul) e $\langle 100 \rangle$ (vermelho), sendo que a predominância de orientações $\langle 100 \rangle$ foi maior na região próxima à delaminação e a predominância de orientações $\langle 111 \rangle$ foi maior próxima à fratura dúctil.

Os mapas de índice de qualidade (IQ) estão mostrados nas figuras 56.d e 57.c para as regiões da delaminação e fratura dúctil, respectivamente. É possível observar que a região

próxima à fratura dúctil possui um mapa com menor índice de qualidade do que a da região próxima à delaminação, resultado da maior deformação gerada durante o processo de propagação de trinca dúctil levando a menor qualidade dos padrões de difração. Enquanto que a região próxima da delaminação mostra um melhor IQ devido à baixa deformação caracterizada pela fratura frágil.

Figura 56 - (a) Micrografia da região escolhida para análise de microtextura pela técnica de EBSD na região da delaminação, b) Micrografia feita em microscópio óptico mostrando as linhas de deformação geradas próximas à delaminação; c) mapa de orientação; d) Mapa de qualidade de imagem; e) mapa do fator de Taylor.

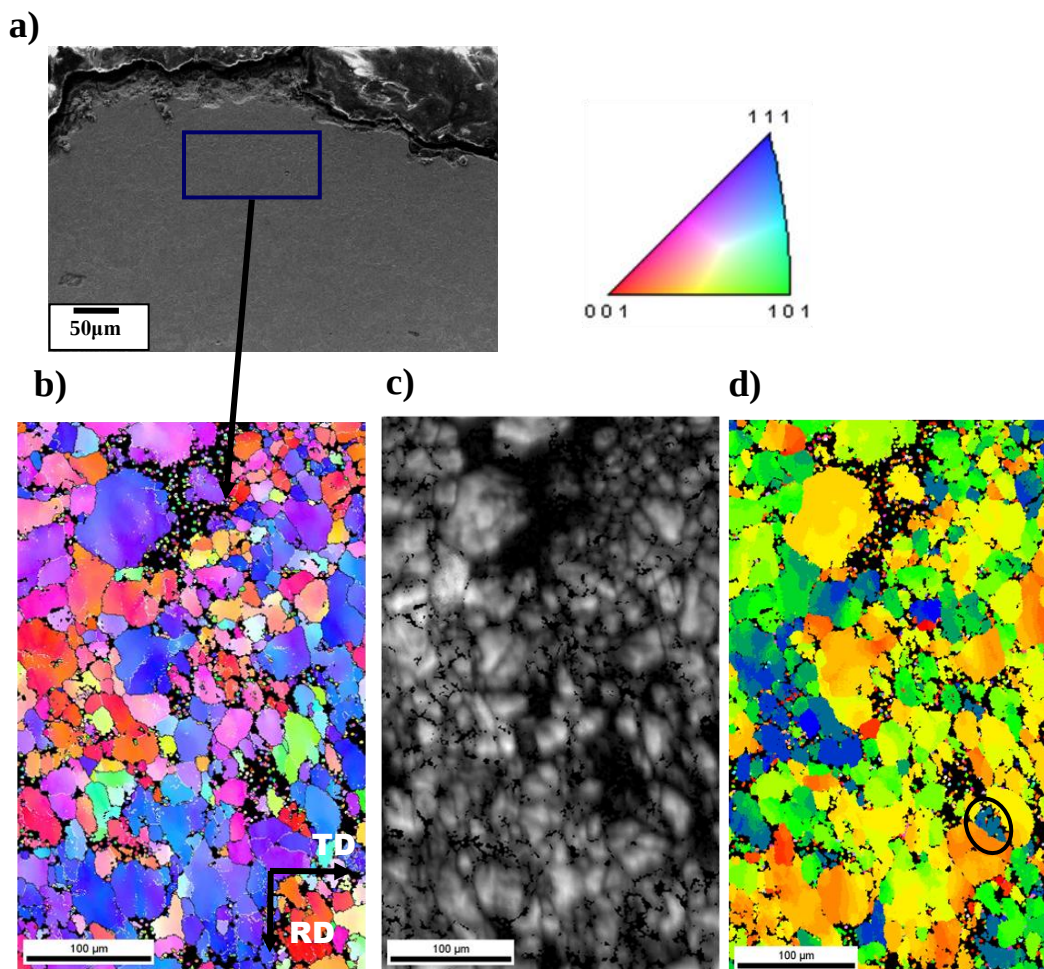


Fonte: O autor.

As figuras 56.e e 57.d mostram os mapas do fator de Taylor. A distribuição da frequência de valor do fator de Taylor está mostrada nas figuras 58 e 59, para a região da delaminação e fratura dúctil, respectivamente. A partir das figuras 56 a 59 pode-se observar que grãos com orientações $\langle 111 \rangle$ possuem maior valor do fator de Taylor, e assim mais energia de deformação plástica acumulada, diferentemente dos grãos com orientações $\langle 100 \rangle$ que possuem baixos fatores de Taylor e assim pouca energia de deformação plástica

acumulada. Alguns grãos apresentam gradientes (diferença) de orientação em seu interior. Em alguns casos essas regiões estão divididas por subcontornos de grãos.

Figura 57 - (a) Micrografia da região escolhida para análise de microtextura pela técnica de EBSD próxima à fratura dúctil, (b) Mapa de orientação; (c) Mapa de qualidade de imagem; d) mapa do fator de Taylor.

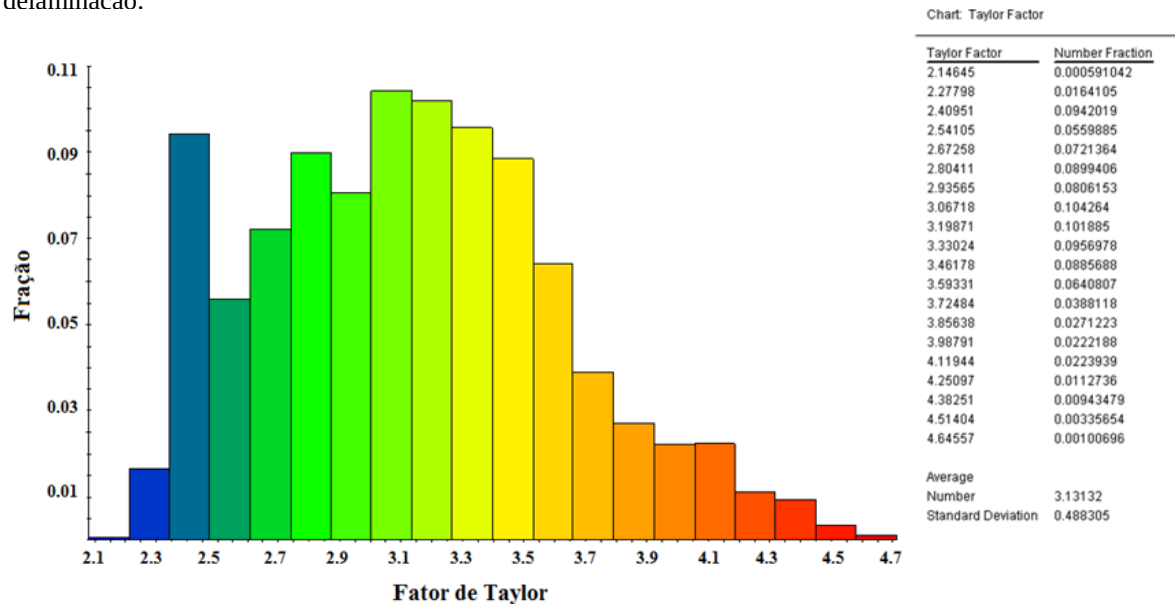


Fonte: O autor.

Pode-se observar nas figuras 58 e 59 que a região de predominância dos valores do fator de Taylor nos dois casos foi entre 2,5 a 3,5, sendo que 68% dos grãos tiveram valor do fator de Taylor nessa faixa para a região próxima à delaminação e 58% no caso da fratura dúctil. A partir das figuras também é possível observar que a distribuição do valor do fator de Taylor nessa faixa foi mais aleatória para a região próxima à fratura dúctil. As frações dos valores do fator de Taylor maiores que 4 foram de 5% e 7%, nas regiões próximas da delaminação e fratura dúctil, respectivamente. Quando estas regiões fazem interface com regiões com baixos valores do fator de Taylor, conforme pode ser observado nas marcações das figuras 56.d e 57.d, a probabilidade de falha intergranular se torna maior [105].

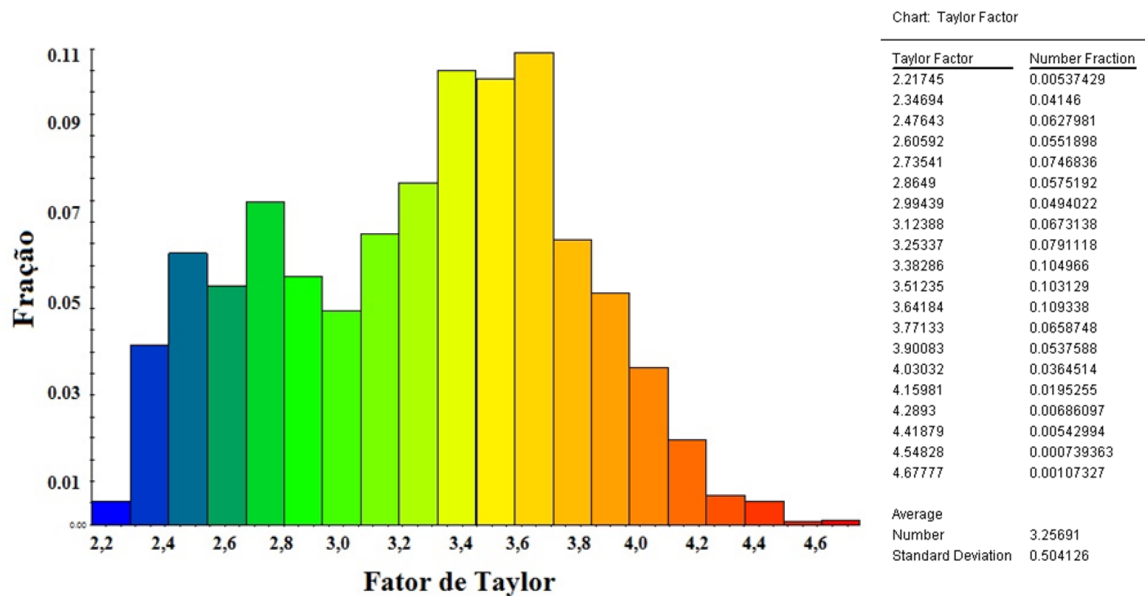
Na região próxima à delaminação 41% dos grãos apresentaram valores do fator de Taylor abaixo de 3 enquanto que essa porcentagem foi de 34% na região próxima à fratura dúctil, conforme pode ser observado nas figuras 58 e 59, mostrando que a região próxima à delaminação possui menor energia de deformação plástica acumulada, já que delaminações tendem a falhar por clivagem.

Figura 59 - Histogramas exibindo as distribuições dos valores do fator de Taylor para a região próxima à delaminação.



Fonte: O autor.

Figura 58 - Histogramas exibindo as distribuições dos fatores de Taylor para a região próxima à fratura dúctil.

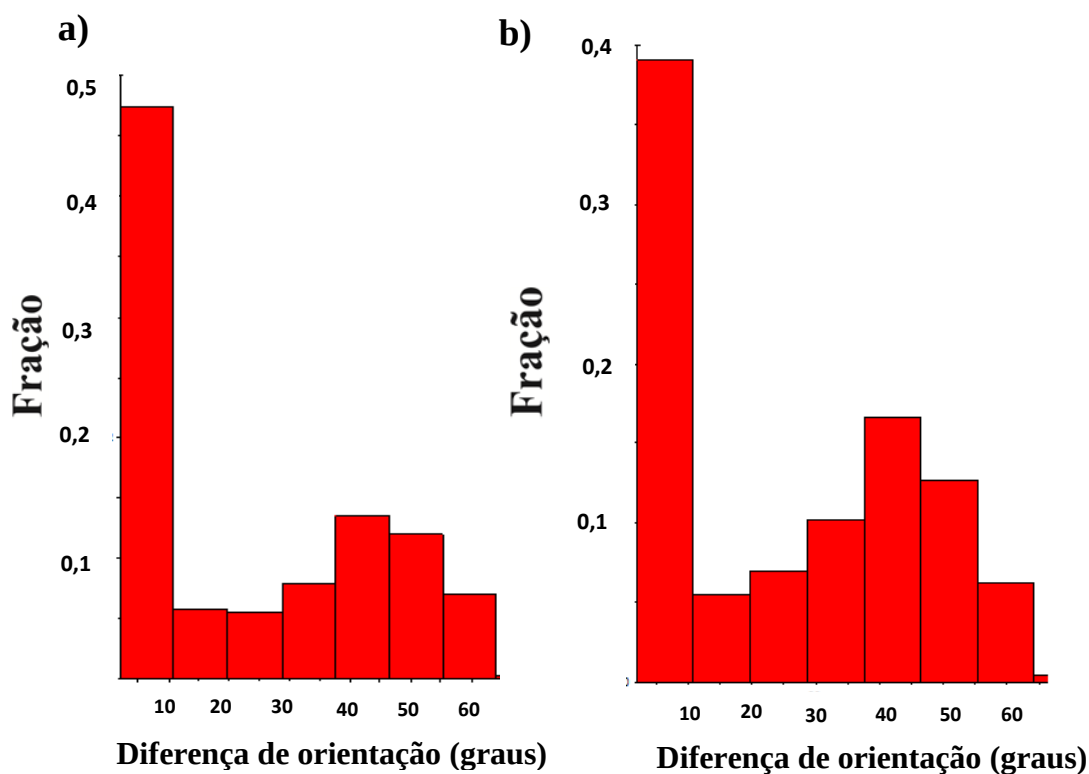


Fonte: O autor.

A distribuição das diferenças de orientações para a região próxima à delaminação e fratura dúctil são mostradas nas figuras 60.a e 60.b. A média das diferenças de orientação na

região próxima à delaminação foi de 23° . Já na região da fratura dúctil esse valor foi de 27° . Vale lembrar que o desvio padrão obtido para estes resultados foi alto. A diminuição da média da diferença de orientação pode ser explicada pela formação de paredes densas de discordâncias (DDW's) e microbandas de deformação que constituem o grupo dos grãos geometricamente necessários (GNB's). A subdivisão de grãos formando blocos de células (CB) ou células de discordâncias é resultado do processo de deformação plástica imposto a aços com médias e altas EDE e aços com estrutura CCC [106]. Além disso, observa-se uma grande fração de sub grãos ($<15^\circ$) que foi de 53% na região próxima à delaminação e 44% na região próxima à fratura dúctil.

Figura 60 - Distribuição das diferenças de orientações; a) para a região próxima à região da delaminação; b) para a região próxima à fratura dúctil.



Fonte: O autor.

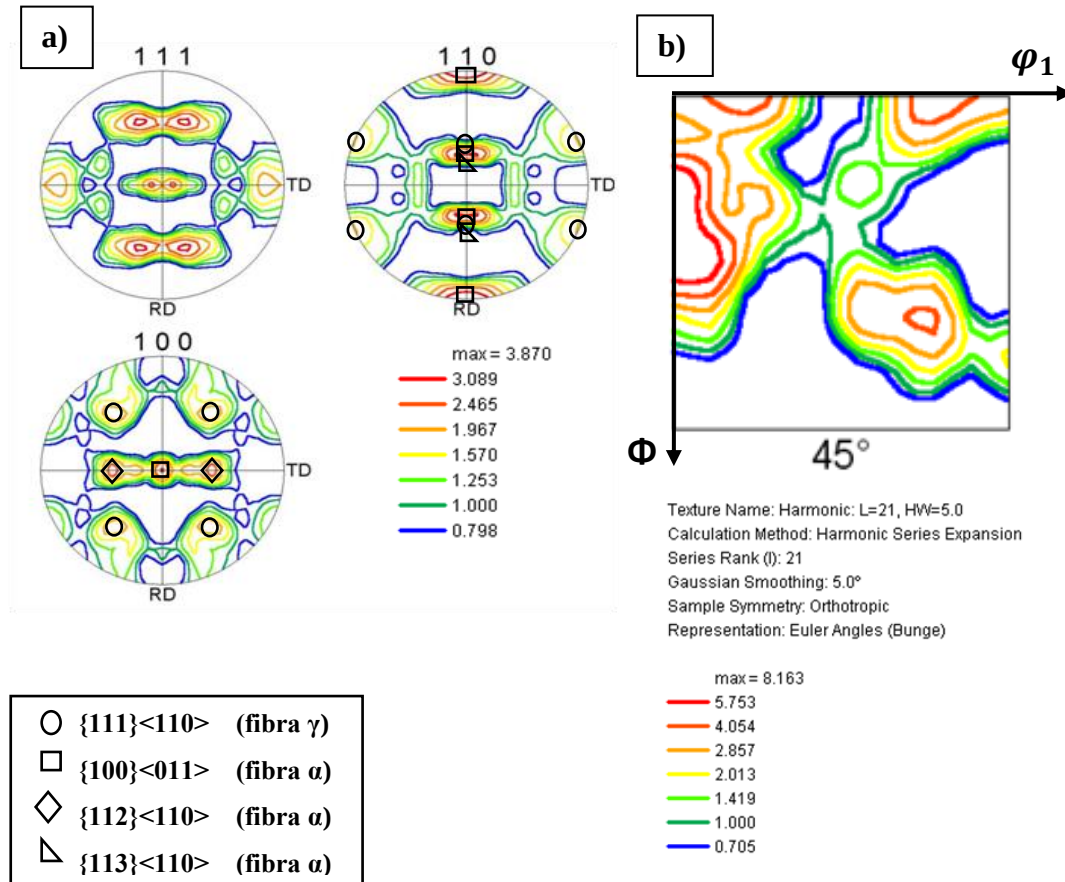
4.5.2 Componentes de textura obtidas a partir de Figuras de Pólo e FDO's

As figuras 61.a e 62.a mostram as figuras de pólo centradas nos planos (111), (110) e (100) para as regiões próximas à delaminação e fratura dúctil, respectivamente. Nas figuras 61.b e 62.b estão as FDO's obtidas para a região próximas à delaminação e fratura dúctil, respectivamente, para a seção $\varphi_2 = 45^\circ$ que é a seção mais importante na análise de aços em

que φ_1 é o ângulo de Euler alinhado com RD e Φ é o ângulo de Euler alinhado com TD. As principais análises de componentes foram obtidas das FDO's já que figuras de pólo fornecem informações incompletas e semiquantitativas [81].

Pode-se observar, nas figuras 61 e 62, a formação de fibras de textura α , ou fibra DL, fibra γ , ou fibra DN, e textura de fibra cubo, as quais são comuns em aço de baixo carbono que passam pelo processo de laminação controlada, sendo que estas variam em intensidade e componentes, conforme os diferentes processamentos do aço e composição química de aços de baixo carbono [14, 91]. A textura de fibra cubo está relacionada com a recristalização das componentes de orientações $\{100\}\langle 110\rangle$ da austenita na mesma componente da ferrita. Já as texturas de fibra α e γ podem estar relacionados com o processo de laminação realizado abaixo da temperatura de não recristalização (T_{NR}), no campo bifásico ($\alpha + \gamma$).

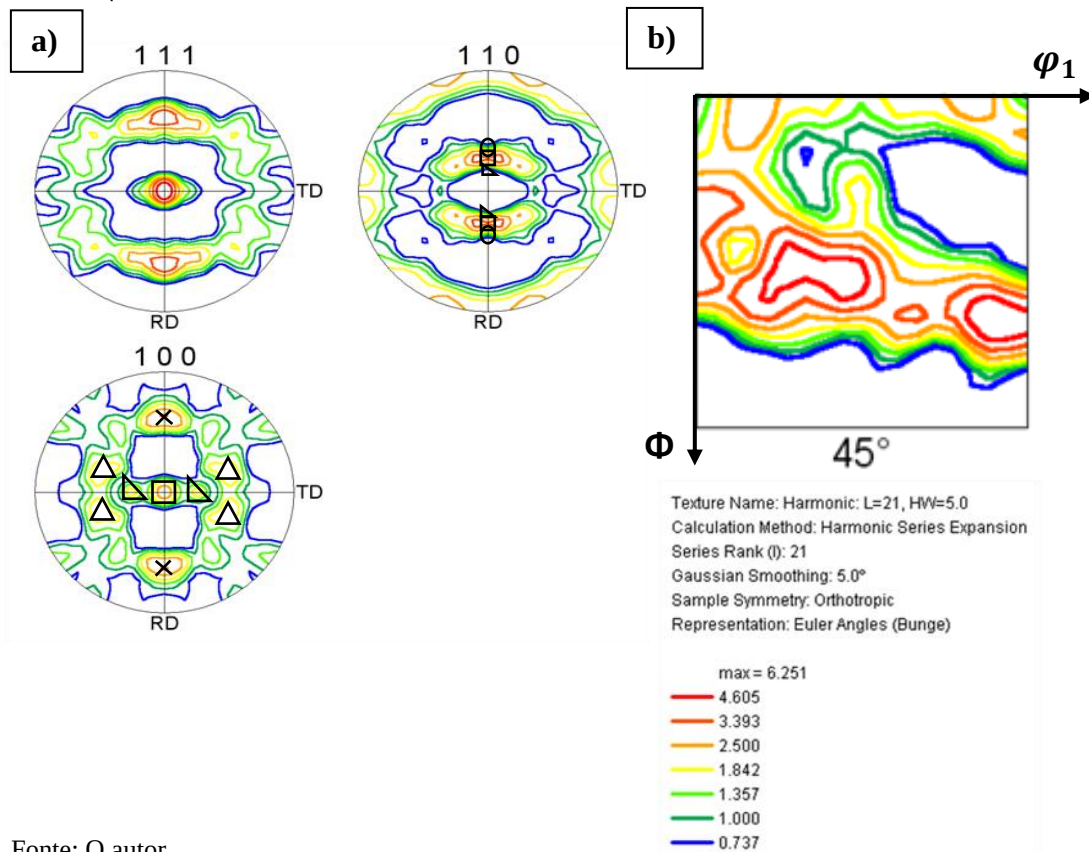
Figura 61 - (a) Figuras de pólo obtida próxima à região da delaminação centradas nos planos (111), (110) e (100). Os símbolos indicam os seguintes conjuntos de orientação: $\bigcirc$: $\{111\}\langle 110\rangle$, $\square$ $\{100\}\langle 110\rangle$, $\diamond$ $\{112\}\langle 110\rangle$ e $\triangle$: $\{113\}\langle 110\rangle$, (b) FDO obtida para a região da delaminação em $\Phi_2 = 45^\circ$.



Fonte: O autor.

As componentes de textura de fibra α tanto na região próxima à delaminação quanto da fratura dúctil foram: $\{113\}\langle 110\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$, $\{223\}\langle 110\rangle$, sendo que estas foram mais intensas na região próxima à delaminação, conforme pode ser visto nas figuras 61 e 62. Todas estas componentes causam anisotropia das propriedades mecânicas (limite de resistência para todas as componentes e tenacidade no caso da componente $\{113\}\langle 110\rangle$), e assim também podem ter conduzido o ensaio ao estado plano de tensão influenciado na ocorrência da delaminação. A primeira destas componentes está relacionada com a recristalização da componente austenítica deformada $\{112\}\langle 111\rangle$. Já as componentes $\{112\}\langle 110\rangle$, $\{223\}\langle 110\rangle$ são componentes de deformação produzidas pela rotação da componente $\{113\}\langle 110\rangle$ durante a deformação plana da fase α no processo de deformação.

Figura 62 - (a) Figuras de pólo centradas nos planos (111), (110) e (100) obtidas da região próxima a fratura dúctil. Os símbolos indicam os seguintes conjuntos de orientações: $\circ$: $\{111\}\langle 110\rangle$, $\square$: $\{100\}\langle 110\rangle$, $\diamond$: $\{112\}\langle 110\rangle$ e $\triangle$: $\{113\}\langle 110\rangle$, $\triangle$: $\{332\}\langle 110\rangle$ e $\times$: $\{111\}\langle 112\rangle$; b) FDO obtida para a região da fratura dúctil em $\varphi_2 = 45^\circ$.



Fonte: O autor.

A ocorrência da fibra de textura γ foi mais intensa na região próxima à fratura dúctil, onde as componentes de maior intensidade foram: $\{111\}\langle 231\rangle$, $\{111\}\langle 132\rangle$ e $\{111\}\langle 123\rangle$, conforme pode ser visto na figura 62. Como suas intensidades são muito maiores quando

comparadas com as da região próxima à delaminação, isto sugere que essas componentes de textura podem estar associadas com o processo de propagação de trinca dúctil. Além delas, as componentes mais importantes observadas em aços CCC laminados a quente $\{111\}\langle 110 \rangle$ e $\{111\}\langle 112 \rangle$ [14, 89] surgiram, contudo em menor intensidade. Essas componentes são produzidas a partir de rotação das componentes $\{113\}\langle 110 \rangle$, e $\{332\}\langle 113 \rangle$, respectivamente, geradas pela deformação plana da fase α [14]. Na região próxima à fratura dúctil, houve a ocorrência de fibra de textura ε , ou fibra DT, com componente de textura $\{332\}\langle 113 \rangle$, a qual surge da recristalização da componente austenítica $\{110\}\langle 112 \rangle$, e tem efeito desejável para o aço, pois causa baixa anisotropia no limite de resistência, diferentemente da componente de transformação $\{113\}\langle 110 \rangle$ [11, 14, 45, 90].

No caso da textura de fibra cubo houve a ocorrência das seguintes componentes de orientação: $\{100\}\langle 120 \rangle$ e $\{100\}\langle 230 \rangle$ tanto na região próxima à delaminação como na fratura dúctil, conforme pode-se observar nas figuras 61.b e 62.b. Essas componentes de fibra cubo foram mais intensas na região próxima à delaminação. A fibra de textura cubo geralmente se apresenta em menor intensidade do que fibras de textura α e γ , em aços laminados abaixo da temperatura de recristalização, por ser oriunda do processo de recristalização [14, 91]. Na região da delaminação houve a ocorrência da componente de textura $\{100\}\langle 110 \rangle$ que é caracterizado por ser um plano de clivagem na direção de laminação da chapa sendo um dos principais responsáveis pela ocorrência de delaminações em aços de baixo teor carbono [11, 14-16, 38, 45].

Assim, as componentes de fibra $\{113\}\langle 110 \rangle$ e $\{100\}\langle 110 \rangle$ devem ser minimizadas durante o processamento termomecânico do aço, dando ênfase em obter a componente $\{332\}\langle 113 \rangle$ que tem efeito benéfico sobre as propriedades mecânicas do aço. No caso da componente $\{100\}\langle 110 \rangle$ isso pode ser realizado prevenindo a recristalização da austenita. Já as componentes $\{113\}\langle 110 \rangle$ e $\{332\}\langle 113 \rangle$ aumentam com a diminuição da temperatura de laminação [14]. O aumento da intensidade da componente $\{332\}\langle 113 \rangle$ pode ser obtido através da presença de solutos como Cr, Mo, Mn e Ni, fino tamanho de grãos austenítico e alta taxa de resfriamento acelerado, que influenciam na intensidade da componente $\{332\}\langle 113 \rangle$ e praticamente não influenciam na intensidade da componente $\{113\}\langle 110 \rangle$ [14].

5 CONCLUSÕES

Neste trabalho foram avaliadas curvas J-R de aços para tubulações das classes API 5L X60 e X70 utilizando-se de espécimes não padronizados SE(T) fixados por pinos a partir da medida da abertura da boca da trinca (CMOD). Para melhor correção dos comprimentos de trinca de espécimes com tamanho de trinca rasa, foi obtida uma função polinomial para o fator de rotação plástico. Análises da microtextura e mesotextura por difração de elétrons retroespalhados, nas regiões da delaminação e fratura dúctil, foram desenvolvidas no aço API 5L X70.

O valor médio obtido de tenacidade à fratura, J_{IC} , foi de 355 kJ/m^2 o qual não variou entre espécimes com tamanho de trinca rasa e profunda. A partir do valor J_{IC} , as curvas médias para espécimes com tamanho de trinca rasa tiveram maiores valores de tenacidade à fratura do que espécimes com tamanho de trinca profunda, para um mesmo incremento de trinca. Espécimes que apresentaram delaminações na superfície de fratura, consequentemente, obtiveram valores superestimados de energia. A influência da delaminação foi maior para espécimes com tamanho de trinca profunda, já que estes possuem maior estado triaxial de tensões. Quando a função polinomial para o fator de rotação plástico foi utilizada, os valores estimados de tamanho final e inicial de trinca se mostraram mais próximos dos valores medidos, do que utilizando o raio plástico constante. Isso mostra que, quando se utiliza o raio plástico constante, os valores de extensão de trinca dúctil tornam-se superestimado.

Apesar das áreas analisadas por microtextura e mesotextura serem pequenas, foi observado que a textura de fibra α foi mais intensa na região próxima à delaminação. As componentes mais intensas obtidas para esta textura foram: a componente de transformação $\{113\}\langle 110 \rangle$ e as componentes de deformação $\{112\}\langle 110 \rangle$ e $\{223\}\langle 110 \rangle$. Essas componentes de textura geram anisotropia de propriedades mecânicas durante o ensaio de tenacidade à fratura e podem conduzir o ensaio a um baixo estado triaxial de tensões. Além disso, houve a ocorrência da componente $\{100\}\langle 110 \rangle$, que é uma das principais responsáveis pela ocorrência de delaminações em aços ARBL. As componentes mais intensas obtidas próximo à região da fratura dúctil foram: $\{112\}\langle 110 \rangle$, $\{223\}\langle 110 \rangle$, $\{111\}\langle 110 \rangle$ as quais podem estar relacionadas com o processo de propagação de trinca dúctil.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHO FUTUROS

Obter curvas J-R para espécimes SE(T) com diferentes relações a/W e com maior quantidade de espécimes para avaliar se realmente a relação a/W influencia na restrição plástica do espécime.

Fazer comparações de medidas experimentais da área plástica a partir da medida do CMOD e LLD para ver se os resultados teóricos realmente estão de acordo com os resultados experimentais.

Fazer a varredura de EBSD em maiores regiões próximas às superfícies de fratura e avaliar a microtextura e mesotextura na região da delaminação a partir de cortes paralelos à superfície de fratura, o que tornará possível avaliar os planos que são separados durante a propagação da delaminação.

REFERÊNCIAS

- [1] INTERNATIONAL ENERGY AGENCY. **2011 key world energy statistics**. Paris: IEA, 2011.
- [2] BRASIL. Agência Nacional de Petróleo. **Anuário estatístico brasileiro do petróleo, gás natural e biocombustíveis - 2012**. Rio de Janeiro: ANP, 2012.
- [3] BALLOU, R. H. **Gerenciamento da cadeia de suprimentos/logístico empresarial**. 5. ed. Porto Alegre: Bookmann, 2006.
- [4] BALSARA, M. N. Application of advanced fracture mechanics to the assessment of linepipe defects. **Pipeline Technology**, v. 5, p. 569-585. 1996.
- [5] SCHWINN, V. et al. Prospects and state of the art of TMCP steel plates for structural and linepipe applications. **Materials Science Forum**, v. 539-543, p. 4726-4731, 2007.
- [6] GUO, W, et al. The coupled effects of thickness and delamination on cracking resistance for X70 pipeline steel. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 79, p. 403 - 412, 2002.
- [7] YAN, W. et al. Delamination fracture related to tempering in a high-strength low-alloy steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 41, p. 159-171, 2010.
- [8] TANAKA, T. Controlled rolling of steel plate and strip. **International Metals Review**, v. 4, p. 185-212, 1981.
- [9] SHANMUGAM, P.; PATHAK, S. D. Some studies on the impact behavior of banded microalloyed steel. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 53, p. 991-1005, 1996.
- [10] INOUE, T. et. al. Delamination effect on impact properties of ultrafine-grained low-carbon steel processed by warm caliber rolling. **Metallurgical and Materials Transactions**, v. 41, p. 341-355, 2010.
- [11] MISRA, R.D.K.; NATHANI, H. SICILIANO, F. Effect of texture and microstructure on resistance to cracking of high-strength hot-rolled Nb-Ti microalloyed steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 35, p. 3024-3029, 2004.
- [12] THAULOW, C. et. al. Fracture mechanical properties in controlled rolled CMn thermomechanically treated steels with splittings. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 24, p. 263-276, 1986.

- [13] HIPPERT JR, E. **Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API-X70 e aplicação de curvas de resistência J-Δa para previsão de colapso em dutos**. 2004, 167f. Tese (Doutorado em Engenharia) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2004.
- [14] RAY, R. K.; JONAS, J. J. Transformation textures in steels. **International Materials Review**, v. 35, p. 1-36, 1990.
- [15] BOURELL, D.L. Cleavage delamination in impact tested warm-rolled. **Metallurgical Transactions**, v. 14, p. 1983-2487, 1983.
- [16] JOO, M.S. et. al. Role of delamination and crystallography on anisotropy of Charpy toughness in API-X80 steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 546, p. 314-322. 2012.
- [17] NYHUS, B. **State of the art for use of SENT specimens to test fracture properties in pipes for reeling operation**. Trondheim: SINTEF, 2001. (Relatório SIINTEF n°STF24 F01274).
- [18] TELLES, P. C. S. **Tubulações Industriais: Materiais, Projeto, Montagem**. 10. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2001.
- [19] CONFAB. **Processo de Fabricação SAW Longitudinal (U-O-E)**. Disponível em: <<http://www.tenaris.com>>. Acesso em: 14 fev. 2012.
- [20] ENCYCLOPAEDIA BRITANNICA. **Phoenician**. Disponível em: <<http://www.britannica.com/>>. Acesso em: 28 jan. 2013.
- [21] ENCYCLOPAEDIA BRITANNICA. **History of Pipelines**. Disponível em: <<http://www.britannica.com/>>. Acesso em: 15 fev. 2012.
- [22] MURRAY, A. **Pipeline technology: where have we been and where are going ?** In: 3RD SEMINAR ON PIPELINE, 2001, Rio de Janeiro. **Anais...** Rio de Janeiro, 2001.
- [23] BRASIL. Agência Nacional de Petróleo. **Anuário estatístico brasileiro do petróleo, gás natural e biocombustíveis - 2002**. Rio de Janeiro: ANP, 2002.
- [24] MINISTÉRIO DOS TRANSPORTES. **Relatório executivo do plano nacional de logística e transportes – PNL.T**. 2007.
- [25] CENTRAL INTELLIGENCE AGENCY (US) – CIA. **The World Factbook**. Disponível em: <<https://www.cia.go/>>. Acesso em: 12 fev. 2012.

- [26] REVISTA PETRO & QUÍMICA. **Transportando inovação**: Expansão da malha de dutos abre espaço para inovações em construção e materiais, Matéria de Flávio Bosco. Edição 318, 2009.
- [27] EMPRESA BRASILEIRA DE PESQUISAS ENERGÉTICAS – EPE. **Perspectivas para o etanol no Brasil**. Rio de Janeiro, 2008.
- [28] AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Specification for line pipe steel API5L**. 44. ed. Chicago: API, 2007.
- [29] SHIGA, C. et al. Development of larger diameter high strength line pipes for low temperatures service. **Kawasaki Steel Technical Report**, p.97-109, 1981.
- [30] GRAY, M. **Niobium bearing steel in pipeline projects**. Microalloying International, Inc., Mannesmann-roehren-Werke AG, Muehlheim, Deutschland.
- [31] HILLERBRAND, H. G.; HECKMANN, C. J.; NIEDERHOFF, K.A. X80 linepipe for large-diameter high strength pipelines. In: Annual conference X80 pipeline workshop, 2002, Hobart. **Proceedings...** Rotingen: EUROPIPE. EP-TP47-02.
- [32] PORTER, L. F. High strength low-alloy steels. **Encyclopedia of Materials Science and Engineering**. Oxford: Pergamon Press, 1986. p. 2157-2162.
- [33] MORRISON, W. B; WOODHEAD, J. H. The influence of small niobium addition on the mechanical properties of commercial mild steels. **Journal of the Iron and Steel Institute**, v. 201, p. 43-46, 1963.
- [34] PADILHA, A. F.; SICILIANO, F. Jr. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**. 3. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.
- [35] SICILIANO, F. Materiais para gasodutos aços de alta resistência para dutos de transporte de gás e petróleo – tendências atuais. **Metalurgia e Materiais**, v. 64, p. 208-214, 2001.
- [36] GRÄF, M. K. et al. High strength large-diameter pipe for long-distance high pressure gas pipelines. In: THIRTEENTH INTERNATIONAL OFFSHORE AND POLAR ENGINEERING CONFERENCE, 2003, Honolulu. **Proceedings...** EUA: ISOPE, 2003. p. 26-30.
- [37] BHADESIA, H. K. D. H. **Bainite in steels**: transformations, microstructure end properties. 2. ed. London: IOM Communications, 2001.
- [38] TIANFU, J. et. al. High performance steel plates with micro-laminated layer structure produced by plastic deformation. **Journal of Materials Science Letters**, v. 16, p. 485–489, 1997.

- [39] BALDI, G.; BUZZICHELLI, G. Critical stress for delamination fracture in HSLA steels. **Metal Science**, v. 12, p. 459-72, 1978.
- [40] SUN, J.; BOYD, J. D. Effect of thermomechanical processing on anisotropy of cleavage fracture stress in microalloyed linepipe steel. **International Journal of Pressure vessels and Piping**, v. 77, p. 369-377, 2000.
- [41] OTÁROLA, T. et al. Embrittlement of a superduplex stainless steel in the range of 550–700 °C. **Engineering Failure Analysis**, v. 12, p. 930–941, 2005.
- [42] GROBLER, C.; AN ROOYEN, G. T. The mechanisms by which splitting occurs along sheared edges and in charpy specimens of a 12% chromium steel. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v. 27, p. 49- 58, 1988.
- [43] YANG, M. et al. Splitting in dual-phase 590 high strength steel plates part I. Mechanisms. **Materials Science and Engineering A**, v. 497, p. 451-461, 2008.
- [44] BRAMFITT, B.L.; MARDER, A.R. A study of the delamination behavior of a very low-carbon steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 8, p. 1263-1273, 1977.
- [45] VENKATSURYA, P.K.C. et. al. Understanding mechanical property anisotropy in high strength niobium-microalloyed linepipe steels. **Materials Science and Engineering**, v. 556, p.194-210, 2012.
- [46] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIAL. **Standard test method for measurement of fracture toughness, E1820**. Philadelphia, 2005.
- [47] GUO, W. Elastoplastic three-dimensional crack border field. I. Singular structure of the field. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 46, p. 93- 104, 1993.
- [48] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIAL. **Standard test method for measurement for fracture toughness, ASTM E1152**, Philadelphia, 1995.
- [49] HONG, S. et al. Effects of specimen thickness and notch shape on fracture modes in the drop weight tear test of API X70 and X80 linepipe steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 42, p. 2619-2632, 2011.
- [50] CHENG, J. H. The influence of rolling practice on fracture properties of hot rolled plate. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v. 21, p. 299-308, 1982.
- [51] MIYOSHI, E. et al. **The effect of separation on the propagating shear fracture**. Paper 4, crack propagation in pipelines, The Institute of Gas Engineering, 1974.

- [52] MAXEY, W. A.; EIBER, R. J. Fracture in pipelines: main influencing factors. In: INTERNATIONAL SEMINAR ON FRACTURE IN GAS PIPELINES, 1984, Moscou. **Proceedings...** São Paulo: CBMM, 1984, p. 49-81.
- [53] CHIESA, M. et al. Efficient fracture assessment of pipelines. A constraint corrected SENT specimen approach. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 68, p. 527-547, 2001.
- [54] BOLT, R.; OWEN, R. W. **Recent Trends in Gas Pipeline Incidents (1970-1997):** a report by the European Gas Pipeline Incidents Data Group (EGIG), Paper C571/032/99, Ageing Pipelines, Optimising the Management and Operation Low Pressure – High Pressure, IMechE Conference Transactions 1999-8 (C571), Institution of Engineers, Newcastle upon Tyne, UK, 11-13 October 1999.
- [55] COSHAM, A.; HOPKINS, P. **Pipeline Defect Assessment Manual (PDAM)**. Pespen Limited, 2006.
- [56] YOON, J. H. et al. Effects of loading rate and temperature on J - R fracture resistance of an SA516-Gr.70 steel for nuclear piping. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 76, p. 663–670, 1999.
- [57] MARGOLIN, B. et.al. Simulation of J_R curves for reactor pressure vessels steels on basis of a ductile fracture model. **International Journal of Pressure vessels and Piping**, v. 78, p. 715-725, 2001.
- [58] ZHU, X.K.; JOYCE, J.A. J -Resistance curve testing of HY80 steel using SE(B) specimens and normalization method. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 74, p. 2263–2281, 2007.
- [59] ZHOU, D.W. Measurement and modeling of R-curves for low-constraint specimens. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 78, p. 605-622, 2011.
- [60] ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**. 2. ed. New York: CRC Press, 1994.
- [61] MEYERS, M.; CHAWLA, K. **Mechanical Behavior of Materials**. 2. ed. New York: Cambridge University Press, 2009.
- [62] GOMES, P. T. et. al. Normalizing treatment influence on the forged steel SAE 8620 fracture properties. **Material Research**, v. 8, p. 57-63, 2005.
- [63] PIOVATTO, R. R. **Desenvolvimento de metodologia experimental para aplicação em espécimes SE(T) para avaliação da integridade estrutural em dutos**. 2007. 151f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Escola de engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2007.

- [64] IRWIN, G. R. **Fracture dynamics fracturing of metal**. ASM: Cleveland: ASM, 1948. p. 147-166.
- [65] DUGDALE, D. S. Yielding in steel sheets containing slits. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 8, p. 100-104, 1960.
- [66] RICE, J. R. A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. **Journal of Applied Mechanics**, v. 35, p. 379-386, 1968.
- [67] ESHELBY, J. D. The Force on an Elastic Singularity. **Philosophical Transactions of the Royal Society of London**, v. 244, p. 87-112, 1951.
- [68] CRAVERO, S. **Desenvolvimento de procedimentos para avaliação de curvas J-R em espécimes à fratura SE(T) utilizando o método da variação da flexibilidade elástica**. 2007. 162 f. Tese (Doutorado em Engenharia) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2007.
- [69] HUTCHINSON, J. W. Singular behavior at the end of a tensile crack tip in a hardening material. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 16, p.13-31, 1968.
- [70] RICE, J. R.; ROSENGREN, G. F. Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 16, p. 1-12, 1968.
- [71] KANNINEN, M. F.; POPELAR, C. H. **Advanced Fracture Mechanics**. New York: Oxford University Press, 1985.
- [72] JOYCE, J. A.; LINK, R. E. Effects of constraint on upper shelf fracture toughness. In: REUTER, W.G.; UNDERWOOD, J.H.; NEWMAN, J.C **Fracture Mechanics - ASTM STP 1256**. ASTM: Philadelphia, 1995. v. 26, p.142-177.
- [73] JOYCE, J.A.; LINK, R. E. Application of two parameters elastic-plastic fracture mechanics to analysis of structures. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 57, p. 431-446, 1997.
- [74] BEGLEY, J. A.; LANDES, J. D. The integral J as a fracture criterion. In: NATIONAL SYMPOSIUM ON FRACTURE MECHANICS PART II - ASTM STP 514. **Proceedings...** ASTM: Philadelphia, 1972. p.1-20.
- [75] BEGLEY, J. A.; LANDES, J. D. The effect of geometry of specimen on J_{IC} . In: NATIONAL SYMPOSIUM ON FRACTURE MECHANICS PART II - ASTM STP 514. **Proceedings...** ASTM: Philadelphia, 1972. p. 24- 39.

[76] TARPANI, J. R. **Avaliação da estabilidade de trincas em componentes estruturais por meio do parâmetro elasto-plástico Integral-J e comparação com resultados obtidos via mecânica da fratura elástica-linear**. 1995. 174f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica) – Universidade de São Paulo, São Carlos, 1995.

[77] REESE, E. D.; SCHWALBE, K. H. The linear normalization technique – An alternative procedure for determining J-R curves from a single specimen test record based on Landes normalization method. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v. 16, p. 271-280, 1993.

[78] CLARKE, G. A. Single specimen tests for J_{IC} determination. In: RICE, J.R.; PARIS, P.C. **Mechanics of Crack Growth** - ASTM STP 590. ASTM: Philadelphia, 1976. p. 27-42.

[79] CULLITY, B.D. **Elements of x-ray Diffraction**. 2. ed. Massachusetts: Addison-Wesley, 1978.

[80] KITTEL, C. **Introduction to Solid State Physics**. 7. ed. New York: John Wiley & Sons, 1996.

[81] RANDLE, V.; ENGLER, O. **Introduction to Texture Analysis: microtexture, microtexture, and orientation mapping**. New York: CRC Press, 2000.

[82] BUNGE, H. J. Zur darstellung allgemeiner texture. **Zeitschrift Fuer Metallkunde**, v. 56, p. 872 – 874, 1965.

[83] REZENDE, J. E. **Evolução da microtextura e textura com a temperatura de acabamento de um aço GNO com 1,3%Si**. 2003. 73f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais). Rede Temática em Engenharia de Materiais, UFOP – CETEC – UEMG, Ouro Preto, 2003.

[84] CHEN, Y.J.; HJELLEN, J.; ROEN, H. J. Application of EBSD technique to ultrafine grained and nanostructured materials processed by severe plastic deformation: Sample preparation, parameters optimization and analysis. **Transactions of the Nonferrous Metals Society of China**, v. 22, p. 1801-1809, 2012.

[85] GODEC, M.; JENKO, M. Presentation methods of textures measurements. **Materiali in Tehnoloije**, v. 34, p. 359-364, 2000.

[86] MARTINS, J. P. **Estudo da recuperação e recristalização do tântalo com microestrutura oligocristalina laminado a frio**. 2002. 112p. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia Química de Lorena, Lorena, 2002.

[87] HUMPHREYS, F. J. Quantitative metallography by electron backscattered diffraction. **Journal of Microscopy**, v. 195, p. 170-185, 1999.

- [88] NAFISI, S. et. al. Texture and mechanical properties of API X100 steel manufactured under various thermomechanical cycles. **Materials Science and Engineering A**, v. 531 p. 2–11, 2012.
- [89] HUMPHREYS, F.J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and related annealing phenomena**. 2. ed. Australia: Elsevier, 2004.
- [90] BACZYNSKI, G.J.; JONAS, J.J.; COLLINS, J.J. The influence of rolling practice on notch toughness and texture development in high-strength linepipe. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 30, p. 3045 – 3054, 1999.
- [91] VIANA, C.S.C.; LOPES, A.M. Texturas de Transformação de Fase, In: TSCHIPTCHIN, A. P.; PADILHA, A. F.; SCHON, C.G.; LANDGRAF, F. J. G.; GOLDENSTEIN, H.; FALLEIROS, I. G. S; LIMA N. B. **Textura e Relações de Orientação: Deformação Plástica, recristalização, crescimento de grão**. 2. ed. São Paulo: IPEN, 2003, cap. 12. p. 196 – 209.
- [92] TAYLOR, G.I. Plastic strain in metals. **Journal of the Institute of Metals**, v. 62, p. 307-324, 1938.
- [93] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIAL. **Standard test method for tension test of metallic materials [metric], ASTM E8M**. Philadelphia, 2004.
- [94] CRAVERO, S.; RUGGIERI, C. Estimation procedure of J-resistance curves for SE(T) specimens using unloading compliance. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 74, p. 2735-2757, 2007.
- [95] JOYCE, J. A.; HACKETT, M. E.; ROE, C. Effects of crack depth and mode of loading on the J-R curve behavior of a high-strength steel. In: HACKETT, E.M.; SCHWALBE, K. H.; DODDS, R.H. **Constraint Effects in Fracture - ASTM STP 1171**. ASTM: Philadelphia, 1993. p. 239-263.
- [96] TADA, H.; PARIS, P. C.; IRWIN, G. R. **The Stress Analysis of Crack Handbook**. St. Louis: Paris Productions, 1985.
- [97] KUMAR, V.; GERMAN, M. D.; SHIH, D. F. **An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture**. Topical Report Electric, Research Power Institute, Palo Alto, CA EPRI NP-1931, CA, Julho, 1981.
- [98] SHAROBEAM, M. H.; LANDES, J. D.; HERRERA, R. Development of eta factors in elastic-plastic fracture testing using a load separation technique. In: JOYCE, J.A. **Elastic-plastic fracture Test Methods: The User's Experience - ASTM-STP-1114**. 2. ed. Ed., ASSTM: Philadelphia, 1991. p.114-132.

- [99] WU, S. X.; MAI, Y. M.; COTTEREL, B. Plastic η factor specimens with deep and shallow cracks. **International Journal of Fracture**, v. 45, p. 1-18, 1990.
- [100] KIM, Y.J. et.al. 3-D constraint effects on J testing and crack tip constraint in M(T), SE(B), SE(T) and C(T) specimens: numerical study. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 71, p. 1203-1218, 2004.
- [101] KIM, Y.J.; BUDDEN, P. J. Plastic η factor solutions of homogeneous and bi-material SE(T) specimens for toughness and creep crack growth testing. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v. 24, p.751-760, 2001.
- [102] SILVA, M.C. **Caracterização das propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço API 5L X80 e determinação experimental de curvas J-R para avaliação da tenacidade à fratura**. 2004. 96f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2004.
- [103] FRANCISCO, J. C. S. **Avaliação da tenacidade à fratura de aço API 5L X70 utilizado na fabricação de dutos transportadores de petróleo e gás**. 2009. 192 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2009.
- [104] XU, J.; et al. Effects of crack depth and specimen size on ductile crack growth of SENT and SENB specimens for fracture mechanics evaluation of pipeline. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 86, p. 787-797, 2009.
- [105] WRIGHT, S.I.; FIELD, D.P. Recent studies of local texture and its influence on failure. **Materials Science Engineering A**, v. 257, p. 165-170, 1998.
- [106] HUGHES, D. A. et. al. Scaling of microstructural parameters misorientations of deformation induced boundaries, **Acta Materialia**, v. 45, p. 105-112, 1997.

APÊNDICES

Apêndice A - Integral J: Definição e independência do caminho de integração

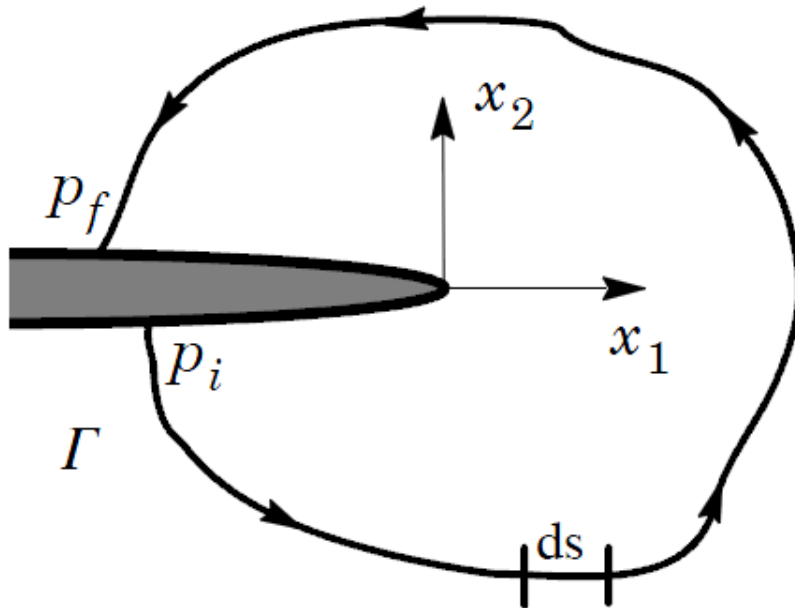
A definição da integral J considera uma trajetória fechada Γ , ao redor da ponta da trinca, conforme mostra a figura 63, sendo esta definida como:

$$J = \int_{\Gamma} w \cdot dy - \vec{T}_i \cdot \frac{\partial u_i}{\partial x} ds = 0 \quad (\text{A.1})$$

em que u_i são as componentes do vetor deslocamento e ds o incremento de comprimento ao longo da trajetória fechada. $\vec{T}_i$ são as componentes do vetor tração que são dadas por

$$\vec{T}_i = \sigma_{ij} n_j, \quad (\text{A.2})$$

Figura 63 - Esquema ilustrando o caminho arbitrário fechado (Γ) de p_i até p_f , ao redor da ponta da trinca para o cálculo da integral J.



Fonte: [94].

em que n_j são as componentes do vetor unidade normal à trajetória fechada e w representa a densidade de energia de deformação, que pode ser encontrada por

$$w = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (\text{A.3})$$

sendo σ_{ij} e ε_{ij} as componentes do vetor tensão e deformação, respectivamente. No nosso caso a integral deve envolver um caminho fechado que se inicia e termina na ponta da trinca,

conforme ilustra a figura 63. Para qualquer contorno que se opte a integral fechada deverá ter o mesmo valor, ou seja, ela independe do caminho de integração.

Apêndice B - Obtenção da flexibilidade elástica corrigida e ângulo de rotação

Analisando a figura 37.b, podem-se obter as seguintes equações, para a correção do CMOD

$$\tan(\theta + \phi) = \frac{(V_c/2+D)}{(R_c+z)}, \quad (B.1)$$

$$\tan \phi = \frac{D}{(R_c+z)}, \quad (B.2)$$

Da figura 37.b pode-se ver que $D \ll R_c$, assim o numerador da equação (B.2) tende a altos valores e, portanto $\phi = 0$. Utilizando essa relação na equação (B.1) e novamente considerando $D \ll R_c$, obtemos

$$V_c = 2(R_c + z) \tan \theta, \quad (B.3)$$

usando novamente a geometria da figura 37.b, obtém-se

$$\sin(\theta + \phi) = \frac{[V_m/2+D]}{\sqrt{D^2+(R_c+z)^2}}, \quad (B.4)$$

utilizando-se da identidade trigonométrica $\sin(A \pm B) = \sin A \cos B \pm \cos A \sin B$, obtemos

$$V_m = 2[(R_c + z)]\sin\theta + D(\cos\theta - 1), \quad (B.5)$$

combinando as equações (B.3) e (B.4), obtemos o valor do CMOD corrigido em função do CMOD medido

$$V_c = \frac{V_m}{\left[\cos\theta - \frac{D\tan\theta}{2(R_c+z)}\right]}. \quad (B.6)$$

Agora vamos analisar a correção para a carga medida. Devido à rotação do espécime, os momentos produzidos pela rotação do espécime deformado e corrigido são diferentes.

Utilizando-se a figura 37.a, pode-se estabelecer a seguinte relação entre os momentos

$$P_c r_1 = P_m r_2, \quad (B.7)$$

sendo r_1 a distância entre a linha de carga do espécime não deformado e o centro de rotação e r_2 a distância entre a linha de carga e o centro de rotação do espécime deformado. A partir da figura 37.a, observa-se que

$$r_2 = r_1 \cos \theta - \frac{H}{2} \sin \theta, \quad (B.8)$$

sendo

$$r_1 = R_c - (W/2) \quad (B.9)$$

Combinando as equações (B.7) e (B.8), obtemos a relação entre a carga corrigida e a carga medida

$$\frac{P_c}{P_m} = \cos \theta - \frac{H}{2r_1} \sin \theta . \quad (\text{B.10})$$

A relação da flexibilidade elástica medida é

$$C_M^{CMOD} = \frac{V_m}{P_m} , \quad (\text{B.11})$$

como $C_c^{CMOD} = V_c/P_c$, e substituindo as equações (B.6) e (B.10) na equação (B.11), obtemos

$$C_c^{CMOD} = \frac{C_M^{CMOD}}{\left[\cos \theta - \frac{D \tan \theta}{2(R_c + z)} \right] \left[\cos \theta - \frac{H}{2r_1} \sin \theta \right]} , \quad (\text{B.12})$$

Sendo que o ângulo de rotação do espécime é obtido pela manipulação da equação (B.4) e utilizando-se da equação (B.2)

$$\theta = \sin^{-1} \frac{[V_m/2] + D}{\sqrt{D^2 + (R_c + z)^2}} - \tan^{-1} \frac{D}{(R_c + z)} . \quad (\text{B.13})$$