

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

HUDISON LOCH HASKEL

**AVALIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA E DO EFEITO DA
MICROTEXTURA E MESOTEXTURA NA CURVA DE TRANSIÇÃO DÚCTIL
FRÁGIL DO AÇO API 5L X70**

**PONTA GROSSA
2013**

HUDISON LOCH HASKEL

**AVALIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA E DO EFEITO DA
MICROTEXTURA E MESOTEXTURA NA CURVA DE TRANSIÇÃO DÚCTIL
FRÁGIL DO AÇO API 5L X70**

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

**PONTA GROSSA
2013**

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

Haskel, Hudson Loch

H349 Avaliação da tenacidade à fratura e do efeito da microtextura e mesotextura na curva de transição dúctil frágil do aço API 5L X70/ Hudson Loch Haskel. Ponta Grossa, 2013.
140f.

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.Aço API. 2.Ensaio de impacto Charpy. 3.Transição dúctil frágil. 4.Delaminação. 5.Microtextura. 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.

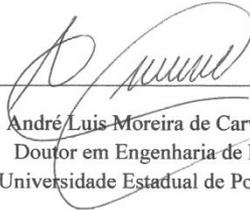
CDD: 620.11

HUDISON LOCH HASKEL

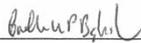
AVALIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA E DO EFEITO DA
MICROTEXTURA E MESOTEXTURA NA CURVA DE TRANSIÇÃO DÚCTIL
FRÁGIL DO AÇO API 5L X70

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.

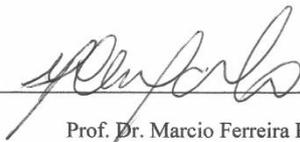
Ponta Grossa, 25 de Março de 2013



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



Prof. Dr. Carlos Antonio Reis Pereira Baptista
Doutor em Engenharia de Materiais
Universidade de São Paulo



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

AGRADECIMENTOS

A Deus, por ter me dado forças para prosseguir nesta caminhada.

Aos meus queridos pais, Nilto Pedro Haskel e Silvia Loch Haskel, por serem o meu poço de incentivo e apoio em todos os momentos.

Às minhas irmãs Vaitsa e Lidiane em nome de toda sua família, pelo carinho e apoio.

À Minha prima Grasielle Asquel pela amizade e apoio.

À minha namorada Rosane Malacarne, por todo carinho e compreensão a mim depositados.

Ao meu orientador Professor Doutor André Luis Moreira de Carvalho, pela oportunidade de realização deste trabalho.

Aos amigos do mestrado, Araldo Tisque, Arieny Rodrigues, Christiane Lago, Denilson Aguiar, Ederson Pauletti, Edson Silva, Eleomar Lena, George Martins, Guilherme Bacci, Josiane Silvano, Josiane Souza, Joéverton Iurk, Leonardo Wendler, Ludiere Toldo, Maurício Mazur, Nayana Reggiani Peres, Nádia Zurba, Osmari Hoffmann, Patricia Hoffman, Raphael Prestes Salem, Sheila Jacumasso, Viviane Teleginski, pelos momentos de alegria e descontração, que não foram poucos.

À Universidade Federal Fluminense – UFF, em nome do Professor Jeferson Fabrício Cardoso de Lins e da aluna de doutorado Fabiane Roberta de Freitas da Silva, pela realização das medidas de EBSD e pelas valiosas dicas na preparação das amostras.

Ao engenheiro de materiais Samuel Carlos Winiarski cujo trabalho de TCC foi o marco inicial para a realização deste trabalho.

À Dona Ana pelo cafezinho diário e amizade.

A CAPES – Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Ensino Superior pelo suporte financeiro para a realização deste trabalho.

A todos os professores do DEMA/MECM.

E fica também esta dissertação *in memoriam* ao meu tio Wilson Asquel, pelo exemplo de vida e inúmeros momentos de alegria os quais jamais serão esquecidos.

“O único lugar onde o sucesso vem antes do trabalho é no dicionário.”

Albert Einstein

RESUMO

No presente trabalho foi investigado o comportamento mecânico do aço API 5L X70 através de ensaios de tração e impacto instrumentado. O ensaio de impacto Charpy instrumentado permitiu quantificar as forças, energias e deflexões dos corpos de prova. Com a utilização destes dados foram obtidos parâmetros da mecânica da fratura, tais como, a tenacidade à fratura dinâmica J_{Id} , o fator de intensidade de tensão para carregamento dinâmico K_{Id} , além da faixa de valores da temperatura de transição dúctil frágil. Concomitantemente foram avaliados os mecanismos que contribuem na formação do fenômeno conhecido como delaminação, bem como a investigação de sua influência sobre a energia absorvida durante o ensaio de impacto. Foram também analisadas a microtextura e mesotextura de diferentes amostras retiradas da região frágil, dúctil e mista, da curva de transição dúctil frágil do material. Os resultados mostraram que o material possui propriedades mecânicas de impacto ligeiramente superiores na direção longitudinal à laminação comparado à direção transversal. Os valores encontrados para a tenacidade à fratura dinâmica J_{Id} são superiores para corpos de prova com orientação L-T quando comparados para a orientação T-L, e tendem a aumentar com o aumento da temperatura para ambas orientações. Os valores encontrados para o fator de intensidade de tensão para carregamento dinâmico foram próximos para ambas as orientações L-T e T-L. A microtextura revelou que após a deformação no ensaio de impacto o aço preserva algumas das características do seu histórico de processamento tais como componentes de transformações de fase e recristalização. Enquanto que o estudo da mesotextura mostrou que maiores valores de energia na curva de transição dúctil frágil resultam na formação de uma subestrutura de deformação. Resultados obtidos por microscopia eletrônica de varredura e microscopia ótica mostraram que os principais fatores que podem estar contribuindo para formação de delaminações do tipo trinca divisora são a microestrutura bandeada e grãos alongados de ferrita. Enquanto que a microtextura nas bordas da delaminação mostrou que o seu mecanismo de propagação é intergranular. O mapeamento do fator de Taylor mostrou que o mecanismo responsável pela formação da delaminação é acompanhado por pouca deformação plástica.

Palavras Chave: aço API, ensaio de impacto Charpy, transição dúctil frágil, delaminação, microtextura, mesotextura.

ABSTRACT

In the present study was investigated the API 5L X70 steel mechanical behavior through tensile and instrumented impact tests. Results from the instrumented Charpy impact test have allowed quantify the forces, energies and deflections of the specimens. It was used to obtain the fracture mechanics parameters such as the dynamic fracture toughness J_{Id} , the stress intensity factor for dynamic loading K_{Id} , as also range the ductile brittle transition temperature. Simultaneously was evaluated the mechanisms that induce to the delamination phenomenon as well as the investigation of their influence on the absorbed energy during the impact test. It was also analyzed the microtexture and mesotexture of different samples from the brittle, ductile and mixed regions from the ductile brittle transition temperature curve. Results have shown that the longitudinal direction was slightly superior mechanical properties when compared to the transverse direction. The dynamic fracture toughness J_{Id} was higher for the L-T specimen orientation when compared to the T-L orientation and it tends to increase with increasing temperature for both directions. The stress intensity factor values for dynamic loading was close to in both L-T and T-L orientations. The microtexture has revealed that deformation process from the impact test preserves some of its characteristics from the prior processing such as phase transformations and recrystallization components. While the mesotexture feature has shown higher energy values in the ductile brittle transition temperature curve, it is resulted from the formation of deformation substructure. Results obtained by scanning electron microscopy and light microscopy have shown that the main factors that may be contributing to the formation of crack-divider type delaminations are banded microstructure and elongated ferrite grains. While the microtexture from the edges delamination has shown that propagation mechanism is intergranular. Taylor factor mapping has shown that the mechanism responsible for the formation of delamination is accompanied by low plastic deformation.

Keywords: API steel, Charpy impact test, ductile brittle transition, delamination, microtexture, mesotexture.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

FIGURA 3.1- TUBOS, DUTOS E TUBULAÇÃO.....	21
FIGURA 3.2- PROCESSO MANNESMAN DE FABRICAÇÃO DE TUBOS SEM COSTURA.....	22
FIGURA 3.3- ILUSTRAÇÃO DO PROCESSO DE SOLDAGEM U-O-E	23
FIGURA 3.4- TRAÇADO DO GASODUTO BOLÍVIA – BRASIL (GASBOL)	24
FIGURA 3.5- FENÔMENOS METALÚRGICOS QUE OCORREM DURANTE A LAMINAÇÃO CONTROLADA.	31
FIGURA 3.6- REGIÕES DA LAMINAÇÃO CONTROLADA E SUAS PRINCIPAIS VARIAÇÕES MICROESTRUTURAIS.	32
FIGURA 3.7- MECANISMO DE FORMAÇÃO DE DELAMINAÇÃO SEGUNDO OS ESTADOS DE TENSÕES FRENTE A TRINCA.....	33
FIGURA 3.8- MECANISMOS DE FORMAÇÃO DE DELAMINAÇÕES.....	35
FIGURA 3.9- CORPO DE PROVA DE ENSAIO DE IMPACTO APRESENTANDO O FENÔMENO DA DELAMINAÇÃO.....	35
FIGURA 3.10- REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DE UMA PLACA DE UM MATERIAL POLICRISTALINO, COM GRÃOS CONSTITUINTES (A) ARRANJADOS DE UM MODO CRISTALOGRAFICAMENTE SEMELHANTE, (B) DE MODO CRISTALOGRAFICAMENTE DIFERENTE.	37
FIGURA 3.11- REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA REPRESENTANDO A RELAÇÃO ENTRE MACROTEXTURA, MICROTEXTURA E MESOTEXTURA	39
FIGURA 3.12- REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO APARATO UTILIZADO PARA AQUISIÇÃO DE DADOS DE MEDIDAS POR EBSD	40
FIGURA 3.13- FORMAÇÃO DAS LINHAS DE KIKUCHI	41
FIGURA 3.14- INDEXAÇÃO DAS LINHAS DE KIKUCHI. A) SEM INDEXAÇÃO DOS PLANOS CRISTALINOS; B) COM INDEXAÇÃO.....	42
FIGURA 3.15- PROJEÇÕES ESTEREOGRÁFICAS. A) FAMÍLIA DE POLOS {001}, B) REPRESENTAÇÃO DE UMA FIGURA DE POLO	42
FIGURA 3.16- FIGURA DE POLO INVERSA: A) PROJEÇÃO ESTEREOGRÁFICA; B) FIGURA DE POLO INVERSA COM IDENTIFICAÇÕES DE ALGUMAS ORIENTAÇÕES.....	43
FIGURA 3.17- SEÇÃO DA FDO COM $\Phi_2= 45^\circ$ MOSTRANDO A POSIÇÃO DOS PRINCIPAIS COMPONENTES DE TEXTURA AO LONGO DAS FIBRAS RD, TD, E ND	44

FIGURA 3.18- ENSAIO DE IMPACTO CHARPY. (A) REPRESENTAÇÃO DE UMA MAQUINA REAL (B) REPRESENTAÇÃO DO MOVIMENTO DO MARTELO.	48
FIGURA 3.19- CURVA CARACTERÍSTICA DO ENSAIO DE IMPACTO DE CHARPY MOSTRANDO AS TRÊS REGIÕES COM OS DIFERENTES ASPECTOS DE FRATURA.....	49
FIGURA 3.20- ILUSTRAÇÃO ESQUEMÁTICA DO EFEITO DA TEMPERATURA NA TENACIDADE AO ENTALHE SEGUNDO O TIPO DE ESTRUTURA CRISTALINA.	50
FIGURA 3.21- DIAGRAMA ESQUEMÁTICO DO SISTEMA DE AQUISIÇÃO DE DADOS PARA O ENSAIO DE IMPACTO CHARPY INSTRUMENTADO.	52
FIGURA 3.22- CURVAS TÍPICAS DE UM ENSAIO DE IMPACTO CHARPY INSTRUMENTADO PARA UM AÇO DE MÉDIA RESISTÊNCIA MECÂNICA.....	53
FIGURA 3.23- INTEGRAÇÃO NUMÉRICA CURVA DE CARREGAMENTO VERSUS DEFLEXÃO	54
FIGURA 3.24- CURVAS CARACTERÍSTICAS FORÇA VERSUS DESLOCAMENTO, CLASSIFICADAS PELA NORMA ISO 14 556, 2000	55
FIGURA 4.1- FOTO DA CHAPA DE AÇO API X70 NO ESTADO COMO RECEBIDO	59
FIGURA 4.2- ENSAIO DE TRAÇÃO DO AÇO API 5L X 70	62
FIGURA 4.3- CORPOS DE PROVA DO ENSAIO DE IMPACTO CHARPY DO TIPO A, B E C	63
FIGURA 4.4- ORIENTAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA DO ENSAIO DE IMPACTO CHARPY	63
FIGURA 4.5- APARATO EXPERIMENTAL UTILIZADO NA REALIZAÇÃO DOS ENSAIOS	65
FIGURA 4.6- CORTES FEITOS PARA RETIRADA DAS AMOSTRAS PARA REALIZAÇÃO DE EBSD: A) E B) REPRESENTAÇÕES ESQUEMÁTICAS; C) CORTES EM UM CORPO DE PROVA REAL..	66
FIGURA 4.7- REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DOS LOCAIS DE REALIZAÇÃO DAS MEDIDAS DE MICROTEXTURA	67
FIGURA 4.8- PLANO NOS QUAIS ENCONTRAM AS AMOSTRAS PARA A REALIZAÇÃO DAS ANÁLISES DE MICROTEXTURA E MESOTEXTURA	67
FIGURA 4.9- CORTES FEITOS NOS CORPOS DE PROVAS PARA A REALIZAÇÃO DE ANÁLISES POR EBSD	69
FIGURA 5. 1- QUEIMA REALIZADA NA AMOSTRA PARA OBTENÇÃO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA ..	70
FIGURA 5. 2- MICROESTRUTURA DO AÇO API 5L X70 NA DIREÇÃO LONGITUDINAL DA CHAPA, AUMENTO DE 500X.....	71
FIGURA 5. 3- MICROESTRUTURA DO AÇO API 5L X70 NA DIREÇÃO NORMAL À LAMINAÇÃO DA CHAPA, AUMENTO DE 500X	72
FIGURA 5. 4- MICROESTRUTURA DO AÇO API 5L X70 NA DIREÇÃO TRANSVERSAL, AUMENTO DE 500 X.....	72

FIGURA 5. 5- VISÃO TRIDIMENSIONAL DA MICROESTRUTURA DO AÇO API X70: (A) AUMENTO DE 200X; (B) AUMENTO DE 500X; (C) AUMENTO DE 1000 X; (D) SEM ATAQUE, AUMENTO DE 200 X.....	73
FIGURA 5. 6- MORFOLOGIA DA PERLITA E DO MICROCONSTITUINTE PERLITA, MEV: A) BANDEAMENTO; B) RELEVO ENTRE A PERLITA E FERRITA; C) LAMELAS DE FERRITA E CEMENTITA; D) DISTÂNCIA INTERLAMELAR APROXIMADA.	76
FIGURA 5. 7- IMPRESSÕES DE MICRODUREZA NO MATERIAL. (DIREÇÃO DE LAMINAÇÃO).....	77
FIGURA 5. 8- IMPRESSÕES DE MICRODUREZA NA FERRITA E NA PERLITA	78
FIGURA 5. 9- GRÁFICO DE TENSÃO X DEFORMAÇÃO: A) PARA CORPOS DE PROVA COM ORIENTAÇÃO LONGITUDINAL; B) PARA CORPOS DE PROVA COM ORIENTAÇÃO TRANSVERSAL.....	79
FIGURA 5. 10- GRÁFICO $\log(\Sigma)$ X $\log(E)$ UTILIZADO PARA O CÁLCULO DO ÍNDICE DE ENCRUAMENTO N	80
FIGURA 5. 11- RESULTADOS DO ENSAIO DE IMPACTO PARA CORPOS DE PROVA L-T	82
FIGURA 5. 12- RESULTADOS DO ENSAIO DE IMPACTO PARA CORPOS DE PROVA T-L	83
FIGURA 5. 13- RESULTADOS DO ENSAIO DE IMPACTO CHARPY: A) SOBREPOSIÇÃO DAS CURVAS PARA CORPOS DE PROVA L-T E T-L; B) RESULTADOS COMO FUNÇÃO DA ORIENTAÇÃO DO CORPO DE PROVA PARA ALGUMAS TEMPERATURAS.....	85
FIGURA 5. 14- GRÁFICOS FORÇA VERSUS DESLOCAMENTO: A) SEM FILTRAGEM; B) COM A FILTRAGEM DE SINAIS.	86
FIGURA 5. 15- GRÁFICOS FORÇA VERSUS DESLOCAMENTO E ENERGIA VERSUS DESLOCAMENTO TRAÇADOS PELO SOFTWARE DA MÁQUINA PARA CORPOS DE PROVA L-T.	87
FIGURA 5. 16- GRÁFICOS FORÇA VERSUS DESLOCAMENTO E ENERGIA VERSUS DESLOCAMENTO TRAÇADOS PELO SOFTWARE DA MÁQUINA PARA CORPOS DE PROVA T-L.	89
FIGURA 5. 17- DEPENDÊNCIA DA TENACIDADE À FRATURA DINÂMICA COM A TEMPERATURA ...	93
FIGURA 5. 18- DEPENDÊNCIA DA TENACIDADE À FRATURA DINÂMICA COM A ENERGIA TOTAL PARA CORPOS DE PROVA L-T	94
FIGURA 5. 19- DEPENDÊNCIA DA TENACIDADE À FRATURA DINÂMICA COM A ENERGIA TOTAL PARA CORPOS DE PROVA T-L	94
FIGURA 5. 20- DEPENDÊNCIA DO PARÂMETRO K_{Id} COM A TEMPERATURA PARA CORPOS DE PROVA COM A ORIENTAÇÃO T-L E L-T	97
FIGURA 5. 21- DEPENDÊNCIA DO FATOR DE INTENSIDADE DE TENSÕES K_{Id} COM A ENERGIA TOTAL ABSORVIDA NO ENSAIO DE IMPACTO.....	97

FIGURA 5. 22- LIGAMENTO REMANESCENTE EM UM CORPO DE PROVA DE ENSAIO DE IMPACTO ENTALHADO.....	98
FIGURA 5. 23- ASPECTOS DE FRATURA EM CORPOS DE PROVA DE ENSAIO DE IMPACTO CHARPY	101
FIGURA 5. 24- ASPECTOS MACROSCÓPICOS DOS CORPOS DE PROVA DE ENSAIO DE IMPACTO CHARPY	102
FIGURA 5. 25: SUPERFÍCIE DE FRATURA POR ENSAIO DE IMPACTO MOSTRANDO O FENÔMENO DA DELAMINAÇÃO. A) DELAMINAÇÃO DO TIPO TRINCA CONFINADA, B) DELAMINAÇÃO DO TIPO TRINCA DIVISORA	103
FIGURA 5. 26- DIFERENTES ASPECTOS DE FRATURA.	104
FIGURA 5. 27- ENERGIA ABSORVIDA NO ENSAIO DE IMPACTO PARA OS CORPOS COM ASPECTO DE FRATURA DIFERENCIADO	104
FIGURA 5. 28- ASPECTOS DE VARIAÇÃO DAS DELAMINAÇÕES CONFORME A ORIENTAÇÃO DO CORPO DE PROVA	105
FIGURA 5. 29- FRACTOGRAFIA POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA DA SUPERFÍCIE DE FRATURA DE CORPOS DE PROVA DE ENSAIO DE IMPACTO CHARPY.	106
FIGURA 5. 30- MICROESTRUTURA DE UMA REGIÃO PERPENDICULAR À SUPERFÍCIE DE FRATURA: A) E B) VISÃO GERAL DA MICROESTRUTURA NAS BORDAS E REGIÃO FRENTE A TRINCA; C) SEPARAÇÃO ENTRE A FERRITA E PERLITA; D)TRINCA GERADA PELA DELAMINAÇÃO; E) MUDANÇA DE DIREÇÃO NA PROPAGAÇÃO DA TRINCA.	108
FIGURA 5. 31- MICROESTRUTURA DO MATERIAL FRENTE À TRINCA. A) PROPAGAÇÃO DA TRINCA AO LONGO DA FERRITA, B) FISSURA OBSERVADA NA REGIÃO A.	109
FIGURA 5. 32- REGIÃO DE INICIAÇÃO DA TRINCA DE DELAMINAÇÃO: A) VISTA GERAL DA MICROESTRUTURA; B) MODIFICAÇÃO NA FORMA DA MICROESTRUTURA DEVIDO A FLEXÃO CAUSADA DURANTE O IMPACTO.....	110
FIGURA 5. 33- FRACTOGRAFIAS POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA DA SUPERFÍCIE DE FRATURA DE UM CORPO DE PROVA DE ENSAIO DE IMPACTO: A) ASPECTOS DE DELAMINAÇÕES; B) REGIÃO MOSTRADA EM E; C) REGIÃO F (INTERIOR DA DELAMINAÇÃO); D) REGIÃO H (“PAREDES” DA DELAMINAÇÃO)	111
FIGURA 5. 34- ASPECTOS MICROSCÓPICOS DE DELAMINAÇÃO EM CORPOS DE PROVA DE ENSAIO DE IMPACTO: A) SISTEMA DE DELAMINAÇÕES; B) EXTENSÃO DA DELAMINAÇÃO... ..	112
FIGURA 5. 35- REGIÕES DA CURVA DE TRANSIÇÃO DE ONDE FORAM RETIRADAS AMOSTRAS PARA A REALIZAÇÃO DAS MEDIDAS DE MICROTTEXTURA E MESOTEXTURA POR EBSD....	112

FIGURA 5. 36- RESULTADOS DE MICROTEXTURA. A) LOCAL APROXIMADO DO LOCAL DE REALIZAÇÃO DAS MEDIDAS; B) MAPA DE ORIENTAÇÕES; C) ÍNDICE DE QUALIDADE; D) TRIÂNGULO UNITÁRIO PARA REFERÊNCIA DE CORES; E) FUNÇÃO DISTRIBUIÇÃO DE ORIENTAÇÕES (FDO) E SUAS PRINCIPAIS COMPONENTES; F) FIGURAS DE POLO PARA OS PLANOS (111) E (110).	115
FIGURA 5. 37- RESULTADOS DE MESOTEXTURA PARA AS AMOSTRAS 1,2,3 E 4, RESPECTIVAMENTE	121
FIGURA 5. 38- MICROTEXTURA NA REGIÃO PRÓXIMA AS BORDAS DA TRINCA: A) REGIÃO DE VARREDURA POR MEV; B) E C) MAPAS DE DISTRIBUIÇÃO DE ORIENTAÇÃO E TRIÂNGULO UNITÁRIO DE REFERÊNCIA DE CORES; D) FDO; E) FIGURAS DE POLO.	123
FIGURA 5. 39- DIFERENÇA DE ORIENTAÇÃO ENTRE GRÃOS ADJACENTES NAS PROXIMIDADES DA DELAMINAÇÃO.....	125
FIGURA 5. 40- MAPEAMENTO DO FATOR DE TAYLOR. A) REGIÃO DE VARREDURA, B) HISTOGRAMA DAS DISTRIBUIÇÕES DE FRAÇÃO NUMÉRICA.	127
FIGURA 5. 41- MAPEAMENTO DO FATOR DE TAYLOR: A) MAPA DA REGIÃO DE VARREDURA; MAPA DE DISTRIBUIÇÃO DE ORIENTAÇÕES E TRIANGULO UNITÁRIO PARA REFERÊNCIA DE CORES ; C) HISTOGRAMA DAS DISTRIBUIÇÕES DE FRAÇÃO NUMÉRICA.	128

LISTA DE TABELAS

TABELA 1- DIFERENÇAS BÁSICAS DOS NÍVEIS DE ESPECIFICAÇÃO PSL1 E PSL2 DESCRITOS PELA NORMA API 5L	26
TABELA 2- COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% EM PESO) E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS API 5L NÍVEL DE ESPECIFICAÇÃO PSL1	27
TABELA 3- COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% EM PESO) E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS API 5L NÍVEL DE ESPECIFICAÇÃO PSL2	28
TABELA 4- COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO MATERIAL (% EM PESO) E VALORES MÁXIMOS PERMITIDOS PELA ESPECIFICAÇÃO API	70
TABELA 5- VALORES DA MICRODUREZA VICKERS PARA O AÇO API X 70	77
TABELA 6- VALORES DE MICRODUREZA VICKERS PARA A FERRITA E PARA A PERLITA	78
TABELA 7- PROPRIEDADES MECÂNICAS OBTIDAS PARA CORPOS DE PROVA NA DIREÇÃO LONGITUDINAL	81
TABELA 8- PROPRIEDADES MECÂNICAS OBTIDAS PARA CORPOS DE PROVA NA DIREÇÃO TRANSVERSAL	81
TABELA 9- ENERGIAS ABSORVIDAS NO ENSAIO DE IMPACTO CHARPY PARA OS CORPOS DE PROVA L-T	83
TABELA 10- ENERGIAS ABSORVIDAS NO ENSAIO DE IMPACTO CHARPY PARA OS CORPOS DE PROVA T-L	84
TABELA 11- VALORES DE ENERGIA JOULE (J) ENVOLVIDOS NO ENSAIO DE IMPACTO CHARPY INSTRUMENTADO	92
TABELA 12- VALORES DA TENACIDADE À FRATURA DINÂMICA J_{ID}	93
TABELA 13- VALORES DE CARGA OBTIDOS NO ENSAIO DE IMPACTO CHARPY INSTRUMENTADO	95
TABELA 14- VALORES OBTIDOS PARA O FATOR DE INTENSIDADE DE TENSÃO PARA CARREGAMENTO DINÂMICO K_{ID}	96
TABELA 15- VALIDAÇÃO DOS RESULTADOS DE J_{ID}	99
TABELA 16- VALIDAÇÃO DO PARÂMETRO K_{ID}	99
TABELA 17- RESUMO DAS CARACTERÍSTICAS DE FRATURA DOS CORPOS DE PROVA DE ENSAIO DE IMPACTO	105
TABELA 18- PROPRIEDADES DOS CORPOS DE PROVA DOS QUAIS FORAM EXTRAÍDAS AMOSTRAS PARA MICROTEXTURA	113

LISTA DE SÍMBOLOS

J_{Id}	Tenacidade à fratura dinâmica
K_{Id}	Fator de intensidade de tensões sob carregamento dinâmico
%max	Porcentagem máxima
Φ_2	Ângulo do espaço de Bunge
P_m	Carga máxima ou carga de contração do entalhe
P_{gy}	Carga de escoamento
P_f	Carga de ruptura
P_a	Carga no final da instabilidade de propagação da trinca
E_r	Energia Total
E_i	Energia de iniciação da trinca
E_p	Energia de propagação da trinca
B	Espessura do corpo de prova
W	Largura do corpo de prova
a	Comprimento do entalhe

LISTA DE ABREVIACÕES

API	<i>American Petroleum Institute</i>
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
EBSA	<i>Electron Back Scatter Diffraction</i> (Difracao de Elétrons Retroespalhados)
ERW	<i>Electric resistance welding</i> (Soldagem por resistência elétrica)
LBW	<i>Laser beam welding</i> (Soldagem a laser)
GMAW	<i>Gas metal arc welding</i> (Soldagem por arco elétrico)
SAW	<i>Submerged arc welding</i> (Soldagem por arco submerse)
GASBOL	Gasoduto Bolívia Brasil
PSL	<i>Product Specification Level</i> (Nível de especificaao do produto)
CFC	Cúbico de face centrada
CCC	Cúbico de corpo centrado
RD	<i>Rolling Direction</i> (Direao de laminaao)
TD	<i>Transversal Direction</i> (Direao transversal à laminaao)
ND	<i>Normal Direction</i> (Direao norma à laminaao)
FDO	Funao Distribuicao de Orientaoes
TR	<i>Times Random</i>
EDE	Energia de Falha de Empilhamento
LEDS	<i>Low Energy Dislocation Structures</i> (Estruturas de discordâncias de baixa energia)
CB	<i>Cell Blocks</i> (Blocos celulares)
GNBs	<i>Geometrically Necessary Boundaries</i> (Discordâncias geometricamente necessárias)
CTOD	<i>Crack Tip Open Displacement</i> (Deslocamento de abertura da ponta da trinca)

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
2	OBJETIVOS	19
3	REVISÃO DA LITERATURA	20
3.1	TRANSPORTE POR DUTOS	20
3.2	PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE TUBOS	21
3.3	UTILIZAÇÃO DE DUTOS NO BRASIL	23
3.4	MATERIAIS UTILIZADOS NA INDÚSTRIA DO PETRÓLEO E GÁS NATURAL.....	24
3.5	AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL).....	28
3.6	LAMINAÇÃO CONTROLADA	29
3.7	DELAMINAÇÕES EM AÇOS MICROLIGADOS ARBL	33
3.8	TEXTURA CRISTALOGRÁFICA	36
3.8.1	Representação e técnicas para análise de textura	39
3.9	MICROESTRUTURA DEFORMADA	44
3.10	O FATOR DE TAYLOR	45
3.11	ENSAIO DE IMPACTO CHARPY	47
3.12	O ENSAIO DE IMPACTO CHARPY INSTRUMENTADO	51
3.13	MECÂNICA DA FRATURA	56
3.13.1	Parâmetros de Solicitação Dinâmica da Mecânica da Fratura	57
4	MATERIAIS E MÉTODOS	59
4.1	MATERIAIS	59
4.2	MÉTODOS.....	60
4.2.1	Análise Química	60
4.2.2	Caracterização Metalográfica do Aço API 5L X70	60
4.2.3	Microdureza Vickers	61
4.2.4	Ensaio de Tração	61
4.2.5	Ensaio de Impacto Charpy Instrumentado	62
4.2.6	Análises por EBSD.....	66
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	70
5.1	ANÁLISE QUÍMICA	70
5.2	MORFOLOGIA DO AÇO API 5L X70	71

5.3	DUREZA VICKERS POR MICROIMPRESSÃO	76
5.4	ENSAIO DE TRAÇÃO DO AÇO API 5L X70.....	79
5.4	ENSAIO DE IMPACTO CHARPY	82
5.5	ENSAIO DE IMPACTO CHARPY INSTRUMENTADO	86
5.6	VALIDAÇÃO DOS VALORES DE J_{ID} E K_{ID}	98
5.7	ASPECTOS DE FRATURA DO AÇO API 5L X70	100
5.8	MICROTEXTURA E MESOTEXTURA	112
6	CONCLUSÕES	130
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	132
8	REFERÊNCIAS	133

1 INTRODUÇÃO

Os aços para dutos utilizados no transporte de óleo e gás são fabricados de modo a atender a norma de especificação para tubos API 5L da *American Petroleum Institute*. (1) Essas especificações descrevem o conjunto de aços conhecidos como aços de alta resistência e baixa liga ou ARBL. Uma das características desses aços são os teores reduzidos de elementos de liga, como por exemplo: Nb, Ti, V, Si, Cr e Ni. A microadição desses elementos é realizada para que se obtenha um refinamento de grão metalúrgico durante o processamento do material, resultando em boas propriedades de tenacidade, resistência mecânica e boa soldabilidade, além de baixo custo. (2)

É essencial o conhecimento das relações entre condições de serviço tais como temperatura, taxa de carregamento e o comportamento de fratura para estes aços. A compreensão de tais relações é útil para entender o mecanismo de fratura durante a ruptura e para determinação de um critério de desempenho. (3)

A avaliação da integridade estrutural de dutos geralmente utiliza critérios simplificados incorporando mecanismos de colapso plástico e as propriedades mecânicas do material. Adicionalmente, estes métodos simplificados estabelecem critérios de aceitação de defeitos baseados em dados experimentais limitados a aços estruturais de baixa resistência, os quais não refletem necessariamente o mecanismo de falha real (crescimento estável do defeito macroscópico antes do colapso do duto) nem consideram requisitos específicos para aços estruturais de alta resistência correntemente em uso. (4, 5, 6)

O ensaio de impacto Charpy instrumentado é desta forma uma ferramenta útil no estabelecimento de propriedades de um material de modo rápido e barato. Entre as propriedades possíveis de ser obtidas em um ensaio de impacto estão a temperatura de transição dúctil frágil, a tenacidade à fratura dinâmica J_{Id} , que é a habilidade do material resistir à fratura causada pelo desenvolvimento de trinca e o fator de intensidade tensões para carregamento dinâmico K_{Id} . Estes são sem dúvida, importantes parâmetros para aços utilizados em aplicações estruturais uma vez que estas medidas são realizadas para garantia de segurança e esquemas de controle de qualidade, além daquelas realizadas em pesquisas científicas. (3)

No que diz respeito ao processo de fratura por ensaio de impacto os aços ARBL apresentam o fenômeno conhecido como delaminação cuja ocorrência pode ser atribuída à textura cristalográfica, fratura intergranular ao longo dos contornos de grão de austenita retida, segregação de elementos tais como fósforo e enxofre, anisotropia microestrutural, bandeamento, partículas e inclusões alinhadas. (7)

A compreensão do mecanismo de fratura durante a falha e a determinação de um critério de desempenho permitem o desenvolvimento de aços com propriedades mecânicas otimizadas em relação a um determinado tipo de aplicação. Dentro deste contexto, muitas pesquisas têm sido realizadas para determinar as relações entre microestrutura e propriedades mecânicas, onde a técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) tem ganhado destaque pela capacidade de relacionar através da microtextura e mesotextura, à distribuição espacial de deformação plástica com as características microestruturais. Além de permitir uma melhor compreensão dos mecanismos responsáveis pela nucleação e propagação de trincas geradas por delaminações, que é um dos maiores problemas em aços ARBL. (3,8)

Neste trabalho, foi estudado o aço para tubulações da classe API 5L X70 utilizado na indústria do petróleo e do gás natural no intuito de avaliar a tenacidade à fratura dinâmica através do ensaio de impacto Charpy instrumentado. O fenômeno da delaminação, o qual tem sido enfoque de muitos trabalhos ao longo dos anos, foi analisado através da técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) de modo que as relações entre microestrutura e propriedades mecânicas foram observadas.

2 OBJETIVOS

Os principais objetivos do presente deste trabalho foram:

- investigar o comportamento dúctil do aço API 5L X70 utilizando-se de ensaios de tração e impacto instrumentado;
- obter através da técnica de EBSD a microtextura e a mesotextura em seções da superfície de fratura de corpos de prova que no ensaio de impacto tiveram energia de fratura em regiões situadas no patamar inferior, superior e misto da curva de transição dúctil frágil.

Os demais objetivos foram:

- avaliar os mecanismos que levam a formação do fenômeno conhecido como delaminação, bem como a influência deste fenômeno sobre a energia absorvida durante o ensaio de impacto;
- investigar a morfologia microestrutural;
- analisar os aspectos de fratura do aço API 5L X70.

3 REVISÃO DA LITERATURA

3.1 TRANSPORTE POR DUTOS

A utilização de tubos para transporte de líquidos já era realizada desde os tempos antigos, os chineses utilizavam bambus para transportar água, os egípcios e astecas utilizavam materiais cerâmicos e os gregos utilizavam tubulações feitas de chumbo. (9, 10)

Na Europa, a partir do século XVIII, com a disponibilidade comercial de tubos de ferro-fundido, o uso de tubulações para o transporte de água, os chamados aquedutos começaram a difundir-se. Na Inglaterra, no século XIX, o emprego do gás de carvão para a iluminação residencial e pública demandou tubos para seu transporte, realizada na época por tubulações feitas de canos de fuzis rosqueados entre si. Estes fatos estimularam os inventores a buscar maneiras de produção de tubos de modo rápido e barato. (11)

Atualmente a viabilidade econômica de tal empreendimento é criticamente dependente do balanço custo/ rendimento/ benefício. Uma das formas em que o custo de uma nova linha dutoviária pode ser reduzido é por meio do uso de aços de alta resistência mecânica. Tal abordagem oferece a possibilidade de redução de espessura do tubo e aumento da pressão operacional, reduzindo conseqüentemente o custo de produção, de transporte e de instalação. (12)

O termo tubulação é bastante amplo e refere-se aos componentes industriais representados pelo conjunto de dutos, válvulas, etc. Um duto por sua vez é entendido como um equipamento industrial formado pela montagem sucessiva de vários segmentos iguais, resultando em uma linha de condução efetiva de fluido (gás ou líquido). Tubos são a unidade básica para a construção de dutos, fabricados com diferentes materiais e comprimentos e comumente unidos uns aos outros através de solda circunferencial (13), a figura 3.1 mostra fotos dos componentes descritos.

Figura 3.1- Tubos, dutos e tubulação



Fonte: Adaptado de: <<http://www.panoramio.com/photo/11610153>> Acesso em: 10 nov. 2012

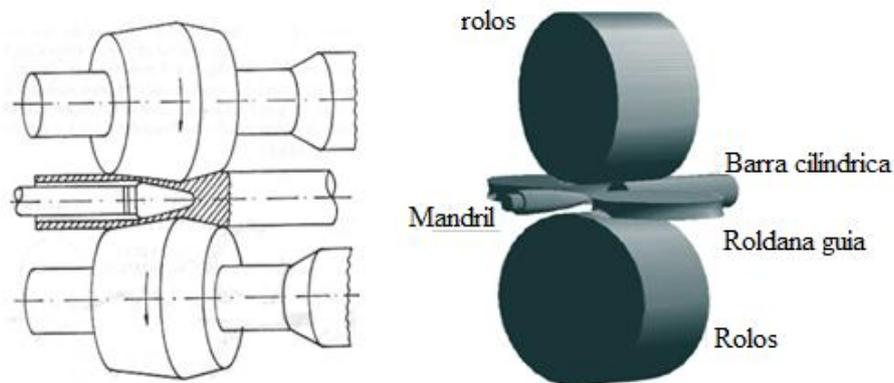
Neste contexto, entende-se por transporte dutoviário aquele efetuado no interior de uma linha de tubos ou dutos realizados por pressão sob o produto a ser transportado ou por arraste deste produto por meio de um elemento transportador. Deste modo existem três elementos básicos de uma dutovia, sendo eles: os terminais, com os elementos de propulsão do produto; os tubos e as juntas de união destes. Neste modal, a diferença aos demais, o veículo que efetua o transporte é fixo enquanto que o produto a ser transportado é que se desloca, não necessitando desse modo, de embalagens para o transporte. (14)

3.2 PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE TUBOS

Em relação aos processos de fabricação dos tubos pode-se dividir em duas categorias levando-se em consideração as características da etapa final de fabricação.

Tubos sem costura são aqueles que não apresentam cordão de solda ao longo do comprimento, o processo mais conhecido nesta categoria é o processo Mannesmann. No qual uma barra circular maciça é conformada a quente empregando-se uma lança com mandril que, ajudada por roletes cônicos geram estado de compressão na barra, abrindo um orifício central ao longo do comprimento da barra original. (15) Este processo é empregado na fabricação de tubos de diâmetro reduzidos e que sejam feitos de materiais dúcteis. A figura 3.2 ilustra o processo de fabricação de dutos pelo processo Mannesmann.

Figura 3.2- Processo Mannesman de fabricação de tubos sem costura



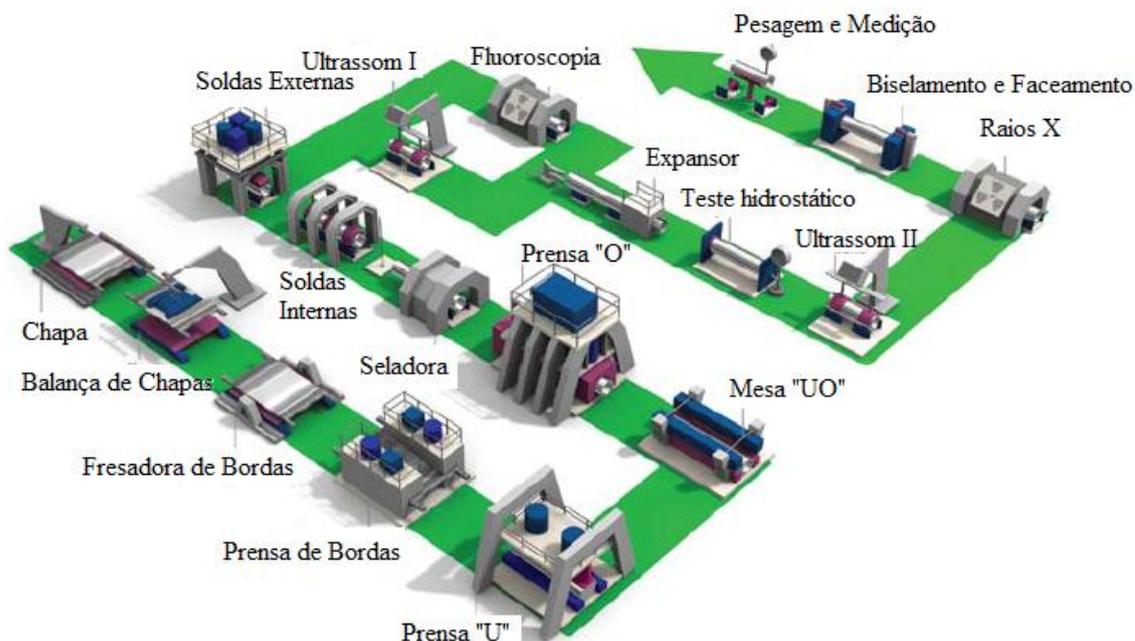
Fonte: Adaptado de: < <http://inspecaosoldagem.wordpress.com/2011/08/31/87/>> Acesso em: 18 nov. 2012

Outro processo se refere aqueles que envolvem etapas de soldagem, os quais são empregados na fabricação de tubos de maiores diâmetro. São fabricados a partir de chapas finas, grossas, bobinas e tiras metálicas. Neste caso destaca-se o processo denominado dobramento em U-O-E. Nesta sequência de processamento a chapa inicial é calandrada na forma de (U), a seguir conformada para o fechamento das abas laterais (O) e a formação de um cilindro de chanfro longitudinal. Este cilindro é então submetido à soldagem ao longo de seu comprimento e expandido (E) pela aplicação de pressão interna para ajuste das dimensões internas do produto. A figura 3.3 ilustra o processo de soldagem U-O-E.

Nesta metodologia, na etapa final de fabricação, é sempre necessária a soldagem para realizar as junções das bordas das chapas, resultando em um cordão de solda longitudinal ou espiral ao longo de todo o comprimento do tubo (16).

Na fabricação de tubos com costura de aços API, podem ser utilizados os processos de soldagem por resistência elétrica (ERW), soldagem a laser (LBW), soldagem por arco elétrico (GMAW = MIG/MAG) e soldagem por arco submerso (SAW). (11)

Figura 3.3- Ilustração do processo de soldagem U-O-E



Fonte: Adaptado de: <http://www.tenaris.com/TenarisConfab/pt/files/processo_UOE.pdf> Acesso em: 10 nov. 2012

3.3 UTILIZAÇÃO DE DUTOS NO BRASIL

Entre os anos de 1973 e 1979 o Brasil sofreu as consequências dos chamados choques do petróleo, com forte elevação do valor do produto, cujas consequências tornaram-se mais notáveis na década de 80, período no qual começa a despertar timidamente a alternativa do gás natural. Dentre as iniciativas na direção da busca de alternativas destaca-se o Gasoduto Bolívia – Brasil (GASBOL) como parte do programa de política energética que na década de 90, marcou a retomada da exploração efetiva das reservas de gás natural. Foi fixada então pelo governo a meta de elevar-se para 12%, até 2010, a participação desse combustível na matriz energética brasileira. (17)

Consequentemente houve, nas últimas décadas, um aumento significativo na demanda mundial por tubos utilizados na construção de polidutos de grande vazão, sendo que no Brasil o aumento se deve à extração de petróleo e a maior utilização do gás natural na matriz energética nacional. (18) Onde pode ser tomado como exemplo o GASBOL que transporta Gás natural proveniente da Bolívia para o Brasil. Com extensão total de 3150 km, como pode ser visualizado na figura 3.4, o GASBOL tem sua origem em Santa Cruz de La

exemplo, aços X70 conforme os níveis PSL1 ou PSL2. Entretanto, a diferença básica entre um nível e outro, é o rigor no detalhamento e nos requisitos técnicos: tubos enquadrados na especificação PSL2 devem apresentar, por exemplo, controle mais estreito da composição química do material e valores definidos de tenacidade e resistência à tração. (10,18) A tabela 1 sumariza e compara as principais diferenças entre os níveis de especificação técnica PSL1 e PSL2.

Para aços de alta resistência, como no caso dos aços X60 até X80 a norma API 5L permite elaborar materiais com composições químicas distintas, os quais atinjam os limites de resistência prescritos para cada grau desejado, de modo que a melhor escolha da composição química destes aços dependerá das propriedades mecânicas desejáveis, de seu emprego e das condições de operação do duto. (10)

As tabelas 2 e 3 apresentam respectivamente a composição química especificada para os vários graus de aços API em níveis PSL1 e PSL2. Também são mostrados os requisitos mínimos de resistência mecânica.

Tabela 1- Diferenças básicas dos níveis de especificação PSL1 e PSL2 descritos pela norma API 5L

Parâmetro	PSL1	PSL2
Grau	A25 até X70	B até X80
Tipo de extremidade do tubo	Rosca, bisel, topo, especial	Topo
Soldagem do cordão	Qualquer processo	Qualquer processo, exceto soldagem a laser
Composição química: max %C para tubo sem costura	0,28% para grau B e superiores	0,24%
Composição química: max %C para tubos com costura	0,26% para grau B e superiores	0,22%
Composição química: max %P	0,030% para grau A e superiores	0,025%
Composição química: max %S	0,030%	0,015%
Carbono equivalente	Sob exigência do cliente	Máximo para cada grau
Limite de escoamento máximo	Não especificado	Máximo para cada grau
Limite de resistência Máximo	Não especificado	Máximo para cada grau
Tenacidade à fratura	Não especificado	Exigida para todos os graus
Inspeção não destrutiva do cordão de solo	Não obrigatória	Obrigatória
Reparo por soldagem do corpo do tubo, chapa ou <i>skelp</i>	Permitido	Não permitido
Rastreabilidade	Não obrigatória	Obrigatória

Fonte: Adaptado de: ESTADOS UNIDOS, American Petroleum Institute: **Specification for Line Pipe steel API 5L**. 42^a Edição. New York, 2001

Com base nas tabelas 2 e 3, observa-se que a composição química mínima exigida, dos aços é bastante flexível, e não considera a adição de elementos de liga, embora que adições de elementos como Ti, Nb e V são permitidas desde que ocorra um acordo entre o usuário e o fabricante.

Tabela 2- Composição química (% em peso) e propriedades mecânicas de aços API 5L nível de especificação PSL1

Grau	C	Mn	P	S	Outros	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)
	%max	%max	%max	%max		Mínimo	Mínimo
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		241	414
X42	0,28	1,30	0,030	0,030		290	414
X46	0,28	1,40	0,030	0,030		317	434
X52	0,28	1,40	0,030	0,030	Nb+V+Ti	359	455
X56	0,28	1,40	0,030	0,030	< 0,15%	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		241	414
X42	0,26	1,30	0,030	0,030		290	414
X46	0,26	1,40	0,030	0,030		317	434
X52	0,26	1,40	0,030	0,030	Nb+V+Ti	359	455
X56	0,26	1,40	0,030	0,030	< 0,15%	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: Adaptado de: ESTADOS UNIDOS, American Petroleum Institute: **Specification for Line Pipe steel API 5L**. 42^a Edição. New York, 2001

Tabela 3- Composição química (% em peso) e propriedades mecânicas de aços API 5L nível de especificação PSL2

Grau	C	Mn	P	S	Outros	Limite de Escoamento (MPa)		Limite de Resistência (MPa)	
						Mínimo	Maximo	Mínimo	Maximo
	%max	%max	%max	%max					
Tubos sem costura									
B	0,24	1,20	0,025	0,015		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	Nb+V+Ti	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	0,15%	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		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	Nb+V+Ti	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	0,15%	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: Adaptado de: ESTADOS UNIDOS, American Petroleum Institute: **Specification for Line Pipe steel API 5L**. 42^a Edição. New York, 2001

3.5 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)

O aumento significativo na demanda mundial de dutos para transporte de petróleo e seus derivados é responsável pela busca incessante de aços com propriedades mecânicas elevadas, principalmente por operarem sob alta pressão. (20)

Dentro deste contexto surgiram os aços ARBL, que são caracterizados pelo baixo teor de carbono, sendo em torno de 0,06% em peso, tendo uma performance destacável em

relação aos aços C-Mn regulares, devido à melhor combinação de resistência mecânica e tenacidade. Esta combinação é obtida através da adição de elementos microligantes, tais como Mo, Ti, V, Ni, Nb e também devido ao tratamento termomecânico ao qual estes tipos de aços são submetidos. (21)

Outra característica dos aços ARBL é a presença de variações microestruturais, as quais resultam de diferentes composições químicas e das diferentes taxas de resfriamento após o tratamento termomecânico. (22)

Existem basicamente três classificações ou famílias de aços ARBL, sendo a primeira e mais comum a dos aços microligados os quais apresentam microestrutura típicas de ferrita e perlita. A segunda classe é a dos aços que apresentam em sua microestrutura ferrita acicular, que é uma ferrita não equiaxial e altamente sub estruturada, formando uma microestrutura de agulhas entrelaçadas. Estes aços contêm menos de 1% de C com adições de Mn, Mo. E a terceira classe é a dos aços ARBL dupla fase, cuja microestrutura consiste em pequenas ilhas de martensita uniformemente distribuídas na matriz de ferrita. (23)

A conjunção de resistência e tenacidade desta classe de aços é resultado do compromisso entre duas características metalúrgicas do material: pequeno tamanho de grão e pequenos precipitados finamente dispersos na matriz. Deste modo os graus X52 até X70 são basicamente ARBL, nos quais as propriedades mecânicas são asseguradas pela combinação de uma microestrutura típica de ferrita e perlita na forma bandeada aliada a uma elevada densidade discordâncias originada pelo trabalho a frio, endurecimento por precipitação causado por carbeto de Ti, V ou Nb finamente dispersos na matriz ferrítica. (18)

Do ponto de vista econômico, o desenvolvimento de aços ARBL tem contribuído para a redução de custos na produção das malhas de oleodutos e gasodutos, pois permite selecionar menores espessuras de parede, mantendo-se a mesma pressão de trabalho, o que resulta na diminuição do peso dos tubos e da quantidade de solda depositada em cada junta. (24)

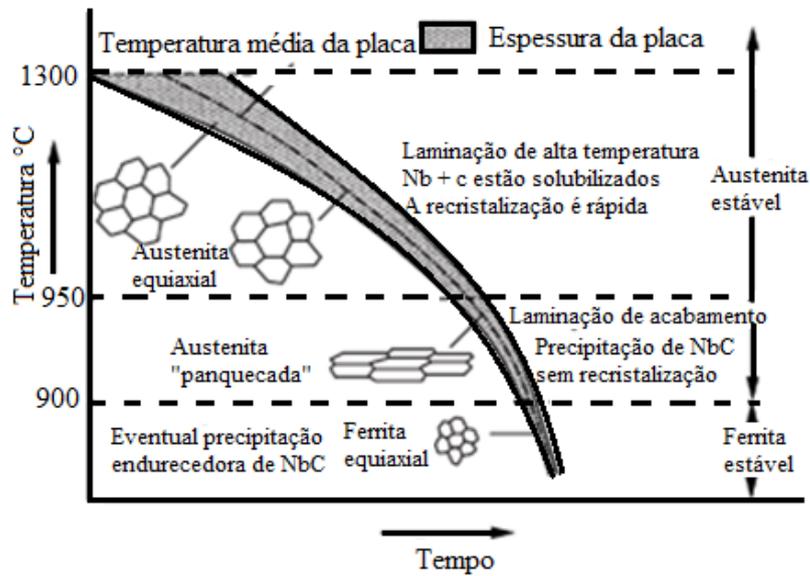
3.6 LAMINAÇÃO CONTROLADA

A laminação controlada é um processo industrialmente utilizado na fabricação de chapas de aço, pois consiste no controle de processos que levarão a propriedades mecânicas

desejáveis. Este processo divide-se basicamente em dois estágios, sendo o primeiro deles o desbaste, o qual é realizado em temperaturas em torno de 950 °C e 1100°C. O principal objetivo neste estágio é a completa recristalização da austenita entre passes da laminação. Já no segundo estágio denominado acabamento, explora-se o efeito dos elementos de liga, no sentido de estabilizar a austenita e retardar sua recristalização estática em temperaturas inferiores a 900°C. Ao final do processo obtém-se grãos deformados e alongados o que é chamado de estrutura panquecada, resultando em grãos finos de ferrita após a transformação do ferro gama para o ferro alfa. (11, 18, 26) A figura 3.5 ilustra os fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante a laminação controlada.

O mecanismo básico de refino de grão na laminação controlada é a recristalização da austenita durante a deformação a quente, designada por recristalização dinâmica. Este processo é bastante influenciado pela temperatura e pelo grau de deformação em cada passe da laminação. No entanto se a austenita não contiver partículas de outras fases, as altas temperaturas usadas na laminação a quente provocarão o acentuado crescimento de grão, o que limita a possibilidade de refino de grão na deformação subsequente. No entanto esta situação pode ser consideravelmente melhorada com a introdução de partículas finas na matriz austenítica. As partículas estabilizam-se em geral nos contornos de grão, em virtude das interações que ocorrem entre estas e as partículas. Uma pequena região do contorno de grão é substituída pela partícula e a energia interfacial torna essa configuração estável. Quando o contorno de grão tenta mover-se e libertar-se da partícula, a energia local aumenta o que é equivalente a uma força de arraste que as partículas exercem sobre o contorno de grão. (25,26)

Figura 3.5- Fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante a laminação controlada.



Fonte: Adaptado de: GORNI, A.A.; DA SILVEIRA, J.H.D.; DE SOUZA REIS, J.S. Metalurgia dos aços microligados usados na fabricação de tubos soldados com grande diâmetro. **Corte & conformação de metais**. 50-63, mar. 2010.

O processo de laminação controlada modifica o processo de laminação convencional no intuito de explorar a capacidade dos elementos microligantes, de modo a retardar a recristalização dos grãos de austenita deformada. As microadições resultam na precipitação de partículas de segunda fase durante o tratamento de austenitização, e estas partículas impedem o crescimento do grão austenítico. Deste modo os precipitados de carbonetos ou carbonitretos de Nb, V, Ti podem inibir, ou retardar o crescimento dos grãos, resultando em um refino posterior dos grãos austeníticos.

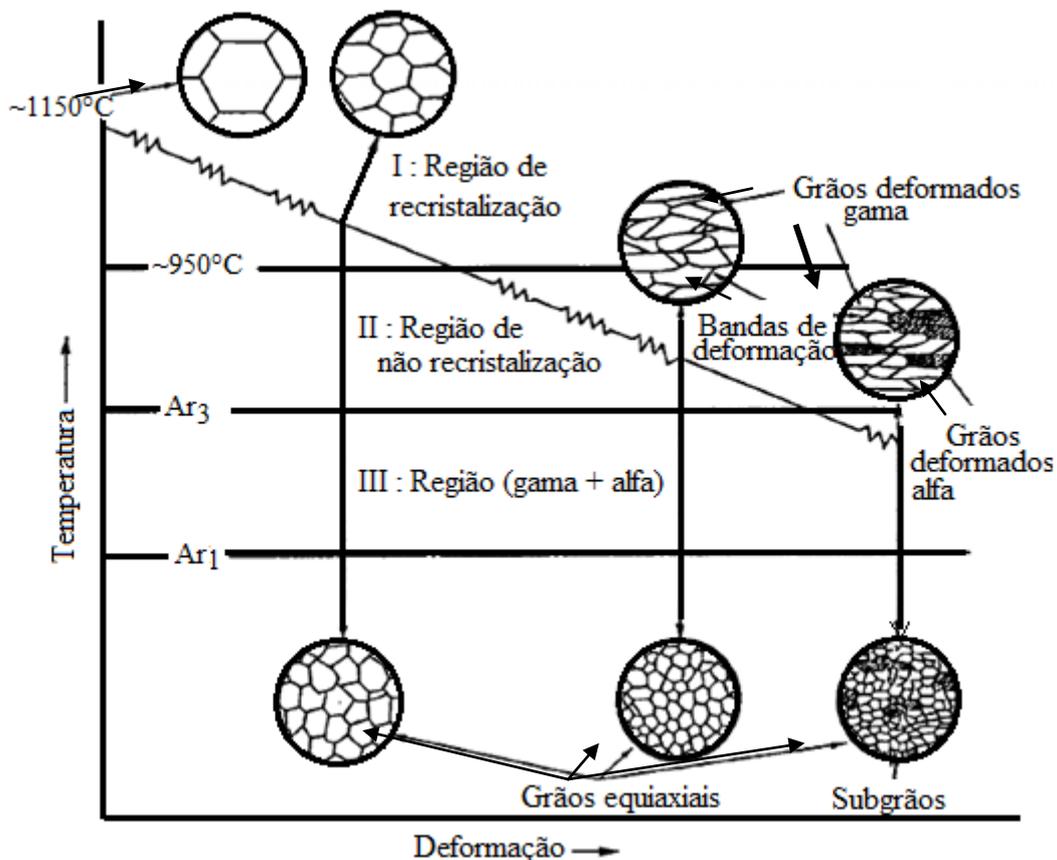
Em relação às faixas de temperatura, há três regiões distintas sendo elas: as regiões de altas temperaturas onde a austenita deforma-se a cada passe da laminação, favorecendo o refino de grão devido aos ciclos de recristalização; regiões de temperaturas intermediárias nas quais a austenita sofre deformação sem recristalização aumentando desta forma o índice de encruamento, o que disponibiliza novos sítios para a nucleação da ferrita posterior, e regiões de temperaturas no campo intercrítico, onde há uma mistura de ferrita e austenita, nestas regiões a ferrita sofre deformação, o que faz melhorar a resistência do material e a austenita sofre deformações adicionais, o que faz surgir novos sítios para a nucleação da ferrita, com tamanho de grão ainda menor que aqueles fornecidos na região de temperaturas

intermediárias. (27) A figura 3.6 ilustra estas três regiões de temperatura e suas principais variações microestruturais.

O endurecimento proporcionado pelo refino de grão é complementado por outros fenômenos metalúrgicos, tais como a precipitação de carbeto simultaneamente com a transformação da austenita em ferrita durante o resfriamento da chapa, e a presença de textura cristalográfica.

Existem dezenas de rotas distintas para o processamento metalúrgico de aços de tubulações de graus da classe X70 ou superiores, sendo que todos envolvem tanto alterações sutis na composição química, como rotinas diversas de processamento a quente por laminação controlada. (18)

Figura 3.6- Regiões da laminação controlada e suas principais variações microestruturais.



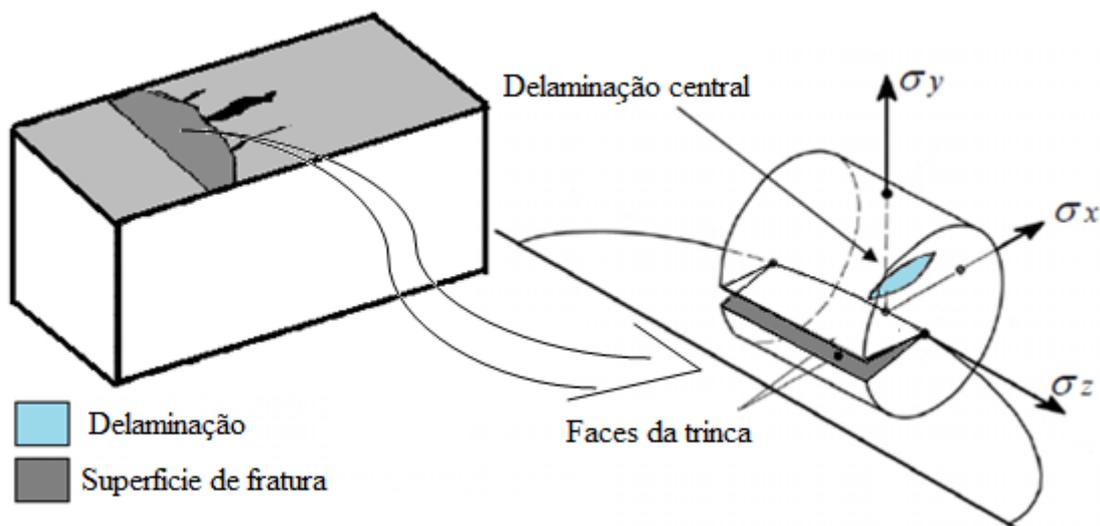
Fonte: Adaptado de: HALDAR, H.; SUWAS, S.; BHATTACHARJEE, D. **Microstructure and Texture in Steels and Other Materials**. 1. Ed. India: Springer, 2008.

3.7 DELAMINAÇÕES EM AÇOS MICROLIGADOS ARBL

O processo de laminação controlada tem-se mostrado eficaz na produção de aços microligados. No entanto este tratamento tem gerado discussões relacionadas à influência das delaminações na tenacidade à fratura do material. (11, 18)

Aços microligados, tais como os aços API obtidos por esta técnica, apresentam durante o processo de ruptura, separações que ocorrem paralelas à direção de laminação da chapa original e se formam perpendicularmente à direção de sollicitação mecânica. Essas separações, são chamadas de delaminações (*splits*) e acredita-se que a sua ocorrência durante o processo de fratura e rasgamento dúctil seja consequência de tensões perpendiculares à direção de propagação de trinca, as quais geram, restrições plásticas no material frente à trinca (*out-of-plane constraint*) durante o carregamento. Esta tensão σ_z perpendicular à tensão principal atua durante o processo de dano, favorecendo a clivagem de grãos grandes, ou descoesão de interfaces na matriz metálica. (11, 18, 28) A figura 3.7 ilustra o mecanismo de formação de uma delaminação central no volume frente à trinca, segundo os níveis de tensões os quais um corpo de prova é sujeito em um ensaio monotônico uniaxial de tração.

Figura 3.7- Mecanismo de formação de delaminação segundo os estados de tensões frente a trinca



Fonte: Adaptado de: HIPERT, Eduardo. **Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API X70 e aplicação de curvas de resistência J- Δa para previsão de colapsos em dutos.** 2004, 167 f. Tese (Doutorado em Engenharia) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo, 2004.

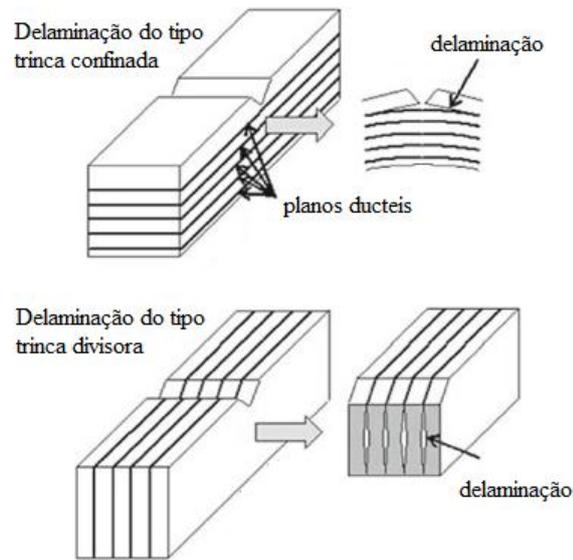
Existem dois tipos de delaminações, a primeira é originária de inclusões e a segunda de outras características microestruturais. O primeiro é formado a partir de inclusões não metálicas alinhadas provenientes do processo de laminação com elevado grau de deformação plástica, resultando em um aspecto de fratura fibroso. (10) E as demais delaminações microestruturais são provenientes do processo termomecânico que produz heterogeneidades e anisotropia no material sendo muito frequente nos aços microligados da classe API. (29, 30)

Muitos trabalhos têm investigado a influência do fenômeno de delaminações sobre a tenacidade ao impacto de aços microligados ARBL. (3,29,31,32) Alguns destes trabalhos relatam que a presença de delaminações pode diminuir o patamar superior de energia absorvida em um ensaio de impacto, outros relatam que a formação de delaminações durante o processo de ruptura pode aumentá-lo. (33,34)

Dentre estes modelos elaborados para explicar a formação de delaminações destacam-se aqueles que levam em consideração o bandeamento microestrutural. A figura 3.8, ilustra dois modelos, onde se observa a formação de dois tipos de delaminações, a do tipo trinca confinada e a do tipo trinca divisora. As delaminações do primeiro tipo formam-se perpendicularmente à direção de propagação de fratura e a sua formação requer a ocorrência de planos normais à orientação do entalhe como os planos (100) e interfaces relativamente fracas, como a interface de grãos com contornos alinhados na direção de laminação e a interface entre a matriz ferrítica e partículas de cementita. (35)

O tipo de sollicitação a qual o material é submetido influencia diretamente na ocorrência de delaminações. Observa-se, por exemplo, que corpos de prova de tração uniaxial, frequentemente exibem uma única delaminação central, enquanto que, corpos de prova de impacto Charpy podem exibir um sistema de diferentes delaminações paralelas de diferentes níveis, sendo que a delaminação mais profunda situa-se no centro do corpo de prova, na região de meia espessura, dividindo o volume do material próximo à superfície de fratura em duas partes. Estas por sua vez, são subdivididas por delaminações de segunda ordem que apresentam metade da profundidade da delaminação principal. Estas novas delaminações são novamente subdivididas em volumes menores e este processo se repete sucessivamente. (3,18)

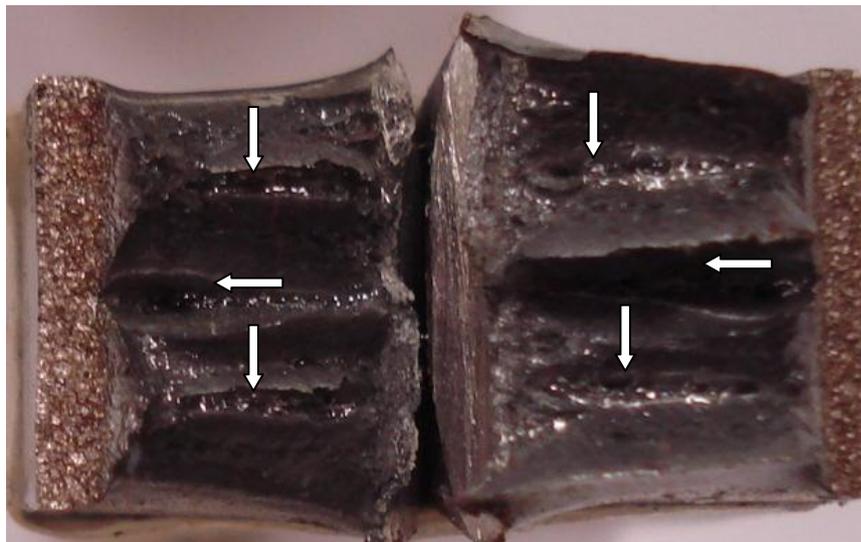
Figura 3.8- Mecanismos de formação de delaminações



Fonte: Adaptado de: INOUE,T.; YIN,F.; KIMURA,Y.; TSUZAKIK.; OCHIAI, S.; Delamination effect on impact properties of ultrafine-grained low carbon steel processed by warm caliber rolling. **Metallurgical and materials transactions A**, v. 41, p. 341-355, fev. 2009.

A figura 3.9 ilustra o esquema de delaminações geradas no ensaio de impacto. As setas na horizontal mostram a formação de uma delaminação central, enquanto que as setas verticais mostram as delaminações de menor tamanho, chamadas de delaminações secundárias.

Figura 3.9- Corpo de prova de ensaio de impacto apresentando o fenômeno da delaminação



Fonte: O autor

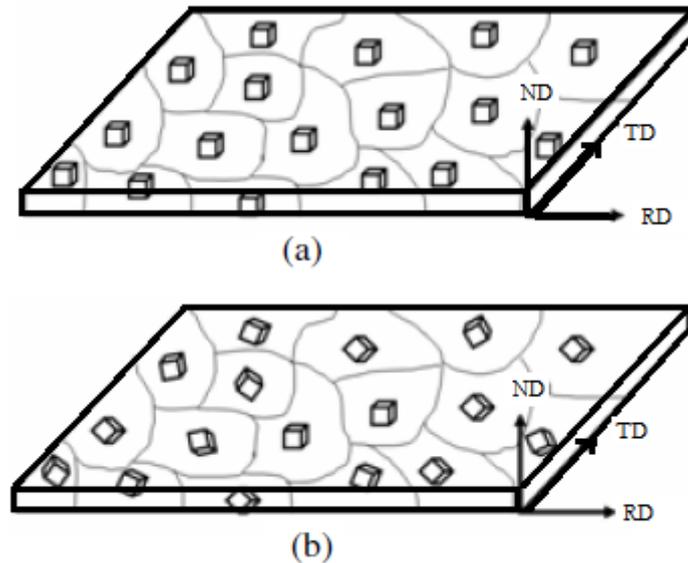
Outro fator que pode favorecer a ocorrência de delaminações em corpos de prova de impacto Charpy é a microestrutura bandeada de ferrita-perlita e a presença de textura cristalográfica. Em estudos realizados por (3) foi observado a presença de delaminações em corpos de prova fraturados tanto na direção longitudinal quanto na transversal. Entretanto delaminações intermitentes são observadas em corpos de prova longitudinal, enquanto que em corpos de prova transversal observa-se que as delaminações são mais contínuas e com maior densidade.

Delaminações intermitentes se devem à distribuição randômica de grãos de ferrita e a forma não esférica de inclusões não metálicas, enquanto que a ocorrência de delaminações contínuas se deve as contínuas e ordenadas camadas de ferrita e perlita e inclusões não metálicas alongadas. Em ambos os casos, as delaminações tendem a desaparecer com a diminuição da temperatura. (3)

3.8 TEXTURA CRISTALOGRÁFICA

A textura ou orientação cristalográfica refere-se a como os planos atômicos estão posicionados em relação a um sistema de referência fixo. As orientações de todos os grãos podem estar concentradas em maior ou menor escala, ao redor de alguma ou de algumas orientações particulares. Nesta condição, o agregado cristalino apresenta textura cristalográfica. Deste modo, a textura pode ser genericamente definida como a condição na qual a distribuição de orientações dos grãos de um policristal não é aleatória. (36,37) A figura 3.10 mostra uma placa de um material policristalino onde são ilustradas duas situações. A situação (a) mostra uma situação onde os grãos constituintes orientados em uma determinada direção preferencial e a situação (b) mostra o caso em que os grãos constituintes não apresentam orientação preferencial. Como pode ser visualizada, a textura não se refere à forma dos grãos, e sim à forma como a rede cristalina desses grãos se arranja espacialmente. (37)

Figura 3.10- Representação esquemática de uma placa de um material policristalino, com grãos constituintes (a) arranjados de um modo cristalograficamente semelhante, (b) de modo cristalograficamente diferente.



Fonte: Adaptado de: SUWAS, S.; GURAO, N. P.; Crystallographic texture in materials. *Journal of the Indian Institute of Science*. Índia, v. 88, n. 2, p. 151–177, abr./jun. 2008.

A presença de textura em um agregado policristalino pode conferir propriedades físicas e mecânicas diferentes para as diversas direções macroscópicas do metal, ou seja, conduz o material metálico a um comportamento anisotrópico. (38)

A orientação preferencial pode ocorrer em um metal ou liga durante uma ou mais operações de processamento, tal como fundição, conformação mecânica e recozimento. Durante a conformação mecânica, por exemplo, a deformação plástica ocorre principalmente por deslizamento de determinados planos cristalinos. Nesse processo, o reticulado cristalino sofre rotação, por deslizamento de planos, ou por maclação, para orientações mais favoráveis, estabelecendo deste modo a chamada textura de deformação. A textura final de deformação de uma dada peça ou corpo de prova depende principalmente da orientação inicial dos grãos antes da deformação, da mudança de forma imposta pela deformação plástica e da temperatura que o material foi deformado. (38,39)

As propriedades de um material policristalino dependem das propriedades individuais de cada cristal individual e também dos parâmetros que caracterizam o estado policristalino. (40) De modo complementar uma compreensão da textura pode ajudar a relacionar as propriedades do cristal unitário, com aquelas do agregado cristalino. (41)

O processamento de aços envolve o conjunto de cinco mecanismos independentes de desenvolvimento de textura: (42)

1. Deformação da austenita (CFC) durante a laminação a quente;
2. Recristalização da austenita durante e depois da laminação;
3. Transformação gama para alfa, no resfriamento após a laminação;
4. Deformação da ferrita (CCC) durante a laminação a quente ou a frio;
5. Recristalização estática durante o tratamento térmico após a laminação a frio.

Os maiores componentes de textura em materiais com estrutura cristalina CCC são as texturas de fibra. Entre as principais fibras encontradas em aços de baixo carbono laminados a quente estão a fibra α , que compreende as orientações entre $\{001\}\langle 110\rangle$ à $\{111\}\langle 110\rangle$, a fibra γ que compreende as orientações $\{111\}\langle 110\rangle$ à $\{111\}\langle 112\rangle$, a fibra η que compreende à $\{001\}\langle 100\rangle$ à $\{011\}\langle 100\rangle$, a fibra ϵ que compreende $\{001\}\langle 110\rangle$ à $\{111\}\langle 112\rangle$ e a fibra β que vai de $\{112\}\langle 110\rangle$ à $\{11118\}\langle 4411\rangle$. (40, 43)

As orientações ao longo da fibra RD (*Rolling Direction*) ou fibra α são desenvolvidas durante a laminação a quente e a frio de aços, enquanto que os componentes da fibra TD (*Transversal Direction*) ou fibra ϵ são mais observadas em materiais laminados a quente e recristalizados e a fibra da direção normal, ND (*Normal Direction*) ou fibra γ é típica de ferrita laminada em aços de baixo carbono e livres de intersticiais. (33)

As texturas de transformação dos aços laminados são resultantes das seguintes situações: transformação de austenita recristalizada; transformação de austenita deformada e transformação de material laminado no campo intercrítico.

Quando a austenita recristaliza antes da transformação, prevalece uma fraca textura cristalográfica na ferrita transformada, que se deve ao fato das reduções da austenita não se acumularem e as repetidas recristalizações tenderem a enfraquecer a textura desta fase e conseqüentemente da fase transformada, condição esta comum em altas temperaturas de laminação a quente, como temperaturas na região de desbaste, quando ocorre a recristalização estática. Em temperaturas mais baixas da laminação a quente, por exemplo, na temperatura de acabamento, dependendo da composição do aço, a laminação é seguida de recristalização estática, ou em ausência de recristalização ocorre o empanqueamento dos grãos austeníticos.

As texturas de aços com laminação de acabamento efetuada na região bifásica (gama + alfa) incluem contribuições de duas fontes: da herança da textura da austenita e do

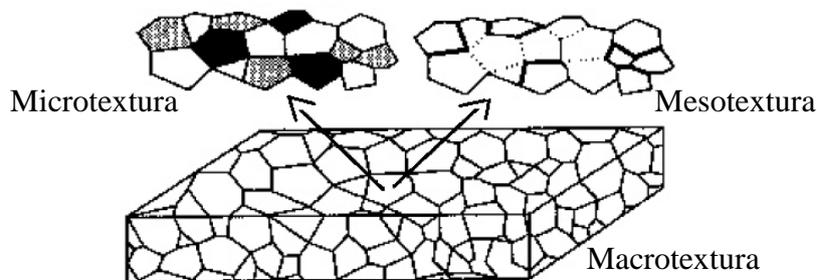
desenvolvimento de uma textura de deformação na ferrita. Durante a laminação controlada, a deformação dos aços na região (gama + alfa) é assistida pelos seguintes fenômenos: deformação e rotação dos cristais da matriz gama; transformação gama \rightarrow alfa e deformação, rotação e possível recristalização dos cristais na fase alfa. (44)

3.8.1 Representação e técnicas para análise de textura

Existem vários métodos de representação de textura de um material policristalino. No entanto, todos coincidem na necessidade de que as orientações cristalinas presentes no material sejam determinadas de algum modo. Usualmente utiliza-se a difração de raios X, por meio da qual se medem as frações volumétricas de um material associadas a uma dada orientação cristalina, a partir da intensidade que difratam, deste modo, torna-se possível à análise de milhares de grãos simultaneamente. (37, 45)

A técnica de difração de elétrons retroespalhados, EBSD (*Electron Back Scatter Diffraction*) (46) é amplamente utilizada na determinação da microtextura e mesotextura, onde a microtextura conforme mostra a figura 3.11, se refere à orientação do grão em uma pequena área e a mesotextura diz respeito às características dos contornos de grão, permitindo o estudo de subdivisão de grão e da natureza dos contornos e subcontornos formados durante a deformação plástica. No entanto, também é possível utilizar tal técnica para analisar a macrotextura, ou simplesmente textura, para isso é necessário realizar uma medida quantitativa para um número mínimo de medidas de orientações individuais, que serão necessárias para representar adequadamente a textura de uma amostra. (47,8)

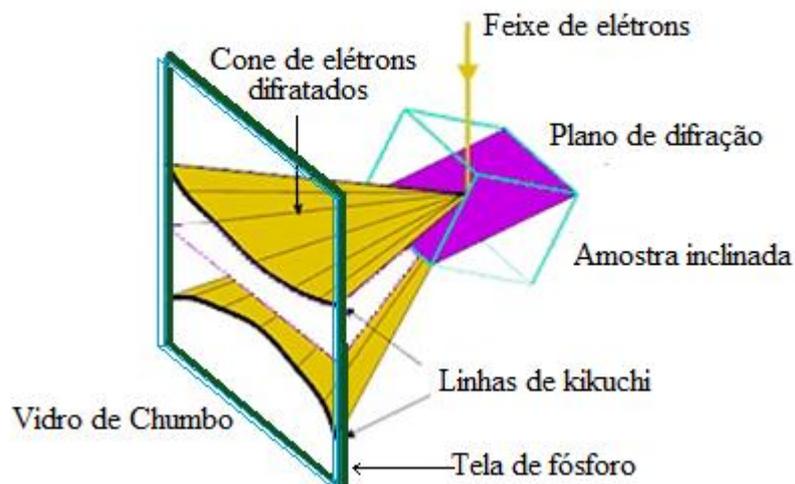
Figura 3.11- Representação esquemática representando a relação entre macrotextura, microtextura e mesotextura



Fonte: Adaptado de: GODEC, M.; JENKO, M. Presentation methods of textures measurements. **Materiali in Tehnoloije**, v. 34, p. 359-364, 2000.

Para a realização de medidas de textura através da técnica de EBSD, a amostra é inclinada aproximadamente em 70° em relação ao feixe de elétrons incidentes no porta amostra de um microscópio eletrônico de varredura, tal inclinação visa intensificar o fenômeno da difração. O aparato utilizado na realização de medidas pela técnica de EBSD é mostrado na figura 3.12. Uma tela de fósforo é posicionada a uma distância de aproximadamente 40 cm da amostra, nesta tela incidem os elétrons retroespalhados, formando os padrões e difração, também conhecido por linhas de Kikuchi. Atrás da tela de fósforo, encontra-se uma camada de vidro de chumbo a qual tem como objetivo filtrar os raios X, permitindo apenas uma pequena quantidade de luz, que é capturada por uma câmera sensível a pequenas quantidades de luz. (36)

Figura 3.12- Representação esquemática do aparato utilizado para aquisição de dados de medidas por EBSD



Fonte: O autor

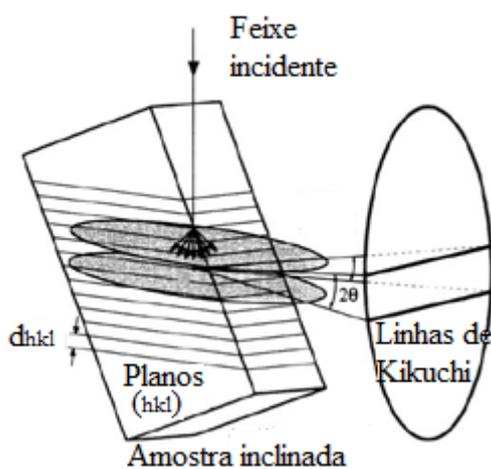
Quando o feixe de elétrons incide sobre a amostra ocorrem muitos fenômenos, sendo um deles o fenômeno da difração. A regra para que ocorra o fenômeno da difração em um material cristalino é dada pela lei de Bragg, lei esta que obedece a seguinte equação:

$$n\lambda = 2d\sin(\theta) \quad (1)$$

Onde n é um número inteiro de comprimento de onda, λ o comprimento de onda da radiação utilizada e d a distância interplanar.

Na interação dos elétrons incidentes na amostra com os átomos da rede cristalina, muitos elétrons sofrem espalhamento, formando um feixe divergente, este feixe por sua vez, incide nos planos cristalinos do cristal, em determinadas condições dadas pela lei de Bragg, os elétrons sofrem espalhamento elástico e são então difratados formando os padrões de difração, ou linhas de Kikuchi, como é mostrado na figura 3.13.

Figura 3.13- Formação das linhas de Kikuchi

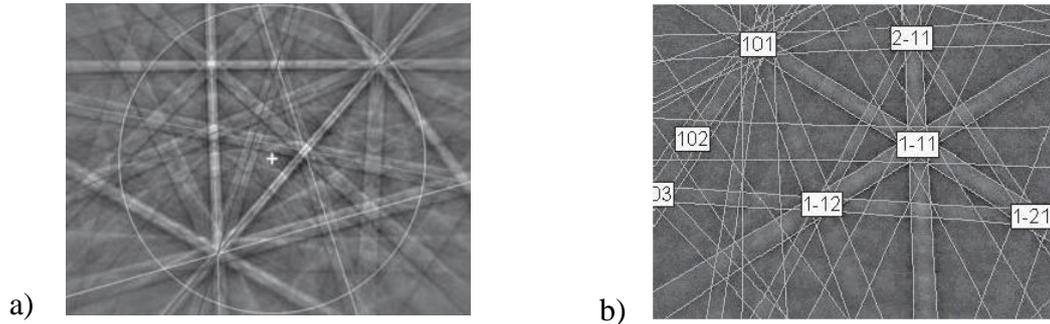


Fonte: Adaptado de: ENGLER, O.; RANDLE, V. **Introduction to texture analysis: Macrotecture, Microtexture and Orientation mapping**. 2.ed. CRC Press, London, 2010.

Cada conjunto de planos cristalinos formam dois cones de difração, um proveniente do plano superior e outro proveniente do plano inferior. A intersecção desses cones na tela de fosforescente forma as linhas de Kikuchi. Os elétrons que sofreram espalhamento inelástico contribuem para a formação de um fundo difuso (*background*).

A distância entre cada par de linhas no padrão de difração é inversamente proporcional a distância interplanar da respectiva família de planos, em alguns pontos vários pontos se interceptam, conforme mostra a figura 3.14 a). A identificação das linhas de kikuchi e sua indexação através de um software exige o conhecimento prévio da estrutura cristalina do material analisado, a figura 3.14 b) mostra um padrão de difração com as linhas de Kikuchi indexadas.

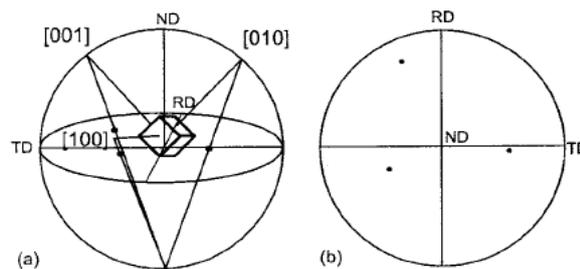
Figura 3.14- Indexação das linhas de Kikuchi. a) sem indexação dos planos cristalinos; b) com indexação



Fonte: Adaptado de: ENGLER, O.; RANDLE, V. **Introduction to texture analysis: Macrotecture, Microtexture and Orientation mapping**. 2.ed. CRC Press, London, 2010.

Para a representação da textura utilizam-se as figuras de polo, uma figura de polo é uma projeção estereográfica que mostra a distribuição de polos, ou normais aos planos de um determinado plano (hkl) específico, usando eixos da amostra como referência. Se a amostra apresentar orientação preferencial, os polos tendem a ficar aglomerados em determinadas regiões, no entanto se a amostra apresentar orientação aleatória, os polos irão se distribuir uniformemente sobre a projeção. A figura 3.15 a) mostra uma família de polos $\{001\}$ e a figura 3.15 b) a representação de uma figura de polo.

Figura 3.15- Projeções estereográficas. a) família de polos $\{001\}$, b) representação de uma figura de polo

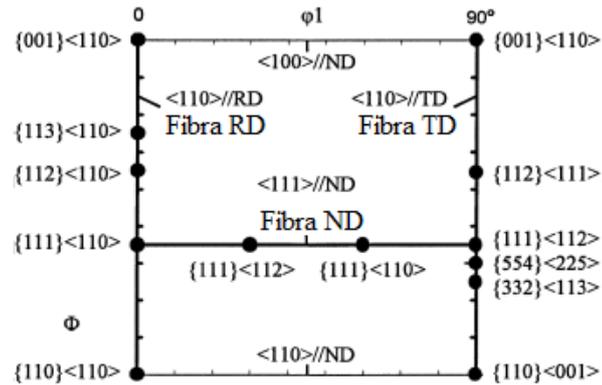


Fonte: Adaptado de: ENGLER, O.; RANDLE, V. **Introduction to texture analysis: Macrotecture, Microtexture and Orientation mapping**. 2.ed. CRC Press, London, 2010.

As orientações preferenciais também podem ser representadas utilizando-se as figuras de polo inversas. Conforme mostrado na figura 3.16 uma figura de polo inversa indica a distribuição das normais em relação a muitos planos cristalográficos (hkl) diferentes, com referência a uma direção específica da amostra. A figura de polo inversa é muitas vezes

ângulo de Bunge $\Phi_2 = 45^\circ$ nas quais as principais texturas de fibra encontradas em aços são identificadas.

Figura 3.17- Seção da FDO com $\Phi_2 = 45^\circ$ mostrando a posição dos principais componentes de textura ao longo das fibras RD, TD, e ND



Fonte: Adaptado de: BACZYNSKI, G. J.; JONAS, J.J.; COLLINS, L. E.; 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, dez. 1999.

Para comparar figuras de polos ou FDOs de amostras diferentes, algumas correções devem ser aplicadas e após essas correções os dados de textura são normalizados em uma unidade padrão (*Times Random-TR*), ou seja, múltiplos de uma distribuição ao acaso. A densidade de orientação de uma amostra completamente isotrópica, com grãos orientados ao acaso será igual a um ($TR=1$). Valores de TR maiores que a unidade indicam que a amostra apresenta orientação preferencial. (48, 49)

3.9 MICROESTRUTURA DEFORMADA

A microestrutura desenvolvida durante a deformação plástica de um metal depende de sua estrutura cristalina, da temperatura, da deformação aplicada e da composição química, do modo e da taxa de deformação. Outro fator importante é a energia de falha de empilhamento (EDE) que no caso do ferro alfa é alta. Nos metais com elevada EDE a ocorrência de escorregamento de discordâncias com desvio e escalada é facilitada, e neste caso a alta mobilidade de discordâncias permite a aniquilação de discordâncias vizinhas e de sinais opostos. De modo geral, materiais com elevada EDE tendem a desenvolver as

chamadas estruturas de discordâncias de baixa energia (*Low Energy Dislocation Structures* LEDS). (39)

A deformação plástica de materiais policristalinos exige processos de acomodação para que seja conservada a continuidade de deformação através dos contornos de grão. (50) Dentro deste contexto torna-se importante o conceito de fragmentação de grãos, que é caracterizado pela subdivisão de cada grão em regiões onde um número reduzido de sistemas de deslizamento diferentes opera, causando diferenças de rotação para cada região e a formação de paredes de discordâncias entre elas. O modelo clássico de fragmentação supõe que um determinado conjunto de regiões, coletivamente, consegue deformar em conformidade ao agregado policristalino como um todo. (51)

A evolução da microestrutura durante a deformação plástica é descrita em termos da subdivisão de grãos envolvendo a formação de elementos de volumes rotacionados. Estes elementos são células de discordâncias e blocos de células, (*Cell Blocks (CB)*), porém devido aos diferentes sistemas de deslizamentos, blocos diferentes sofrem rotações diferentes durante a deformação. Estas diferenças em rotação geram subcontornos, formados por discordâncias “geometricamente necessárias” que separam os blocos. (52, 53) Em grãos que, devido à influência ocorreu a divisão em regiões distintas (*CBs*), diferentes sistemas de deslizamento estão operando, o que gera rotações diferentes entre as regiões compensadas pelo acúmulo de discordâncias de mesmo sinal nos subcontornos. Estes subcontornos são chamados de GNBs (*Geometrically Necessary Boundaries*). (51)

Contornos de baixo ângulo ou subcontornos formados por discordâncias são importantes em relação à textura porque justificam, de maneira convincente, o aumento de rotação entre regiões vizinhas com o acúmulo de discordâncias no contorno servindo, desta forma, para justificar de maneira plausível as transformações microestruturais que causam a fragmentação de grãos durante a deformação a frio. (43,51)

3.10 O FATOR DE TAYLOR

O desenvolvimento da textura de deformação em um material é função do número e do tipo de seus mecanismos de deformação e do tensor de deformação a ele aplicado. Os mecanismos de deformação dos grãos de um policristal não podem ser diferentes daqueles

existentes em um monocristal. Portanto, deve ser possível deduzir o comportamento mecânico de um policristal a partir do comportamento de seus cristais componentes. (54)

A análise de Taylor visa satisfazer a continuidade entre grãos, ou seja, garantir a compatibilidade da deformação. Taylor supôs que cada cristal de um material policristalino está sujeito à mesma deformação (mudança de forma) que o policristal. Cristais com estrutura cristalina CFC possuem 12 sistemas de deslizamento, mas só necessitam de 5 sistemas para satisfazer à deformação incremental $d\varepsilon_{ij}$ mais geral possível, imposta ao material. Taylor considerou que os 5 sistemas que operam são aqueles que produzem o trabalho interno dw mínimo:

$$dw = \tau_c \cdot \sum_5 \delta\gamma_i = \text{mínimo} \quad (2)$$

Onde $\delta\gamma_i$ é a quantidade de deslizamento no sistema de deslizamento i e τ_c é a tensão cisalhante crítica.

Que equivale achar os cinco $\delta\gamma$ entre os doze possíveis cuja soma é mínima. Para o caso da tração uniaxial, tem-se, que $dw = \sigma_x d\varepsilon_x$, onde σ_x e $d\varepsilon_x$ são a tensão e a deformação de tração aplicadas ao cristal, que leva à definição do *Fator de Taylor* como:

$$M = \frac{\sigma_x}{\tau_c} = \frac{\sum \delta\gamma}{\delta\varepsilon_x} \quad (3)$$

O fator de Taylor é uma função da orientação do cristal, experimentalmente, é bem conhecido que a energia armazenada varia em função da orientação cristalográfica dos grãos. De acordo com as teorias de plasticidade, a energia armazenada aumenta com o aumento do fator de Taylor que, por sua vez, depende da orientação cristalográfica do grão em relação à direção da tensão aplicada. (55)

Dentro deste contexto a técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) proporciona uma forma única de análise da microestrutura de materiais cristalinos, pois permite penetrar no domínio intergranular da amostra, revelando a natureza cristalográfica das estruturas de deformação e interfaces, possibilitando dessa forma, a melhor compreensão da microestrutura dos materiais e dos mecanismos que regem suas propriedades.

3.11 ENSAIO DE IMPACTO CHARPY

A ocorrência de uma série de colapsos catastróficos de grandes estruturas, no qual o Titanic é o exemplo mais emblemático, levou a descoberta do extraordinário efeito da temperatura sobre a resistência dos materiais à fratura dinâmica. (56,57)

O ensaio de impacto Charpy, como qualquer outro ensaio possui vantagens e limitações, entre as vantagens estão a facilidade de realização, rápida obtenção dos resultados e previsão do comportamento do material perante uma solitação dinâmica, dado que não pode ser previsto com os dados obtidos em ensaios de tração e flexão, pois avaliam o comportamento do material perante cargas estáticas. (58) A maior limitação deste tipo de ensaio é a carência de dados obtidos no processo de fratura, pois apenas a energia global de ruptura do corpo de prova pode ser medida. (59)

Para materiais com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), o comportamento da fratura muda de dúctil para frágil de acordo com as mudanças de altas para baixas temperaturas. Este comportamento do modo de fratura é evidenciado pela capacidade que o material tem de absorver energia durante a fratura. (60)

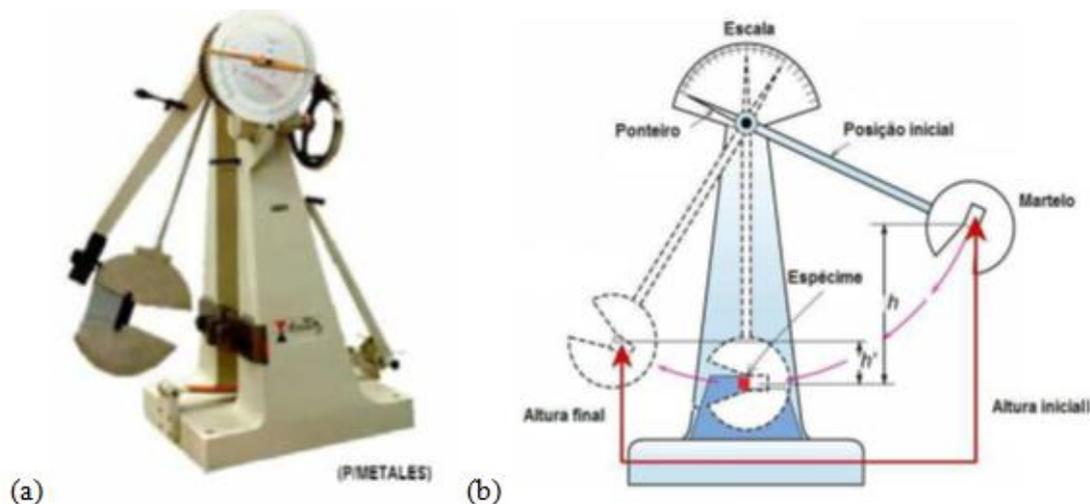
Deste modo, torna-se necessário “prever” o comportamento do material perante variações severas de temperatura e o ensaio básico para tal previsão é o ensaio de impacto Charpy. O impacto representa um esforço de natureza dinâmica, onde a carga é aplicada repentina e bruscamente, deste modo os fatores importantes referentes ao ensaio são a força aplicada, velocidade de aplicação desta força e o concentrador de tensões. O conjunto força e velocidade de aplicação traduzem-se em energia. (61)

O sistema operacional de uma máquina de ensaio Charpy é baseado no golpe deferido por um martelo pendular oscilante. Este martelo é elevado até uma determinada altura h , onde adquire uma quantidade de energia potencial gravitacional. Liberado o martelo que encontra em sua trajetória o corpo de prova, que por sua vez rompe-se devido ao golpe deferido. Após o choque o corpo de prova rompe-se e o martelo continua seu percurso até uma determinada altura h' que corresponde a uma altura na qual o martelo apresenta uma quantidade de energia final.

Desprezando-se as perdas por atrito entre os mancais da máquina e as perdas de energia por outras formas tais como calor, som e resistência do ar, a diferença entre a energia

inicial e final é a energia absorvida pelo corpo de prova durante o impacto. A figura 3.18 ilustra o esquema de uma máquina convencional e seus principais componentes.

Figura 3.18- Ensaio de impacto Charpy. (a) representação de uma máquina real (b) representação do movimento do martelo.



Fonte: Adaptado de: CALLISTER JR., W. D. **Fundamentals of Materials Science and Engineering**. 5. ed. New York: John Wiley & Sons, Inc, 2001.

Os resultados obtidos no ensaio de impacto são lidos diretamente na máquina e caso não ocorra ruptura do corpo de prova, o ensaio deixa de ser válido e se torna necessário aumentar a altura do pêndulo fornecendo maior energia ao sistema (57). Estes resultados são apresentados na forma de energia absorvida pelo corpo de prova durante o impacto em função da temperatura (57,62).

A norma que regulamenta tal ensaio é a norma ASTM E-23 (63), nomeada como métodos padrões de teste de impacto em barras com entalhe em materiais metálicos, (*Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials*).

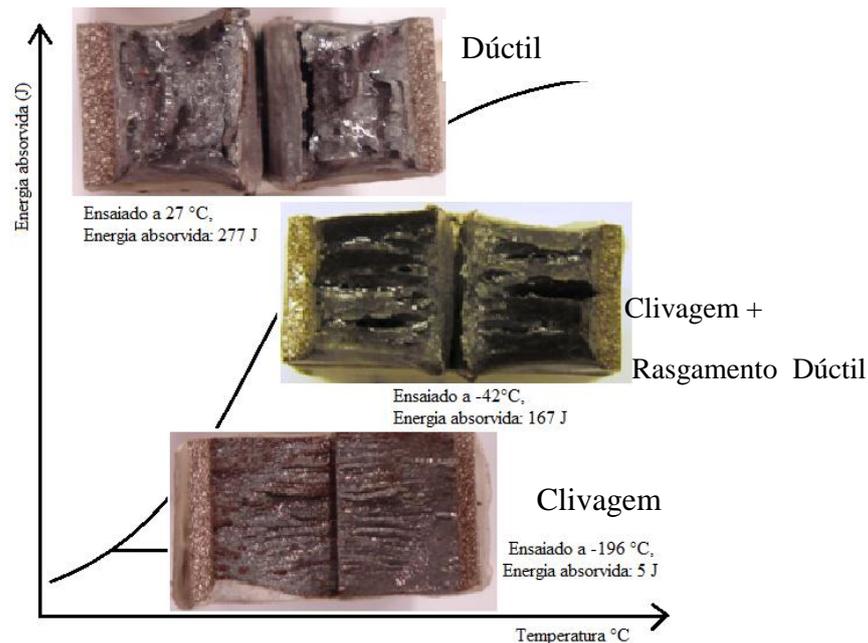
Deste modo, do ponto de vista da filosofia de projeto, o ensaio de impacto Charpy convencional tem como principal intuito a operação do componente no patamar superior da curva de transição de temperatura dúctil frágil. Tal ensaio fornece apenas dados para uso comparativo entre materiais, pois os resultados obtidos são qualitativos e o principal intuito é evitar a fratura frágil. (64)

Outra medida importante obtida se refere a observação da superfície de fratura para determinar se a fratura é fibrosa (fratura cisalhante), granular (fratura por clivagem) ou uma

mistura das duas. Estes diferentes modos de falhas são prontamente distinguíveis mesmo a olho nu. A superfície facetada da fratura por clivagem possui elevada refletividade e aparência brilhante enquanto que a superfície da fratura dúctil fibrosa (composta de pequeníssimas cavidades, *dimples*) absorve a luz incidente tendo como consequência, aparência escura. (64)

Conforme pode ser visto na figura 3.19, um gráfico de resultados de ensaio de impacto Charpy verificam-se três regiões distintas, sendo o patamar inferior uma região de fratura frágil, caracterizada por clivagem, o patamar superior caracterizado por fratura dúctil e uma região mista onde prevalece a mistura de fratura frágil e dúctil, denominada região de transição. (65)

Figura 3.19- Curva característica do ensaio de impacto de Charpy mostrando as três regiões com os diferentes aspectos de fratura



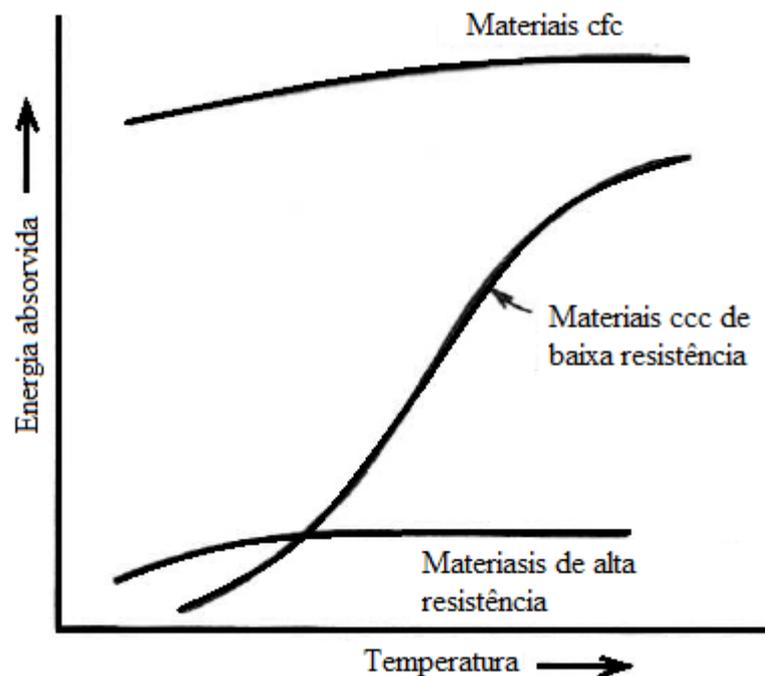
Fonte: O autor

Os resultados obtidos em um ensaio de impacto Charpy podem apresentar variações, principalmente no que diz respeito à temperatura de transição, como por exemplo a realização deste ensaio em corpos de prova com diferentes espessuras, corpos de provas mais espessos levariam a maiores valores da temperatura de transição. Dentre as possíveis causas de dispersão dos resultados estão à dificuldade de preparação de entalhes precisamente iguais e a não homogeneidade do material.

A energia absorvida no ensaio de impacto para diferentes temperaturas é fortemente influenciada pelo tipo de estrutura cristalina do material em questão, de modo que o comportamento da temperatura de transição de um vasto espectro de materiais se situa nas três categorias mostradas na figura 3.21.

A causa da transição do comportamento de materiais com estrutura cristalina CCC de dúctil para frágil quando a temperatura diminui é uma mudança no modo metalúrgico de fratura de cisalhamento para clivagem, por uma inibição dos mecanismos de deformação plástica. Como consequência desse aumento da restrição à deformação plástica, tem-se uma passagem de escoamento em larga escala para escoamento restrito no comportamento mecânico macroscópico do material, fazendo com que o material frature logo após o limite de escoamento ser atingido. Não só a temperatura, mas qualquer parâmetro que restrinja a deformação plástica pode provocar uma queda na tenacidade ou na ductilidade, como, por exemplo, a taxa de deformação.

Figura 3.20- Ilustração esquemática do efeito da temperatura na tenacidade ao entalhe segundo o tipo de estrutura cristalina.



Fonte: Adaptado de: DIETER, G.E. **Metalurgia Mecânica**. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981.

Tal diferença entre a quantidade de energia absorvida quanto ao tipo de estrutura cristalina do material se deve ao número de sistemas de deslizamento de tais estruturas, estes sistemas de deslizamento atuam de modo a possibilitar uma maior quantidade de deformação plástica, de modo que quanto maior o número de sistemas de deslizamento, maior será também a energia absorvida pelo material. (64)

Outro fator que pode alterar a quantidade de energia absorvida no ensaio de impacto é a presença de atmosferas de soluto, que tem como consequência a diminuição da mobilidade das discordâncias e o seu rearranjo. Além disso, a presença de átomos de soluto causa uma força retardadora de arraste que dificulta a movimentação de contornos de baixo ângulo, gerados pelo rearranjo de discordâncias. (39)

3.12 O ENSAIO DE IMPACTO CHARPY INSTRUMENTADO

O ensaio de impacto Charpy convencional foi inicialmente utilizado em ampla escala durante a segunda guerra mundial, para buscar a transição dúctil frágil na construção de aços depois de uma numerosa quantidade de falhas com navios da série Liberty Ships. (66)

No entanto, o ensaio de impacto comum não fornece resultados que possam ser utilizados nos projetos de engenharia estrutural, pois não existe correspondência entre níveis de tensão e desempenho na prática. (57,67) Deste fato advém a necessidade da criação de um equipamento que possibilite a obtenção de medidas quantitativas dos valores de tensão para tal ensaio. (68)

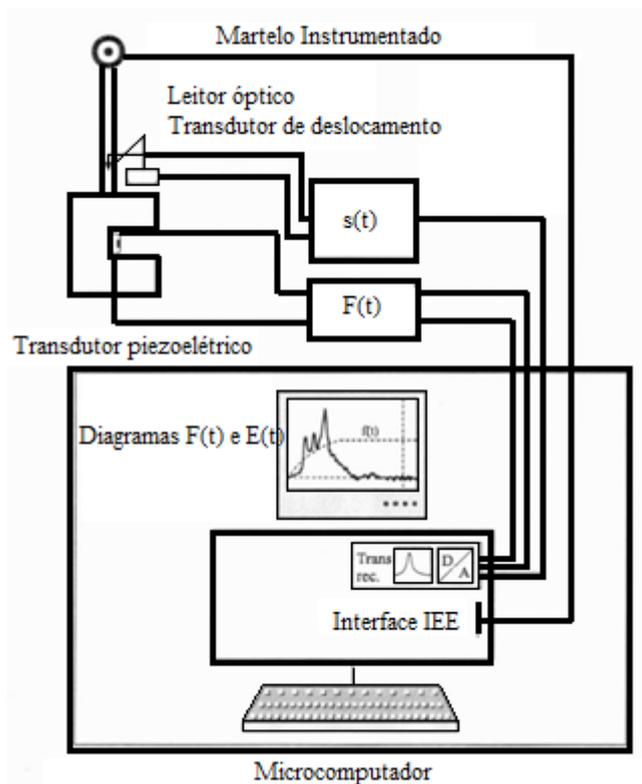
Nas décadas de 1950 e 1960, cientistas começaram a registrar a força de impacto do martelo contra o corpo-de-prova, colando extensômetros resistivos no próprio corpo de prova ou no martelo. O registro desta força em função do tempo e da temperatura, além de permitir o cálculo da energia absorvida pelo corpo-de-prova, permite a obtenção de diversas outras informações sobre o comportamento do material, não reveladas pelo ensaio Charpy convencional, quer dizer, não instrumentado. (56)

Atualmente o ensaio de impacto Charpy instrumentado é amplamente utilizado na indústria devido ao fato de sua fácil realização e por fornecer resultados rápidos e com custo relativamente baixo. (67,69) No campo nuclear o ensaio de impacto fornece uma regra fundamental na previsão do tempo de vida dos vasos de pressão dos reatores nucleares.

(70,71) De um modo geral, sua utilização visa à determinação de propriedades de fratura em faixas de deformação intermediária. (72)

Neste ensaio, um sensor piezoelétrico adaptado à extremidade do martelo mede a variação da força $F(t)$ e um dispositivo óptico realiza as medidas de deflexão do corpo de prova em função do tempo durante a fratura. (73) Os principais elementos envolvidos em um sistema de aquisição de dados para o ensaio de impacto Charpy instrumentado é mostrado na figura 3.21:

Figura 3.21- Diagrama esquemático do sistema de aquisição de dados para o ensaio de impacto Charpy Instrumentado.



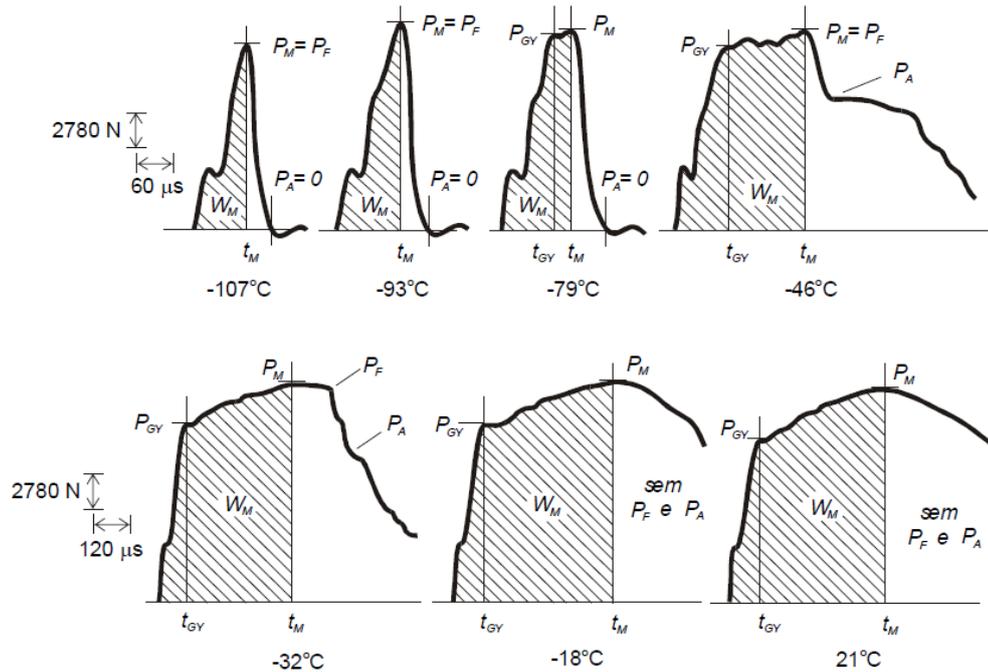
Fonte: Adaptado de: CORREA, C. A.; YAMAKAWA, R. S.; HAGE, E.J. Determinação da Temperatura de Transição Dúctil-Frágil de Plásticos Através de Testes de Impacto Instrumentado. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**. São Carlos, p. 76-84, jan./mar. 1999

As curvas típicas de força versus tempo, obtidas em um ensaio de impacto Charpy instrumentado são mostradas na figura 3. 22, segundo essas curvas é possível identificar os vários estágios no processo de fratura. O valor da energia absorvida é associado à área sob a curva força versus tempo até o carregamento máximo P_m .

No sistema instrumentado e informatizado, o deslocamento na linha de carga é obtido, e a partir das curvas carga versus tempo e carga versus deslocamento, de onde se obtém informações sobre a carga que gera um escoamento no corpo de prova P_{gy} , a carga

máxima P_m que corresponde ao início da contração do entalhe e a carga P_f que é a carga de ruptura a qual cai subitamente quando a fratura ocorre por clivagem e P_a que é a carga no final da instabilidade de propagação da trinca. Quanto maior for a ductilidade do material, mais distintas serão estas cargas. (74)

Figura 3.22- Curvas típicas de um ensaio de impacto Charpy instrumentado para um aço de média resistência mecânica.



Fonte: SHOCKEY, D. A. Dynamic fracture testing. In: NEWBY, J. R. (Coord.) **ASM handbook: mechanical testing**. 9.ed. Ohio: ASM, 1995. p.259-61.

A conversão deste valor em energia é feita utilizando-se as equações do movimento de Newton, que leva em consideração a diminuição da velocidade do martelo ao longo do processo de deformação e fratura. Este decréscimo da velocidade é proporcional à força instantânea aplicada no corpo de prova em qualquer tempo particular t_i . (61, 75) A energia absorvida é dada por:

$$\Delta E = E_a \left[1 - \left(\frac{E_a}{4E_0} \right) \right] \quad (4)$$

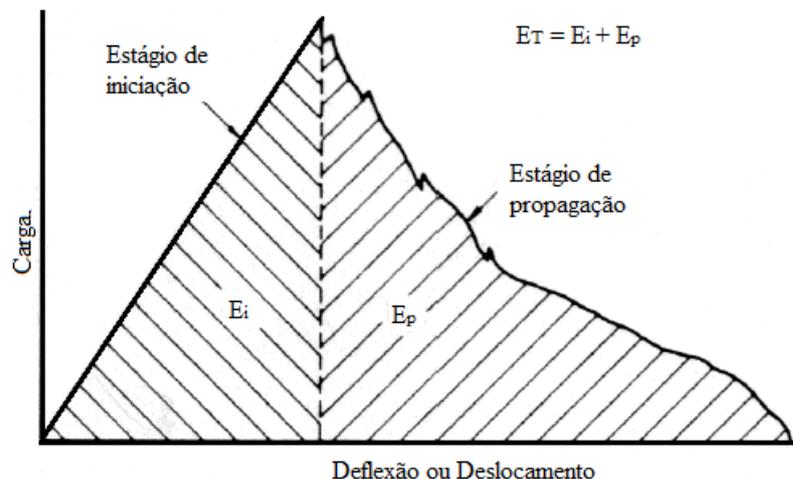
Onde $E_0 = \frac{1}{2} mV_0^2$ é a energia cinética total do pêndulo e $E_a = V_0 \int_0^{t_i} P dt$ é a energia para causar a fratura do corpo de prova. A separação da energia em componentes distintas aumenta a quantidade de informação obtida no ensaio.

Por meio da curva força x deslocamento é possível determinar as energias relativas aos processos de nucleação e iniciação E_i e de propagação E_p da trinca assumida numa análise simples, como respectivamente, a energia até a força máxima e após a força máxima, dados estes que não são possíveis de serem distinguidos no ensaio de impacto clássico. (61,76)

A energia total absorvida no ensaio é dada pela equação 5 e obtida através da integração numérica da curva mostrada na figura 3.23.

$$E_T = E_i + E_p \quad (5)$$

Figura 3.23- Integração numérica curva de carregamento versus deflexão

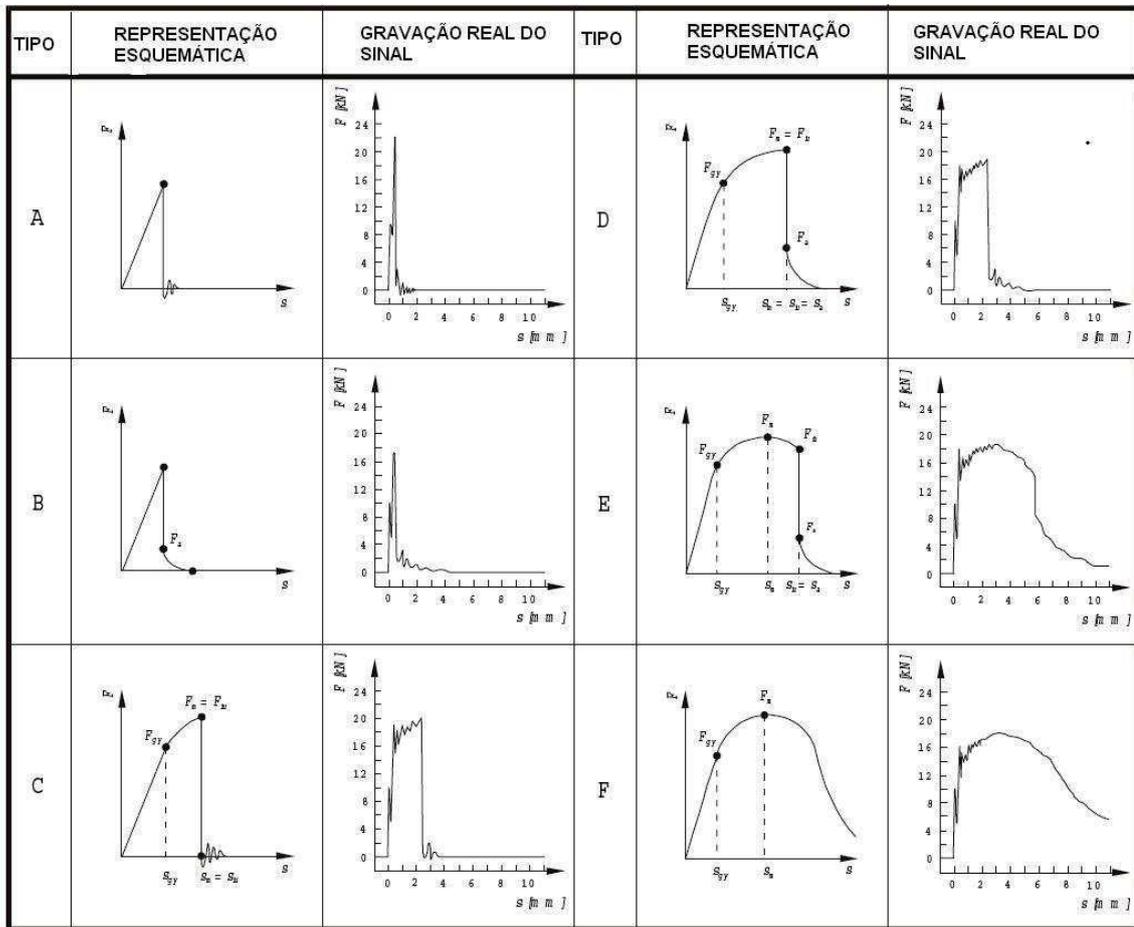


Fonte: Adaptado de: TOTI, Francisco de. **Tenacidade à fratura dinâmica de uma liga de alumínio de alta resistência AMS 7475 T7351**. 2004, 143 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de materiais) – Universidade de São Paulo. São Carlos, 2004.

A norma ISSO 14 556, 2000 estabelece os critérios para a avaliação das cargas utilizadas nos cálculos de tenacidade, estes critérios são baseados de acordo com os diferentes tipos de sinais nas categorias de A a F, como mostra a figura 3.24.

Os tipos A e B indicam que a energia do material ensaiado encontra-se no patamar inferior da curva de transição dúctil-frágil do ensaio Charpy clássico. As curvas do tipo C, D e E indicam que a energia encontra-se na região de transição. Por último, na curva do tipo F, a energia localiza-se no patamar superior. (75)

Figura 3.24- Curvas características força versus deslocamento, classificadas pela norma ISO 14 556, 2000



Fonte: INTERNATIONAL STANDARD. **Steel - Charpy V-notch pendulum impact test – instrumented test method (ISO 14.556)**. Geneva: ISO, 2000. 14p.

A norma ISO 14 556, segundo especificações e recomendações constantes é flexível, permitindo que implementações instrumentais possam ser empreendidas. Para tanto, alguns requisitos mínimos relacionados ao sistema de aquisição de dados devem ser atendidos, para que certas flexibilizações da norma possam ser adequadamente aplicadas. (75)

Deste modo, existem na literatura, projetos que visam à instrumentação de máquinas de ensaio de impacto convencional para esta nova metodologia, nos quais destaca-se o trabalho de LUCENA, o qual visa a instrumentação de uma máquina ensaio Charpy utilizando um microcontrolador PIC 16F877. (56)

3.13 MECÂNICA DA FRATURA

Fratura é um problema que a sociedade tem enfrentado desde quando o homem começou a fabricar suas estruturas. Atualmente este é um problema que pode estar pior do que em séculos anteriores, devido aos maiores erros, podem estar presentes em nossa complexa sociedade tecnológica. No entanto, compreensões de como os materiais falham ou habilidades para prever tais falhas tem aumentado consideravelmente desde a segunda guerra mundial. (77)

A Mecânica da Fratura tem, no seu desenvolvimento teórico e experimental, a potencialidade necessária para prever se um determinado defeito, de uma dada dimensão, poderá propagar-se de uma maneira catastrófica sob a ação de um carregamento conhecido. Para isto, considera-se que defeitos sempre existem em um corpo sólido e que são suficientemente grandes se comparados com algumas dimensões características de microestrutura, tal como contornos de grão.

Estes defeitos agem como concentradores de tensão de modo a intensificar o processo de fratura. Portanto, as variáveis levadas em consideração são o tamanho do defeito, a tensão aplicada e a tenacidade à fratura, que representa a capacidade que o material possui de absorver energia na forma de deformação plástica. A tenacidade é um importante parâmetro na caracterização de materiais por dizer respeito a resistência à fratura do mesmo. (11)

A mecânica da fratura elástica linear foi construída para materiais com comportamento de fratura frágil, onde o comportamento elástico-linear é obedecido e corresponde ao conjunto de equações que descrevem o efeito do campo de tensões na região do sólido próximo a ponta da trinca, em função do parâmetro K , que é uma medida da intensidade do campo elástico, e atua como um fator de intensificação de tensões. Adicionalmente a K , define-se através de K_c , um critério de falha. (56,10,77)

Este critério estabelecido de modo que a combinação do valor de tensão aplicado e o tamanho do defeito for tal que o valor de K se iguale ao valor de K_c , nesta condição ocorre a fratura do material.

A Mecânica da fratura elásto-plástica é uma teoria alternativa desenvolvida para descrever o comportamento de materiais onde o comportamento linear entre carga e

deformação não é observado, ou seja, para materiais que convertam o trabalho externo aplicado em energia de deformação plástica.

Dois parâmetros de tenacidade à fratura são amplamente utilizados, sendo eles o CTOD (*crack tip open displacement*) e a integral J. Ambos estes parâmetros descrevem o comportamento elásto-plástico de um material frente à trinca. (77)

3.13.1 Parâmetros de Solicitação Dinâmica da Mecânica da Fratura

O objetivo da mecânica da fratura dinâmica é analisar o crescimento, a interrupção e a ramificação do movimento de trincas em estruturas sujeitas a cargas dinâmicas, onde o campo de tensão na vizinhança da trinca normalmente é caracterizado pelos fatores de intensidade de tensão dinâmica, os quais geralmente são funções do tempo. (74, 78)

Dentre os parâmetros de solicitação dinâmica estão a tenacidade à fratura dinâmica J_{Id} e o fator de intensidade de tensões K_{Id} . De acordo com a mecânica da fratura elásto-plástica um ponto de início de trinca deve ser determinado para avaliar os valores de J_{Id} . (79)

Existem na literatura vários métodos para se estimar os valores da tenacidade à fratura dinâmica. Dentre eles destacam-se as adaptações realizadas por ANGAMUTHU (74,79). Em um dos métodos, quando o início da trinca ocorria antes do ponto de carregamento máximo e com escoamento generalizado, o mecanismo de fratura elásto-plástica é utilizado para calcular o valor de J_{Id} e a ocorrência de fratura no modo dúctil. Se o início da trinca ocorre no pico da carga, sem escoamento generalizado, o mecanismo da mecânica da fratura linear elástica é utilizado para calcular o valor de K_{Id} , propiciando uma fratura essencialmente frágil. (74,79)

Para a análise de propriedades dinâmicas de materiais dúcteis, utiliza-se a equação de Rice, para o ensaio de flexão em três pontos e então o valor de J_{Id} pode ser calculado pela equação:

$$J_{Id} = \frac{2E_i}{B(w-a)} \quad (6)$$

Onde:

E_i é a energia absorvida até o início de propagação da trinca;

B é a espessura do corpo de prova em milímetros;

W é a largura do corpo de prova em milímetros;

a é o comprimento do entalhe.

O fator de intensidade de tensão para carregamento dinâmico K_{Id} , proposto pelo método de ANGAMUTHU (79) pode ser estimado pela seguinte relação:

$$K_{Id} = \frac{6YM(a)^{0,5}}{Bw^2} \quad (7)$$

Onde Y é dado pela seguinte equação polinomial:

$$Y = 1,93 - 3,07 \left(\frac{a}{W}\right) + 14,53 \left(\frac{a}{W}\right)^2 - 25,11 \left(\frac{a}{W}\right)^3 + 25,8 \left(\frac{a}{W}\right)^4 \quad (8)$$

E M é o momento fletor aplicado, dado por:

$$M = \frac{P_m S}{4} \quad (9)$$

Onde S é o espaço entre os apoios do corpo de prova para a realização do ensaio e seu valor é 40 mm e P_m a carga máxima.

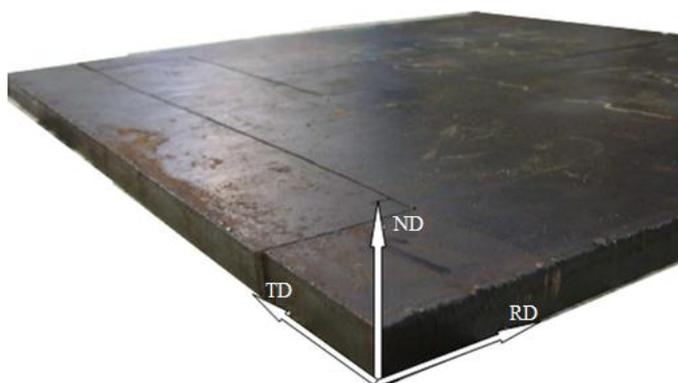
4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAIS

O material utilizado neste estudo foi um aço microligado API 5L X70 fabricado pela Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais (USIMINAS) utilizado no gasoduto Bolívia Brasil (GASBOL). Segundo o fornecedor, o material foi submetido à laminação controlada sem resfriamento acelerado, com temperatura final de laminação abaixo da AR_3 . Quanto à laminação transversal, o fabricante informou que a mesma ocorre, quando necessário, apenas nos primeiros passes do desbaste e normalmente são aplicados de 3 a 5 passes (aproximadamente 12% de redução em cada passe), enquanto que a laminação total envolve a aplicação de 15 a 25 passes, dependendo da espessura de produto a ser obtido.

O material foi fornecido na forma de chapa com 16,6 mm de espessura, da qual foram retiradas amostras para o exame metalográfico, corpos de prova para os ensaios de tração e os corpos de prova para os ensaios de impacto Charpy Instrumentado, dos quais posteriormente foram retiradas amostras para a realização de microtextura e mesotextura.

Figura 4.1- Foto da chapa de aço API X70 no estado como recebido



Fonte: O autor

Neste trabalho será utilizada a notação ND (*Normal Direction*) para direção de espessura ou normal à direção de laminação, RD (*Rolling Direction*) para a direção de laminação e TD (*Transversal Direction*) para a direção transversal.

4.2 MÉTODOS

4.2.1 Análise Química

A análise química foi feita pela técnica de espectrometria óptica, sendo que foram feitas duas queimas no material, uma para a determinação da porcentagem em peso dos teores dos elementos de liga e outra para a determinação da porcentagem em peso do teor de carbono. Esta análise foi feita na Universidade Federal Tecnológica do Paraná – UTFPR, no campus de Ponta Grossa.

4.2.2 Caracterização Metalográfica do Aço API 5L X70

Foram extraídas amostras nas direções longitudinal (RD), transversal (TD) e normal à laminação (ND), estas amostras foram embutidas em baquelite. Após serem embutidas as amostras foram preparadas em uma sequência de lixas de #120, #240, #320, #400, #600, #800 #1200 e #1500, de modo que a cada troca de lixa a amostra era rotacionada de 90° para se prosseguir com o procedimento. Após a passagem na sequência de lixas, as amostras foram polidas em politriz com pasta diamantada de 6,0µm e 1,0µm e em seguida realizou-se o polimento com sílica coloidal.

Foram realizados diferentes ataques, com o intuito de definir um reagente que melhor revelasse os contornos de grão da ferrita. Primeiramente foi utilizada a solução de Nital com a concentração de 2%, os resultados não se mostraram favoráveis, buscou-se então um novo reagente e utilizou-se ácido pícrico, o qual não mostrou bons resultados no que diz respeito a revelar os contornos de grão da ferrita. Finalmente, a concentração que melhor revelou os contornos de grão foi de Nital 3% aliado ao ácido pícrico 2,4%.

A observação da microestrutura do material foi realizada com o microscópio óptico OLYMPUS BX-51 com câmera de vídeo acoplada. A captura das imagens foi realizada utilizando o programa IMAGE PRO PLUS 5.1. Os exames metalográficos foram realizados nos laboratórios do Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa - UEPG.

4.2.3 Microdureza Vickers

A metodologia de preparação de amostras para a realização de microdureza Vickers foi a mesma utilizada para a preparação de amostras para a caracterização metalográfica.

As medidas de microdureza foram realizadas em um microdurômetro da marca LEICA VM HT MOT instalado nos laboratórios didáticos da UEPG. Foi utilizada a carga de 1000 gf para a determinação da microdureza do material como um todo e 15 gf para a determinação da microdureza da ferrita e da perlita de forma isolada, ambas as medidas foram realizadas com tempo de aplicação da carga de 15 segundos.

Para a obtenção dos valores de microdureza do material como um todo foram realizadas 15 medidas, na direção de laminação da chapa, direção transversal à laminação e na direção de espessura. Os valores de microdureza da ferrita e perlita de forma isolada foram obtidos de uma média de uma série de 25 medidas, a medida somente foi considerada como válida se toda marca de dureza estivesse sobre a ferrita ou sobre a perlita.

4.2.4 Ensaio de Tração

Para a obtenção das propriedades mecânicas de tração tais como limite de escoamento, e limite de resistência à tração, foram retirados três corpos de prova na direção longitudinal, identificados por L1, L2 e L3 e três corpos na direção transversal identificados como T1, T2 e T3, dimensionados segundo a norma ASTM E-8. (80)

Os corpos de prova foram ensaiados com extensômetros em uma máquina universal de ensaios de tração modelo AG-I 300 kN da SHIMADZU, conforme pode ser visualizado na figura 4.2. A partir dos dados obtidos da máquina de ensaio, foram traçadas as curvas tensão x deformação do material das quais foram retiradas as propriedades referentes à tração. Os ensaios de tração foram realizados no laboratório de ensaios mecânicos da UEPG.

Figura 4.2- Ensaio de tração do aço API 5L X 70

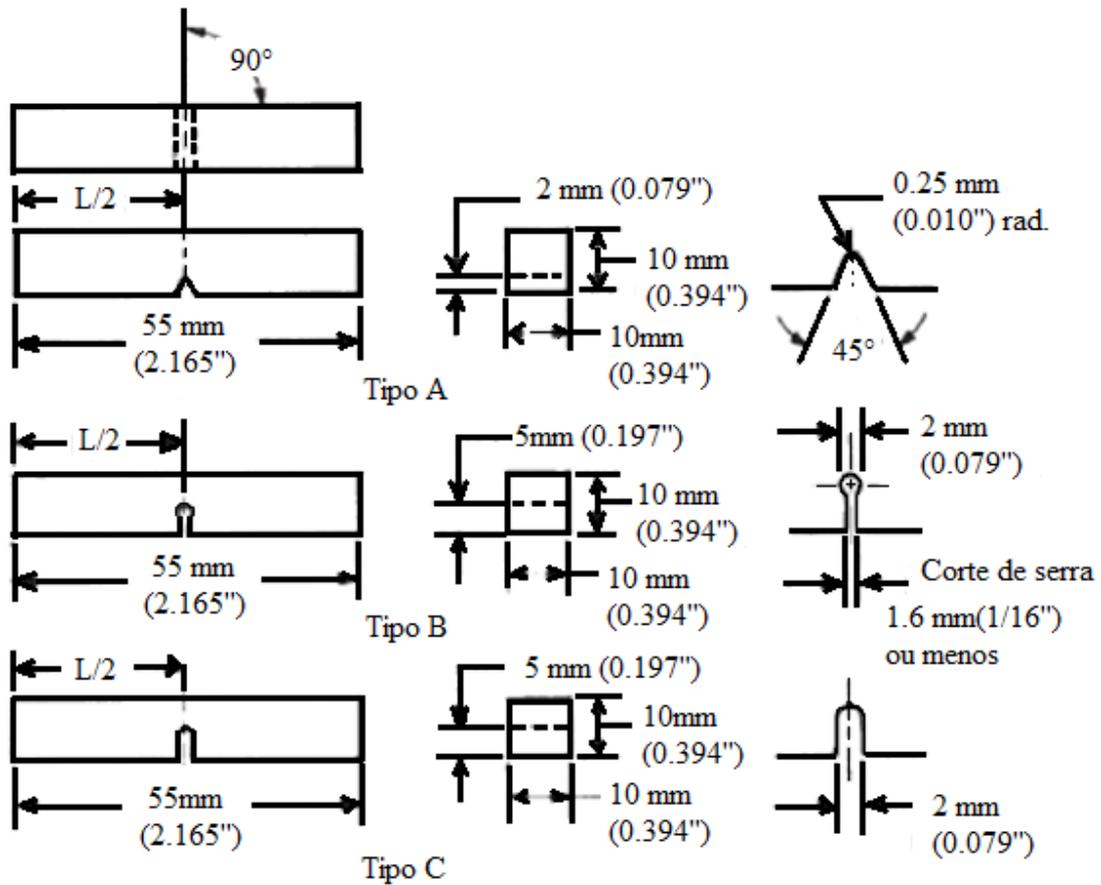


Fonte: O autor

4.2.5 Ensaio de Impacto Charpy Instrumentado

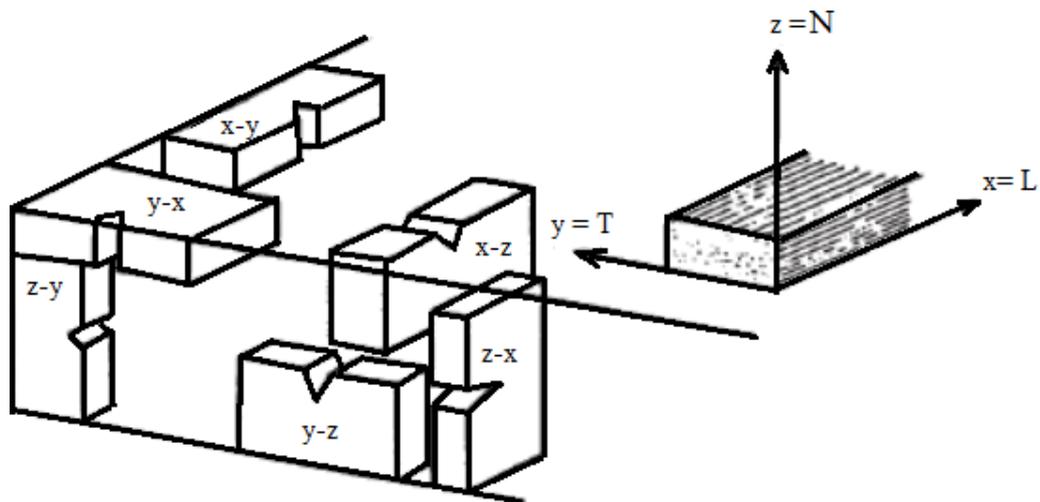
O corpo de prova de para o ensaio de impacto Charpy tradicional é padronizado conforme a norma americana ASTM E-23. (63) O entalhe é feito de modo a localizar a ruptura do corpo de prova e produzir um estado triaxial de tensões, quando a solicitação mecânica é uma flexão por impacto produzida por um martelo pendular. Os corpos de prova Charpy podem ainda ser divididos em três tipos, conforme a forma de seu entalhe. Deste modo existem corpos de prova Charpy do tipo A, B e C, tendo todos eles uma secção quadrada de 10 mm de lado por 55 mm de comprimento. (57) As figuras 4.3 e 4.4 apresentam a nomenclatura adotada pela ASTM para identificar as posições de extração de corpos de prova com entalhe em uma chapa laminada.

Figura 4.3- Corpos de prova do ensaio de impacto Charpy do tipo A, B e C



Fonte: Adaptado de: AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials: ASTM E23**. New York: ASTM International, 2002.

Figura 4.4- Orientação dos corpos de prova do ensaio de impacto Charpy



Fonte: Adaptado de: AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials: ASTM E23**. New York: ASTM International, 2002.

O eixo X ou L coincide com a direção principal de laminação. Este eixo é normalmente referido como o sentido longitudinal. O eixo N é normal à direção de laminação e o eixo T é referido como a direção transversal.

A direção de retirada do corpo de prova e o sentido do entalhe influenciam significativamente no resultado do ensaio. (81) A orientação do entalhe é designada pela direção na qual a fratura irá se propagar. A letra que indica a orientação do entalhe é separada da designação do eixo do corpo de prova por um hífen.

Por exemplo, as duas orientações mais utilizadas para os corpos de prova de impacto Charpy são L-T e T-L. A indicação L-T (ou X-Y) significa que o corpo de prova foi retirado ao longo da direção L, isto é, seu comprimento se encontra na direção longitudinal de laminação e que a sua fratura irá ocorrer na direção T. Já um corpo de prova T-L (ou Y-X) foi retirado ao longo da direção T e a propagação da fratura será na direção L.

O ensaio de impacto Charpy Instrumentado foi realizado nos laboratórios da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual Paulista – UNESP na cidade de Ilha Solteira, em São Paulo. Estes ensaios foram realizados seguindo as recomendações da norma ASTM E 23. (63)

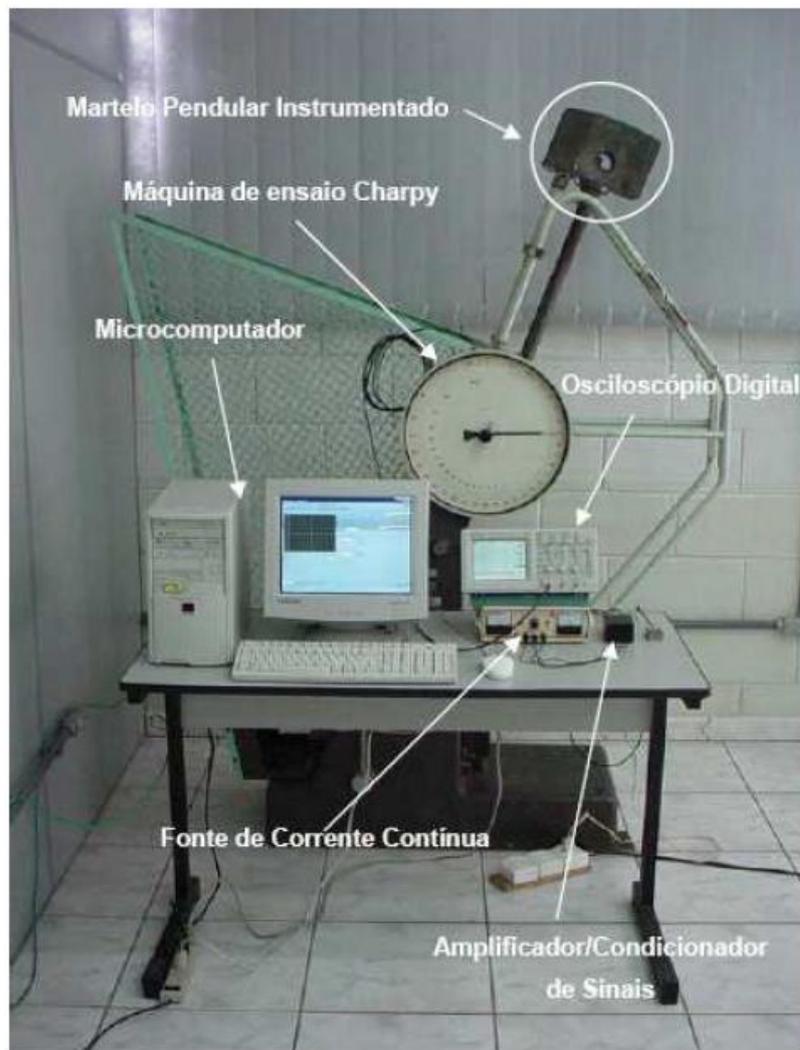
Foram utilizados 42 corpos de prova, sendo que 20 deles possuíam a configuração L-T e 22 com a configuração T-L. Utilizou-se uma máquina de ensaio marca Heckert modelo 423/18 com capacidade para 300 J, com extensômetros elétricos de resistência, devidamente fixados no martelo pendular, de modo a operar como uma célula de carga. As temperaturas de ensaio variaram em um intervalo de aproximadamente -196°C até 27°C (T_{amb}), de forma decrescente a partir da temperatura ambiente. O controle da temperatura foi feito com a utilização de um termômetro imerso no banho criogênico.

Com intuito de atingir menores temperaturas na realização do ensaio, os corpos de prova foram imersos em banhos criogênicos de álcool anidro e nitrogênio líquido cuja temperatura é de -196°C . As temperaturas de realização do ensaio referem-se a temperaturas dos corpos de prova, os quais se encontravam submersos na mistura nitrogênio/ álcool durante 10 minutos. Após isso os corpos de prova foram retirados da mistura e posicionados na máquina. Para garantir a acurácia dos resultados, o martelo era liberado se, e somente se, toda operação tivesse ocorrido dentro de oito segundos.

A figura 4.5 é uma foto do aparato experimental utilizado para a realização do ensaio de impacto Charpy Instrumentado.

Os gráficos carga x deflexão obtidos no ensaio de impacto instrumentado foram digitalizados através do programa *Get Data Graph Digitizer* e os valores de cargas foram obtidos por comparação das curvas típicas da norma ISO 14 556, 2000, mostradas na figura 3.24

Figura 4.5- Aparato experimental utilizado na realização dos ensaios



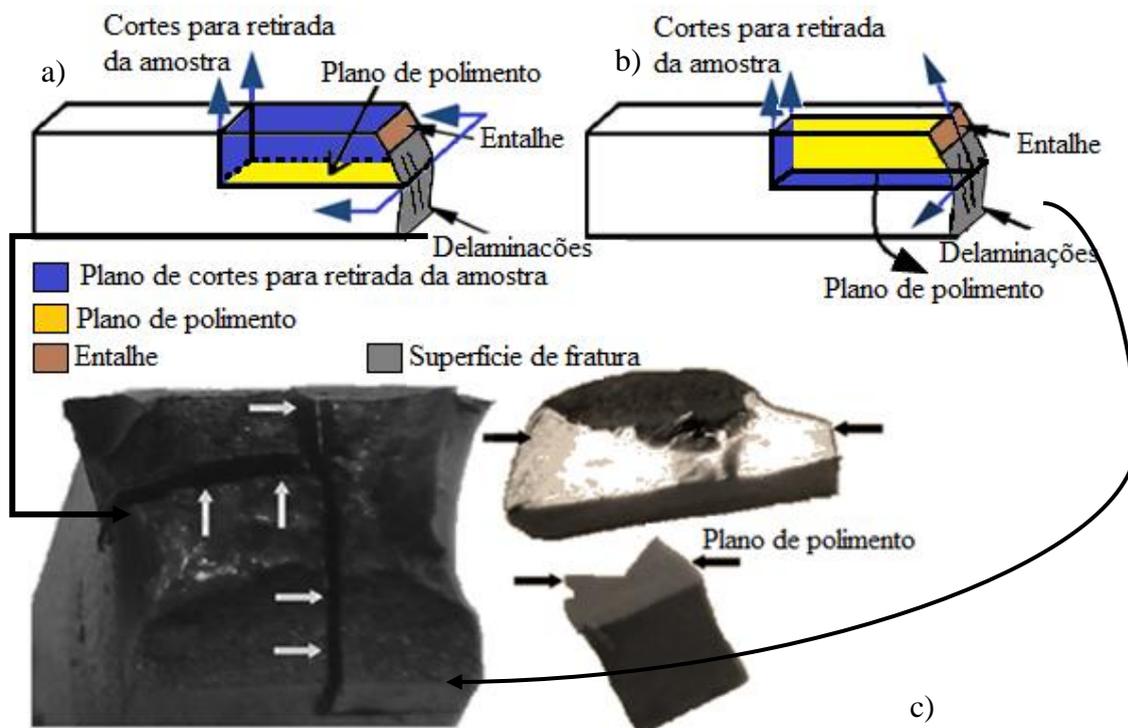
Fonte: KRUGER, Eduardo. **Implementação da norma ISO 14.556 para instrumentação do Ensaio Charpy convencional e comparação com nova metodologia proposta.** 2003, 131 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira da Universidade Estadual Paulista. Ilha Solteira, 2003.

4.2.6 Análises por EBSD

A medida da microtextura foi realizada pela técnica de Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD), na Universidade Federal Fluminense, UFF, em Volta Redonda, no Rio de Janeiro.

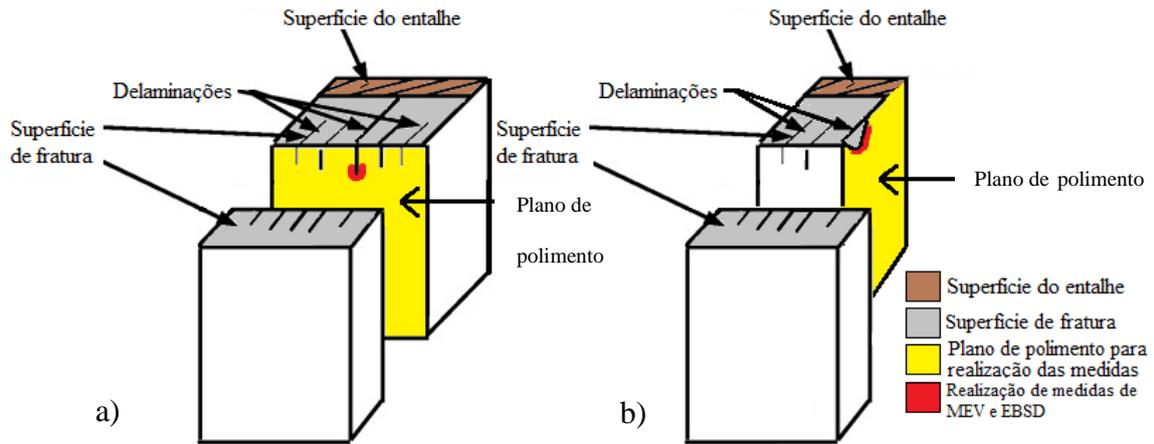
A figura. 4.6 a) e b) é uma representação esquemática dos cortes feitos para retirada das amostras, enquanto que a figura 4.6 b) mostra os cortes feitos em um corpo de prova real. As medidas foram obtidas de regiões perpendiculares e próximas à superfície de fratura, conforme é indicado na figura 4.7 a) e 4.7 b). As amostras foram lixadas e em seguida polidas na solução de OP-S (sílica coloidal) em politriz automática na velocidade de 60 rpm e com 30N de força aplicada. Foi realizado ataque químico com nital 2%. Para a coleta de dados do EBSD foi utilizado o software TSL OIM Data collection 5 e para o tratamento dos dados foi utilizado o software OIM analysis 5. O microscópio eletrônico de varredura utilizado para realização de tais medidas foi o EVO EDAX TSL MA 10.

Figura 4.6- Cortes feitos para retirada das amostras para realização de EBSD: a) e b) Representações esquemáticas; c) Cortes em um corpo de prova real.



Fonte: O autor

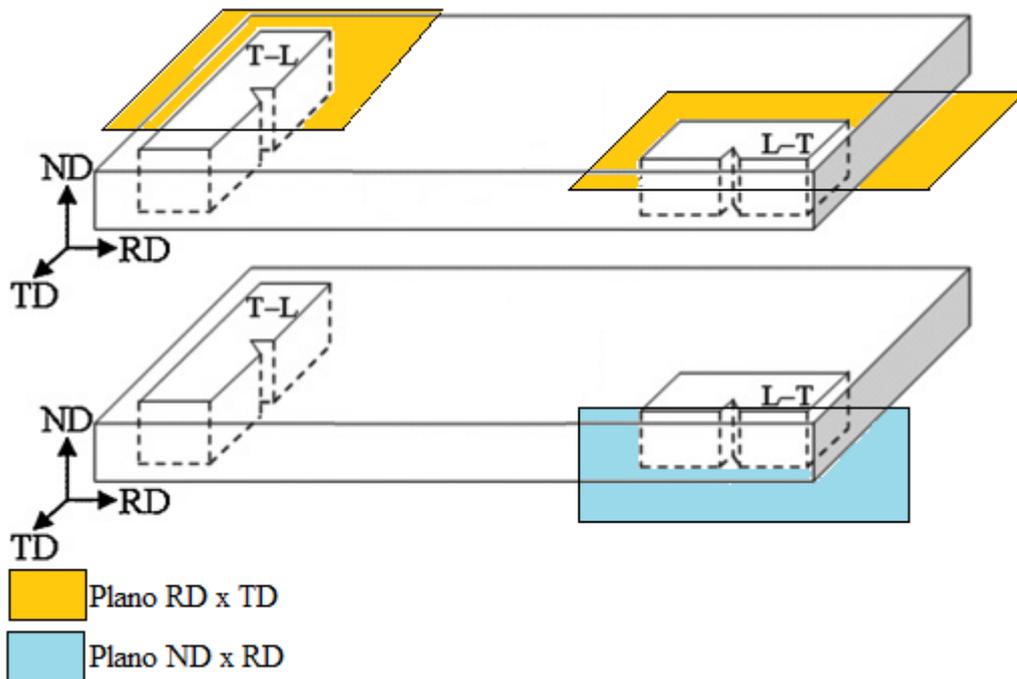
Figura 4.7- Representação esquemática dos locais de realização das medidas de Microtextura



Fonte: O autor

A figura 4.8 mostra o plano nos quais as amostras foram retiradas, tal informação é essencial para a correta obtenção de dados pela técnica de EBSD, conforme é mostrado as amostras retiradas conforme 4.6 b) encontram-se no plano RD x TD, enquanto que as amostras retiradas conforme 4.6 a) encontram-se no plano ND x RD.

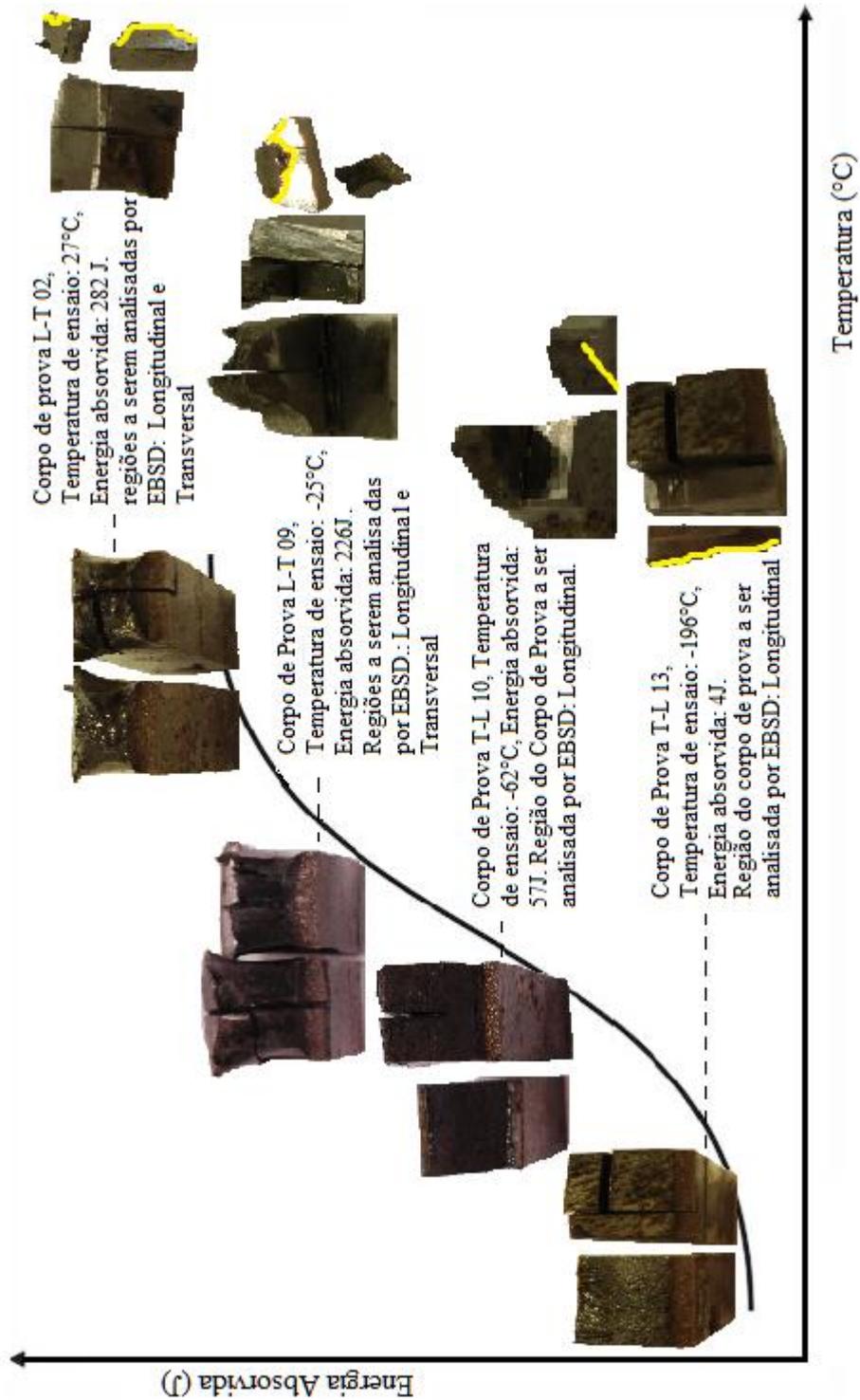
Figura 4.8- Plano nos quais encontram as amostras para a realização das análises de microtextura e mesotextura



Fonte: O autor

A figura 4.9 mostra os cortes feitos em corpos de prova de ensaio de impacto para a realização das medidas de microtextura e mesotextura, bem como as condições de ensaio e a localização destes no gráfico de temperaturas de transição.

Figura 4.9- Cortes feitos nos corpos de provas para a realização de análises por EBSD



Fonte: O autor

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 ANÁLISE QUÍMICA

A análise química foi realizada pela técnica de espectrometria óptica. A figura 5.1 mostra a queima realizada no material para a obtenção da composição química.

Figura 5. 1- Queima realizada na amostra para obtenção da composição química



Fonte: O autor

A tabela 4 apresenta a composição química obtida, e os valores máximos permitidos pela especificação API para os graus X65 e X70 respectivamente. Nota-se que o aço atende as especificações da norma API.

Tabela 4- Composição química do material (% em peso) e valores máximos permitidos pela especificação API

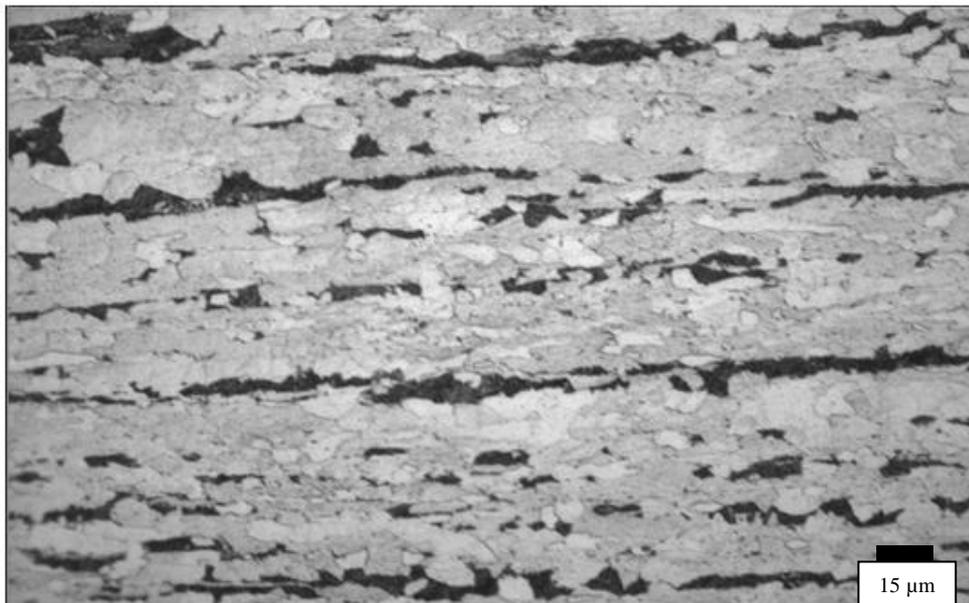
Elementos	Valores médios obtidos pela técnica	Especificação API X65	Especificação API X70
C	0,14920	0,26 max	0,24 max
Si	0,27707	-	-
Mn	1,4531	1,40 max	1,65 max
P	0,01351	0,04 max	0,025 max
Al	0,05375	-	-
Cu	0,03748	-	-
S	0,00076	0,05 max	0,015 max
Nb	0,05108	-	-
V	0,04117	0,02 min	-
Ti	0,01885	-	-
Cr	0,00053	-	-
Ni	0,00105	-	-
Mo	0,00453	-	-

5.2 MORFOLOGIA DO AÇO API 5L X70

As Figuras 5.2, 5.3 e 5.4) mostram a microestrutura do material obtida por microscopia óptica, a qual mostra grãos equiaxiais de ferrita (cor branca) e colônias de perlita (cor preta) formando uma microestrutura bandeada, que consiste em faixas alternadas de ferrita e perlita, com morfologia bastante parecida na direção de laminação e na direção transversal, este tipo de microestrutura é comumente observada em aços de baixa liga laminados a quente. (82)

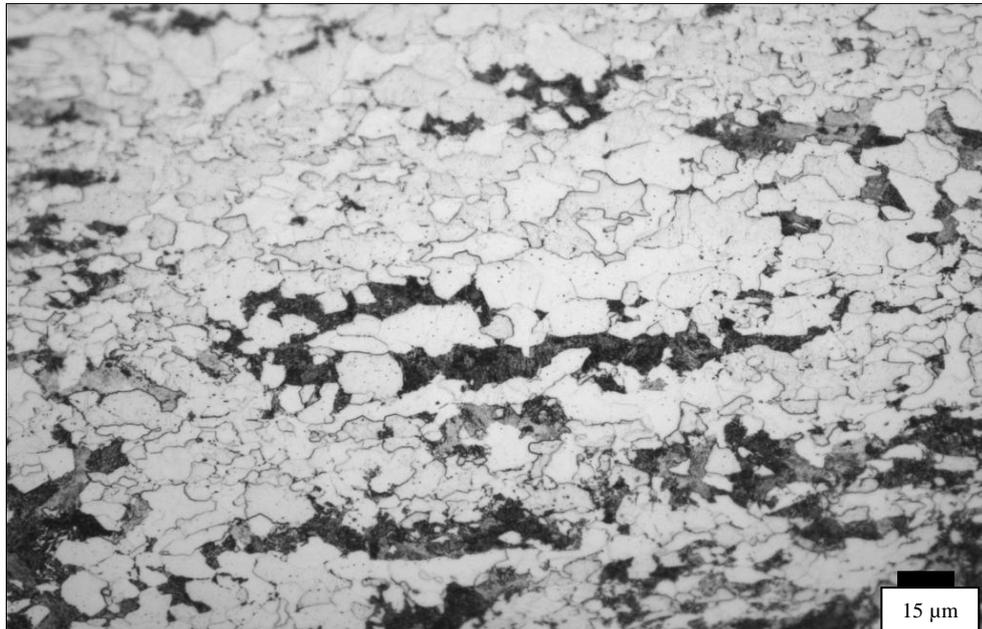
O manganês desempenha um importante papel na formação da microestrutura bandeada em aços microligados ARBL, durante a solidificação os elementos microligantes tais como manganês, silício, fósforo, enxofre, são rejeitados da formação inicial de dendritas de ferrita, resultando em regiões interdendríticas de alto teor de soluto. A laminação a quente na condição austenítica leva à formação de regiões de alto teor de soluto “panquecado”, que é a base para a formação do bandeamento microestrutural. (82,83)

Figura 5. 2- Microestrutura do aço API 5L X70 na direção longitudinal da chapa, aumento de 500X



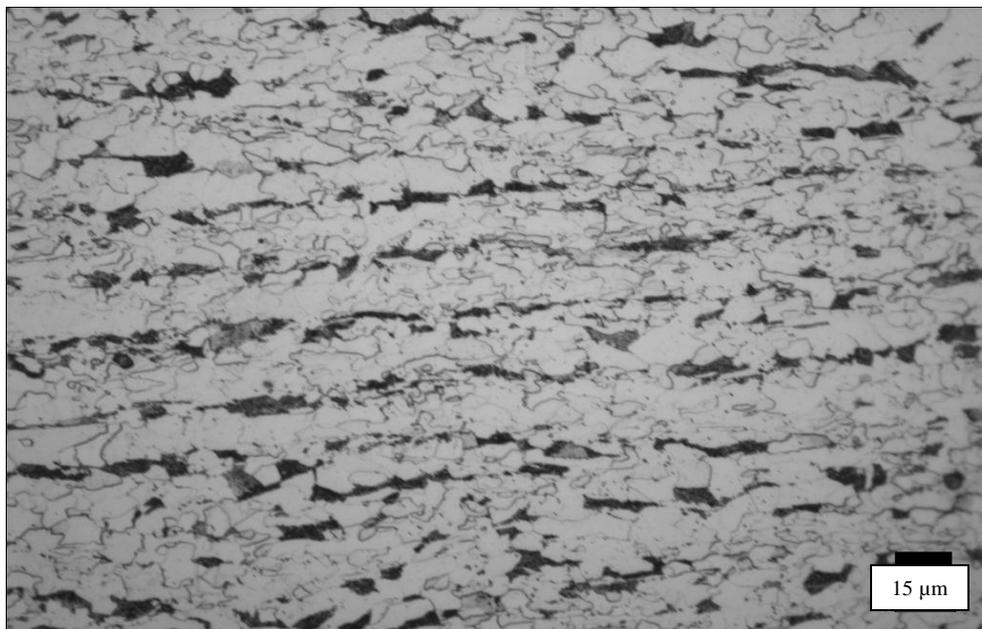
Fonte: O autor

Figura 5. 3- Microestrutura do aço API 5L X70 na direção normal à laminação da chapa, aumento de 500X



Fonte: O autor

Figura 5. 4- Microestrutura do aço API 5L X70 na direção Transversal, aumento de 500 X

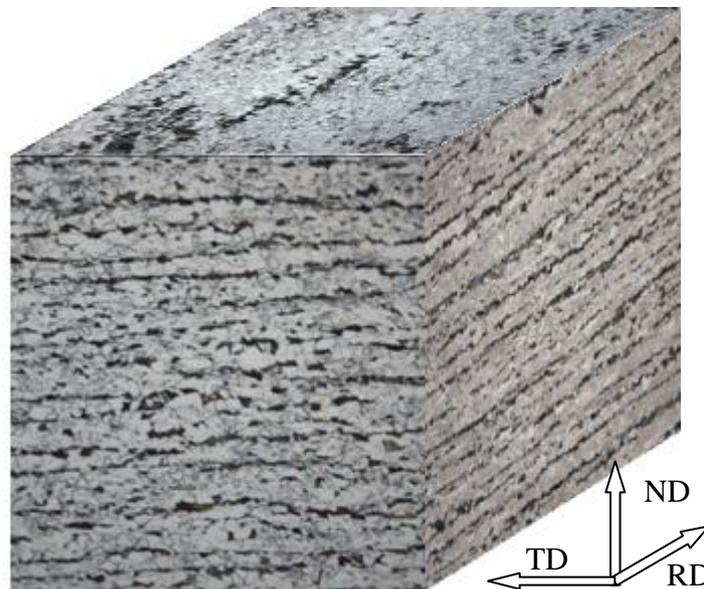


Fonte: O autor

A segregação química de manganês durante o processo de solidificação e o espalhamento deste em camadas durante a laminação tem um importante papel na formação do bandeamento. A segregação ocorre no modo interdendrítico, o manganês reduz a atividade do carbono na austenita, fazendo com que o carbono também segregue nas vizinhanças das regiões ricas em manganês. Durante a transformação de fases, após a laminação a quente, essas regiões ricas em carbono e manganês transformam-se em perlita. (7) De fato a análise química revela que o material apresenta um significativo teor de manganês em relação aos demais elementos de liga, que obviamente contribui para a formação do bandeamento. As figuras 5.5 a), b) e c) mostram a vista tridimensional da microestrutura do material, nos respectivos aumentos de 200, 500 e 1000X, respectivamente, enquanto que a figura 5.5 d) mostra a vista tridimensional da microestrutura do material sem ataque revelando a presença de inclusões caracterizadas por pequenas partículas circulares dispersas aleatoriamente na matriz.

Figura 5. 5- Visão tridimensional da microestrutura do aço API X70: (a) aumento de 200X; (b) aumento de 500X; (c) aumento de 1000 X; (d) Sem ataque, aumento de 200 X.

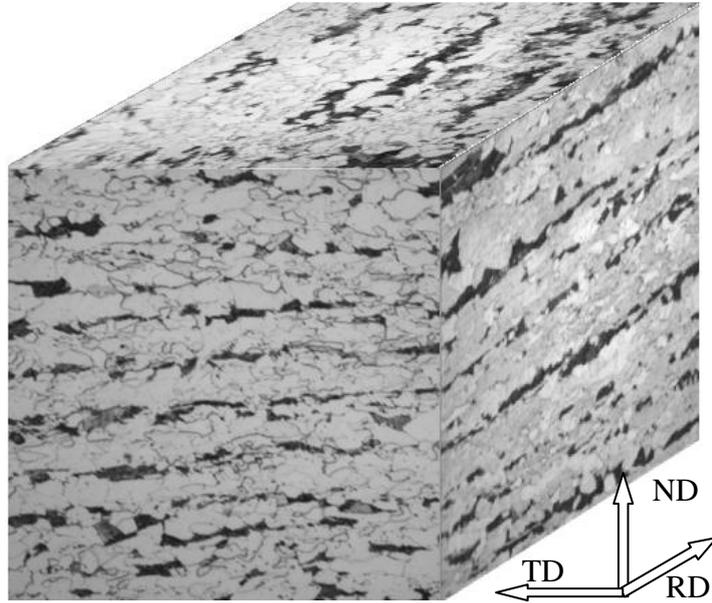
continua



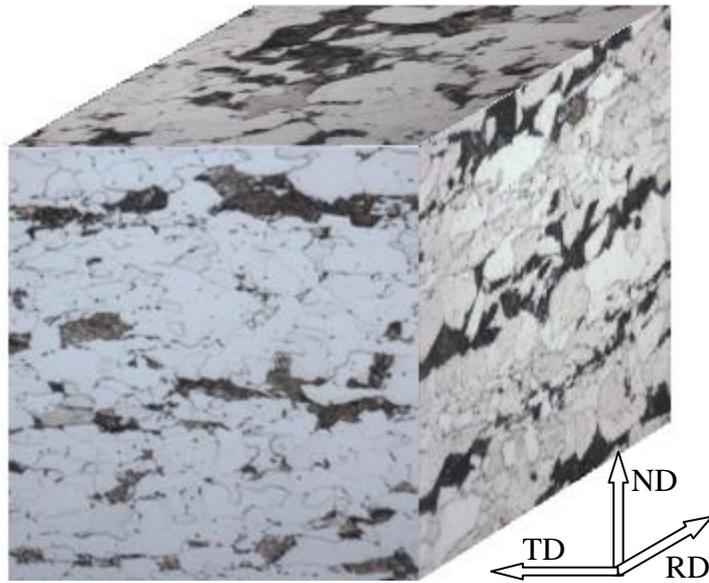
a) Aumento de 200X

Figura 5. 5- Visão tridimensional da microestrutura do aço API X70: (a) aumento de 200X; (b) aumento de 500X; (c) aumento de 1000 X; (d) Sem ataque, aumento de 200 X.

continuação



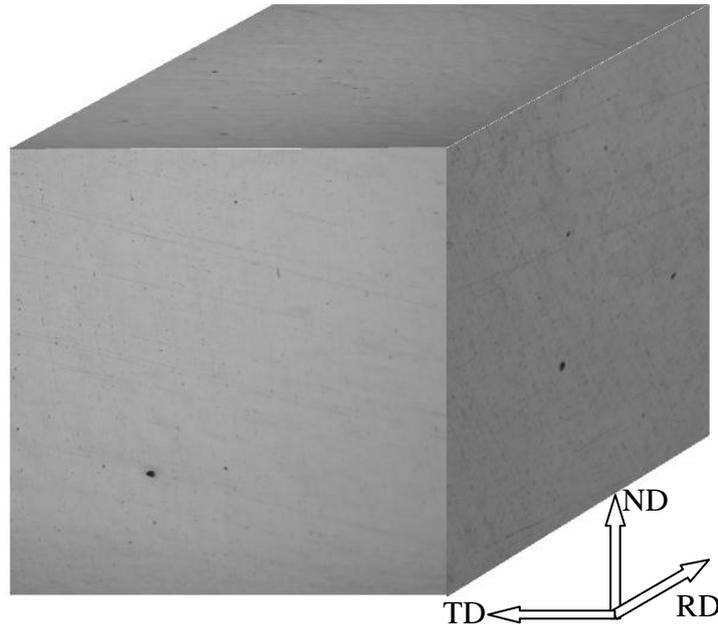
b) Aumento de 500X



c) Aumento de 1000X

Figura 5. 5- Visão tridimensional da microestrutura do aço API X70: (a) aumento de 200X; (b) aumento de 500X; (c) aumento de 1000 X; (d) Sem ataque, aumento de 200 X.

conclusão



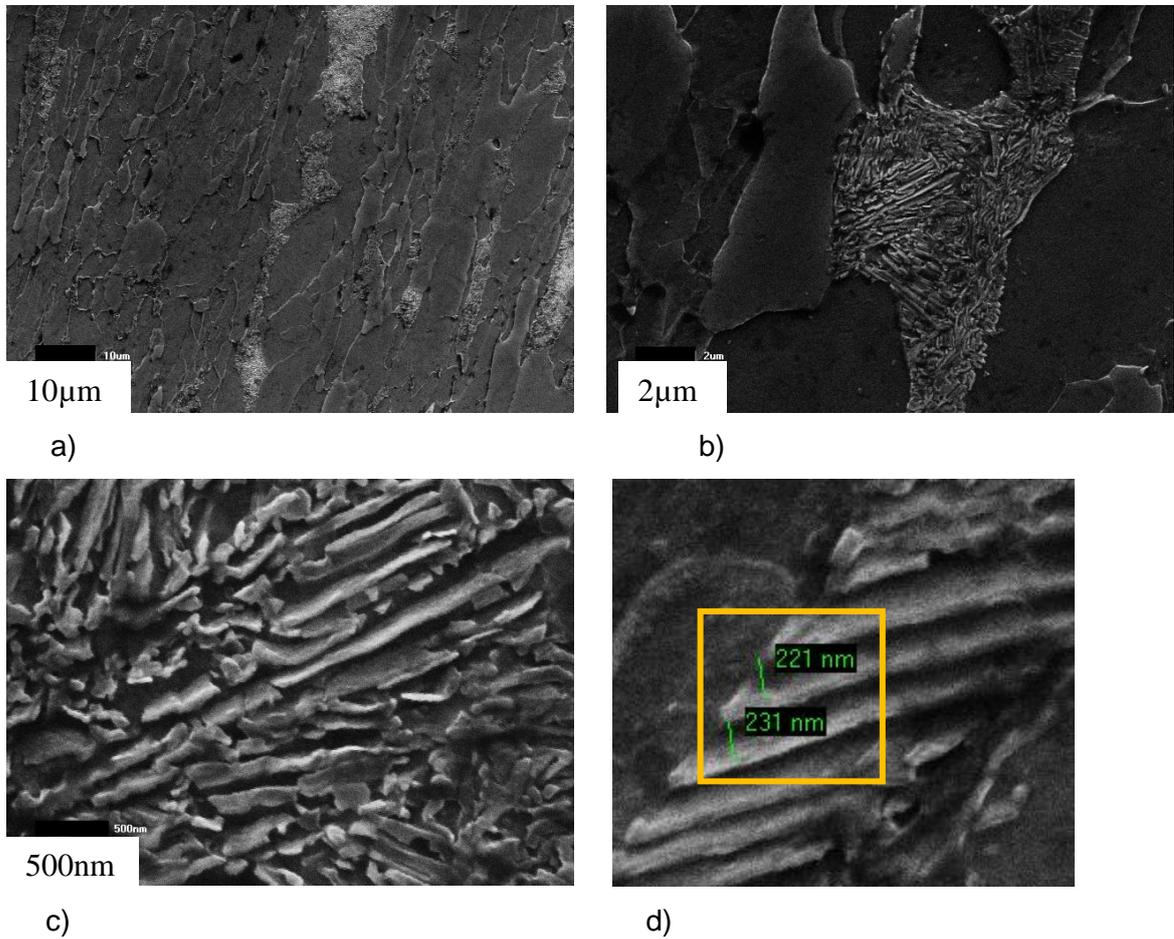
d) Sem ataque, aumento de 200X

Fonte: O autor

Este tipo de bandejamento em aços pode deteriorar a soldabilidade e a resistência à corrosão. Entretanto em certas orientações confere alta tenacidade e diminui a temperatura de transição dúctil frágil, sendo desta forma desejável em aços para aplicações estruturais. (3)

A microestrutura apresentada na Figura 5.6, obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV) utilizando-se o modo de elétrons secundários, mostra a característica de bandejamento da ferrita e perlita, onde ao contrario das imagens obtidas por microscopia ótica (MO), as regiões em tons claro são colônias perlita e as regiões em escuro ferrita. Observa-se na Figura 5.6 a) a presença de colônias de perlita, juntamente com grãos alongados de ferrita, e a diferença de relevo entre ambas, esta diferença é melhor observada na Figura 5.6 b). A Figura 5.6 c) mostra as lamelas de perlita, formada por ferrita, e cementita (Fe_3C). A Figura 5.6 d) mostra medidas aproximadas da distância interlamelar da perlita, ambas aproximadamente pouco acima de 200nm.

Figura 5. 6- Morfologia da perlita e do microconstituente perlita, MEV: a) bandejamento; b) relevo entre a perlita e ferrita; c) lamelas de ferrita e cementita; d) distância interlamelar aproximada.

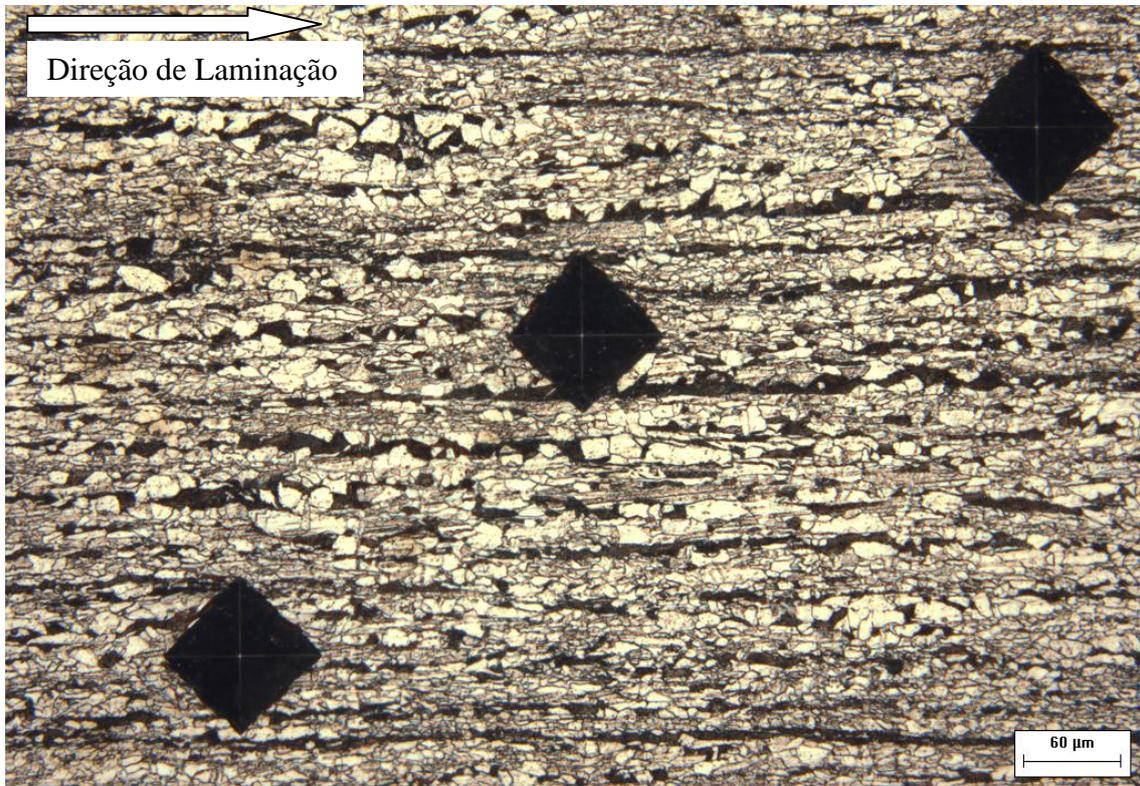


Fonte: O autor

5.3 DUREZA VICKERS POR MICROIMPRESSÃO

A figura 5.7 mostra as impressões de dureza para a obtenção da dureza por microimpressão Vickers.

Figura 5. 7- Impressões de microdureza no material. (Direção de laminação)



Fonte: O autor

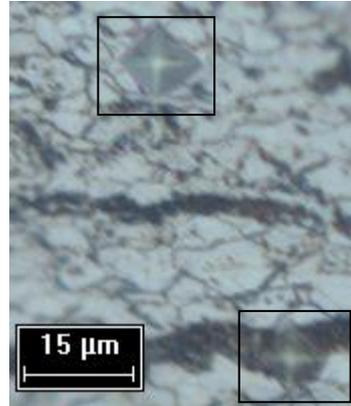
A tabela 5 mostra os resultados médios obtidos para uma série de 15 medidas realizados na direção de laminação, direção transversal à laminação e direção normal.

Tabela 5- Valores da microdureza Vickers para o aço API X 70

Direção	Laminação	Transversal	Normal	Valor médio das três direções
Valor médio	217 ± 12	199 ± 5	213 ± 4	210

A figura 5.8 mostra as impressões de dureza na ferrita e na perlita para a determinação da dureza isoladamente.

Figura 5. 8- Impressões de microdureza na ferrita e na perlita



Fonte: O autor

Na tabela 6 são apresentados os valores médios de microdureza Vickers para a ferrita e para a perlita. Em testes de microdureza ocorre a influência da carga utilizada nos resultados obtidos, onde o aparente aumento na dureza com a diminuição da carga pode ser causado por erros na determinação do tamanho da impressão de dureza, na forma da impressão, na preparação da superfície, vibrações durante o teste e pelo fenômeno da recuperação elástica da impressão de dureza. Desta forma para testes de dureza utilizando-se cargas menores que 100 gf a carga utilizada deve ser mencionada. (84) Para determinar a dureza da ferrita e da perlita a maior carga que pode ser aplicada sobre a amostra foi 15 gf, pois para cargas maiores que esta a marca de dureza estabelecida no material extrapolou as regiões delimitadas por perlita e ferrita.

Tabela 6- Valores de microdureza Vickers para a ferrita e para a perlita

Microdureza Vickers	Ferrita	Perlita
Média	231 ± 17	317 ± 34

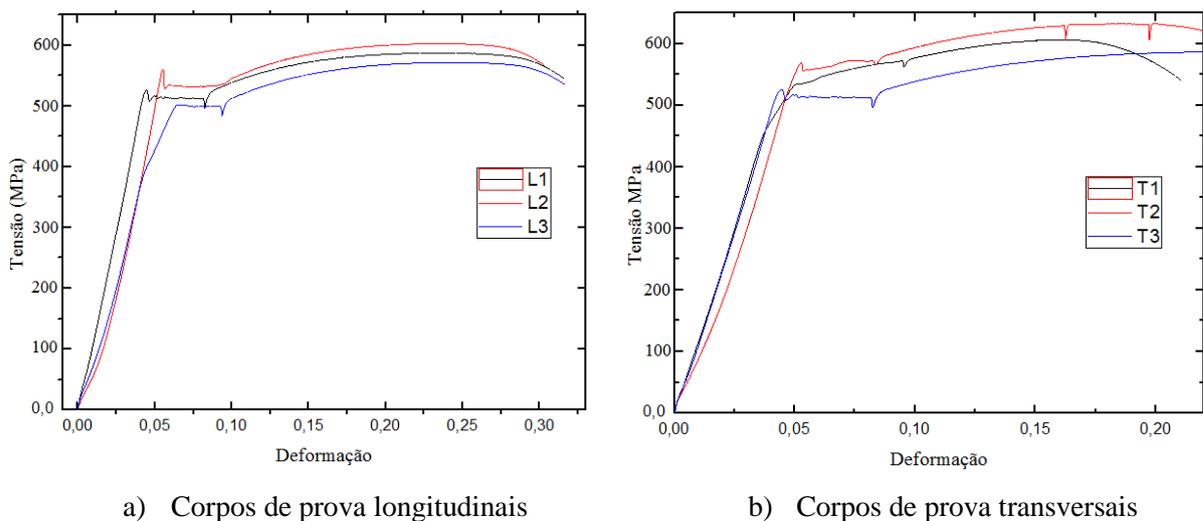
Os resultados obtidos para a microdureza mostrados tabela 5 referentes ao material como um todo são menores que os resultados mostrados na tabela 6, referentes à microdureza da ferrita e perlita isoladamente, parte desta diferença se deve aos motivos descritos acima e parte são devido a diferenças entre as propriedades mecânicas da ferrita, dúctil, e a perlita que tem propriedades intermediárias entre a ferrita (macia e dúctil) e a cementita (dura e frágil) (16), apresentando desta forma, a ferrita menor dureza que a perlita.

A carga a ser aplicada no penetrador deve ser selecionada de tal modo que se obtenha uma deformação de forma regular e tamanho que possa ser visualizada na lente do equipamento. Após a penetração do endentador, a força aplicada se espalha na superfície e a superfície responde à força aplicada com uma tensão e deformação no local de aplicação da força. Esta tensão está relacionada com o limite elástico do material, que é a capacidade do material voltar ao seu estado inicial sem sofrer deformação permanente. (84) Para verificar se o fenômeno da recuperação elástica poderia estar contribuindo de forma significativa nos resultados obtidos o tempo de aplicação da força foi aumentado para 30 segundos, e os resultados não apresentaram diferença significativa, ressaltando, dessa forma a importância de especificar a carga utilizada na determinação da microdureza.

5.4 ENSAIO DE TRAÇÃO DO AÇO API 5L X70

Os ensaios de tração permitiram a obtenção de algumas propriedades mecânicas do material. Os gráficos de tensão x deformação de engenharia para corpos de prova com orientação L-T e T-L são mostrados na figura 5.9 a) e b), respectivamente.

Figura 5. 9- Gráfico de tensão x deformação: a) para corpos de prova com orientação longitudinal; b) para corpos de prova com orientação transversal.



Fonte: O autor

A curva de tensão X deformação fornece a tensão necessária para causar o escoamento plástico do metal a qualquer nível de deformação. A relação normalmente utilizada para ajustar esta curva é dada por:

$$\sigma = k\varepsilon^n \quad (10)$$

Onde:

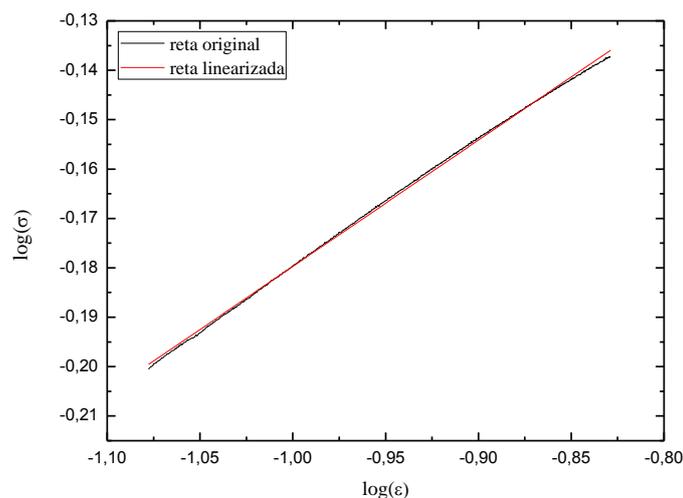
σ é a tensão verdadeira, calculada através da relação $\sigma = S(1 + e)$ em que S é a tensão de engenharia e e é a deformação de engenharia;

k é o coeficiente de resistência e seu valor corresponde à tensão equivalente a $\varepsilon = 1$;

ε é a deformação verdadeira, calculada através da relação $\varepsilon = \ln(1 + e)$ onde e é a deformação de engenharia.

Através da região de início de escoamento plástico até a carga máxima, na curva de tensão X deformação verdadeira é possível obter o coeficiente de encruamento do material. Para isto foram plotados gráficos dos valores de $\log(\sigma)$ x $\log(\varepsilon)$, conforme mostra a figura 5.10. O coeficiente angular da reta obtida é o coeficiente de encruamento (n).

Figura 5. 10- Gráfico $\log(\sigma)$ x $\log(\varepsilon)$ utilizado para o cálculo do índice de encruamento n



Fonte: O autor

As tabelas 5 e 6 mostram os valores das propriedades mecânicas obtidas para o material, na direção longitudinal e transversal, respectivamente.

Tabela 7- Propriedades mecânicas obtidas para corpos de prova na direção Longitudinal

Corpos de prova	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Coefficiente de Encruamento
L1	525	587	0,241
L2	544	603	0,247
L3	501	570	0,262
Média	524	586	0,250

Tabela 8- Propriedades mecânicas obtidas para corpos de prova na direção Transversal

Corpos de prova	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Coefficiente de Encruamento
T1	533	605	0,217
T2	561	631	0,255
T3	518	588	0,249
Média	538	608	0,240

A comparação entre as exigências mínimas exigidas pela norma API 5L mostradas na tabela 3, que são $LE = 483$ MPa e $LRT = 565$ MPa, com os valores obtidos no ensaio de tração é possível notar que o material se enquadra nas especificações da norma para a classe dos aços X70 em relação a estas propriedades mecânicas para ambas direções Longitudinal e Transversal. Na figura 5.9 observa-se também que o aço X70 apresentou o fenômeno do escoamento descontínuo. As tabelas 7 e 8 e a figura 5.9, mostram que o material possui propriedades mecânicas de tração ligeiramente superiores na direção transversal. Porém a razão entre os valores médios do limite de escoamento longitudinal e transversal é da ordem de 97%, fato que mostra que o material tem um baixo grau de anisotropia que pode ser devido à etapa de laminação cruzada no processamento da chapa.

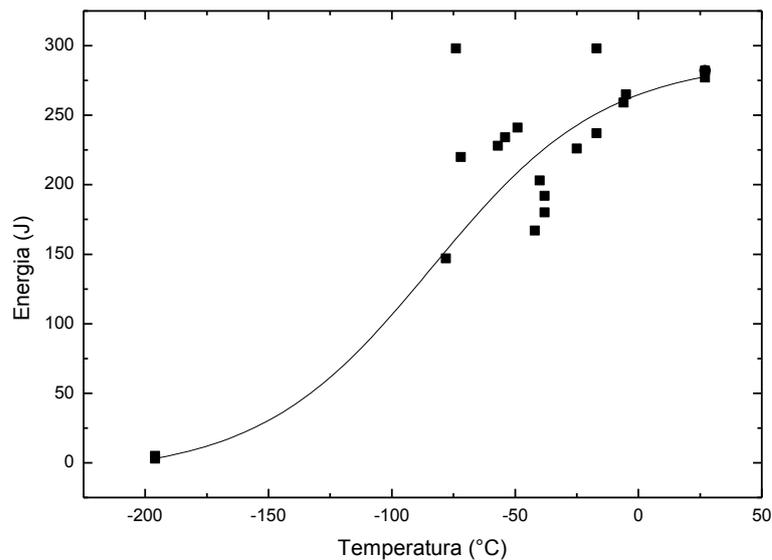
Para expansão da tubulação a frio, a norma API exige que a razão entre o limite de escoamento e o limite de resistência não ultrapasse 0,93, neste caso a razão entre os valores médios para os corpos de prova Longitudinais foi de 0,89 e para os corpos de prova Transversais foi de 0,88.

5.4 ENSAIO DE IMPACTO CHARPY

O ensaio de impacto permitiu a obtenção das energias totais absorvidas durante o ensaio, através de gráficos traçados pelo software da máquina. Através deles, também se tornou possível verificar os valores de energia necessários para a ocorrência de fratura dos corpos de prova em diferentes temperaturas, conseqüentemente, foi possível plotar gráficos de energia absorvida x temperatura no intuito de se verificar a faixa de temperatura de transição dúctil-frágil do aço X70. Esses valores de energia foram registrados no visor da máquina de ensaio e são mostrados conforme a orientação do corpo de prova, nas tabelas 9 e 10 e os gráficos nas figuras 5.11 e 5.12.

A figura 5.13 a) mostra a sobreposição das curvas de energia absorvida versus temperatura para as orientações L-T e T-L. É possível notar que ocorreu uma maior dispersão dos valores de energia para os corpos de prova de orientação L-T. No patamar inferior de energia, onde a fratura ocorre somente por clivagem ambas direções absorveram a mesma quantidade de energia, 5J

Figura 5. 11- Resultados do ensaio de impacto para corpos de prova L-T

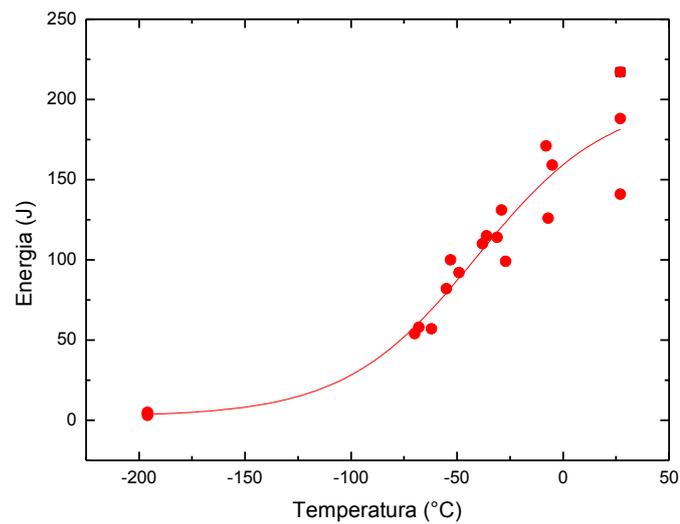


Fonte: O autor

Tabela 9- Energias absorvidas no ensaio de impacto Charpy para os corpos de prova L-T

Identificação do C. P.	Temperatura de ensaio (°C)	Energia absorvida (J)
L-T 02	27	282
L-T 18	27	277
L-T 20	-5	265
L-T 19	-6	259
L-T 10	-17	298
L-T 11	-17	237
L-T 09	-25	226
L-T 04	-38	192
L-T 22	-38	180
L-T 03	-40	203
L-T 05	-42	167
L-T 08	-49	241
L-T 07	-54	234
L-T 06	-57	228
L-T 14	-72	220
L-T 13	-74	298
L-T 12	-78	147
L-T 15	-196	3
L-T 16	-196	3
L-T 17	-196	5

Figura 5. 12- Resultados do ensaio de impacto para corpos de prova T-L



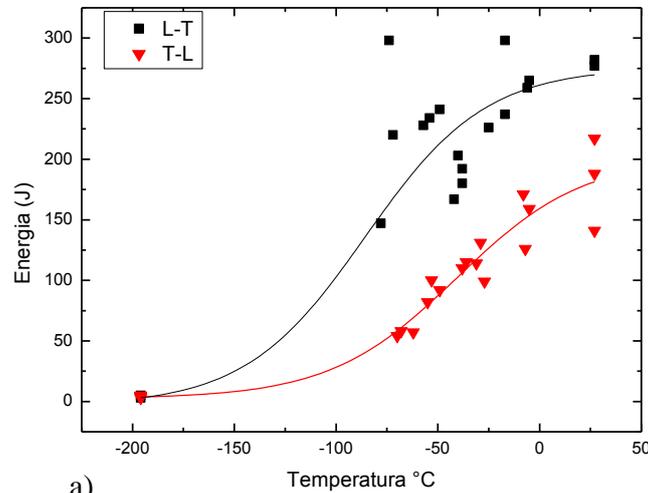
Fonte: O autor

Tabela 10- Energias absorvidas no Ensaio de impacto Charpy para os corpos de prova T-L

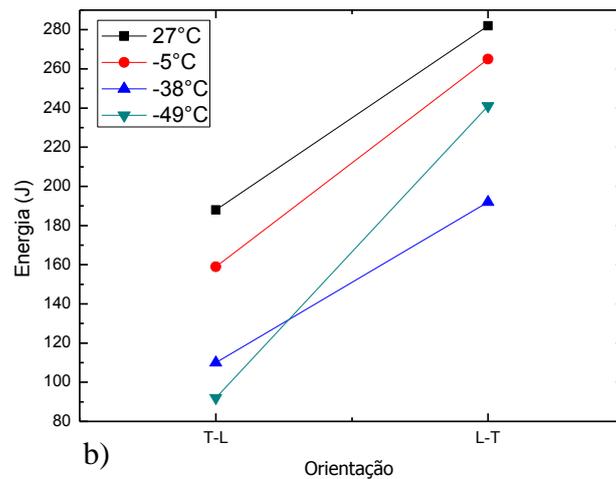
Identificação do C. P.	Temperatura de ensaio (°C)	Energia absorvida (J)
T-L 01	27	217
T-L 17	27	188
T-L 18	27	141
T-L 20	-5	159
T-L 16	-7	126
T-L 19	-8	171
T-L 06	-27	99
T-L 07	-29	131
T-L 05	-31	114
T-L 21	-36	115
T-L 22	-38	110
T-L 02	-49	92
T-L 04	-53	100
T-L 03	-55	82
T-L 10	-62	57
T-L 09	-68	58
T-L 08	-70	54
T-L11	-196	5
T-L12	-196	3
T-L13	-196	4
T-L14	-196	4
T-L 15	-196	4

Além disso, direção L-T apresenta um maior patamar superior de energia em relação à direção T-L, conseqüentemente, esta direção absorveu maior quantidade de energia para todas as temperaturas, inclusive naquela referente à temperatura de transição dúctil frágil, tal evidência é enfatizada na figura 5.13 b) que mostra, para algumas temperaturas, a energia absorvida em função da orientação, nota-se claramente os maiores valores de energia absorvidos para a direção L-T. A faixa de temperatura de transição foi estimada por comparação do percentual de área de fratura dúctil seguindo as especificações da ASTM E-23 (63) corpos de prova com orientação L-T apresentaram uma menor faixa de valores de temperatura de transição, entre -38°C à -57°C, e os corpos de prova com orientação T-L apresentaram uma maior faixa de valores de temperatura de transição, entre -8°C à -38°C.

Figura 5. 13- Resultados do ensaio de impacto Charpy: a) sobreposição das curvas para corpos de prova L-T e T-L; b) resultados como função da orientação do corpo de prova para algumas temperaturas.



a)



b)

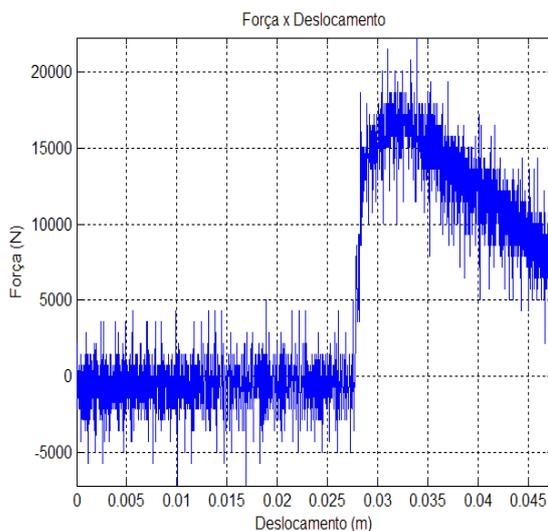
Fonte: O autor

Esta diferença no aumento do patamar superior de energia e diminuição de temperatura de transição dúctil frágil pode ser explicada em termos do número de bandas de ferrita e perlita e da natureza anisotrópica de placas laminadas. Estudos realizados por (3) mostram que se a concentração de bandas é maior na direção L-T, então consequentemente mais interfaces fracas são introduzidas nessa direção, o que contribui para a redução da temperatura de transição. Embora o número de bandas por unidade de área não tenha sido quantificado no presente trabalho, é possível que tal diferença exista e que esteja contribuindo para a diminuição da temperatura de transição dúctil frágil para os corpos de prova L-T.

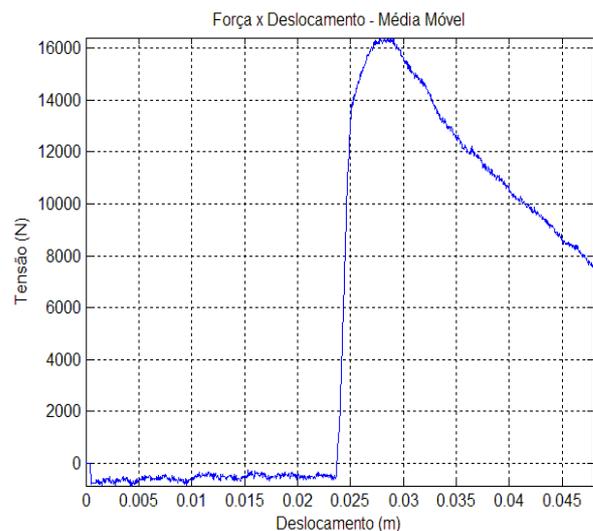
5.5 ENSAIO DE IMPACTO CHARPY INSTRUMENTADO

Além dos valores de energia total (E_t) lidos na escala da máquina, o ensaio de impacto instrumentado registrou sinais de força de impacto do martelo no corpo de prova, os quais foram plotados na forma de gráficos de força x deslocamento e energia x deslocamento pelo software da máquina. No entanto no processo de registro dos dados através do software da máquina uma determinada quantidade de sinais residuais (ruídos) são registrados, de modo que se torna necessário realizar uma filtragem dos sinais obtidos. Esta filtragem foi realizada pelo método da média móvel que consiste na média de vários valores amostrados e a aplicação deste método sobre todos os valores. A figura 5.14 mostra os resultados sem filtragem e com a filtragem realizada através do método da média móvel.

Figura 5. 14- Gráficos Força versus Deslocamento: a) sem filtragem; b) com a filtragem de sinais.



a) Gráfico Força versus Deslocamento sem filtragem dos sinais.



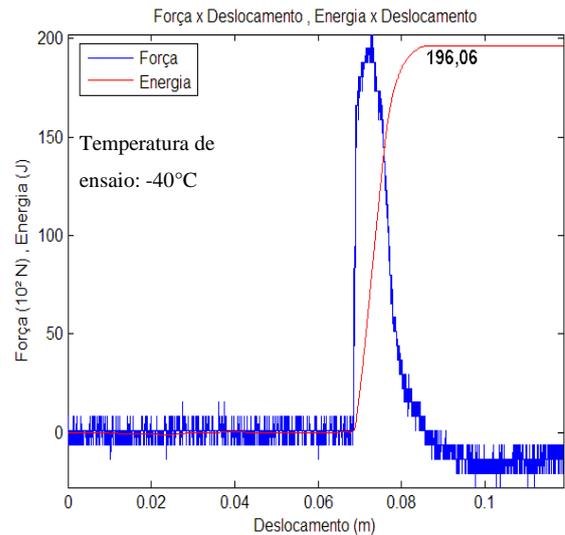
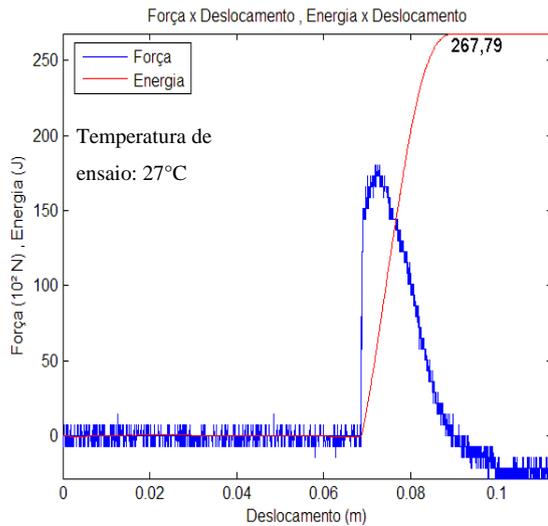
b) Gráfico Força versus Deslocamento com a filtragem de sinais pelo método da média móvel.

Fonte: O autor

Os valores da energia correspondentes à energia de fratura ou energia gasta na propagação da trinca (E_p) estão identificados nas curvas em vermelho nos gráficos. Os

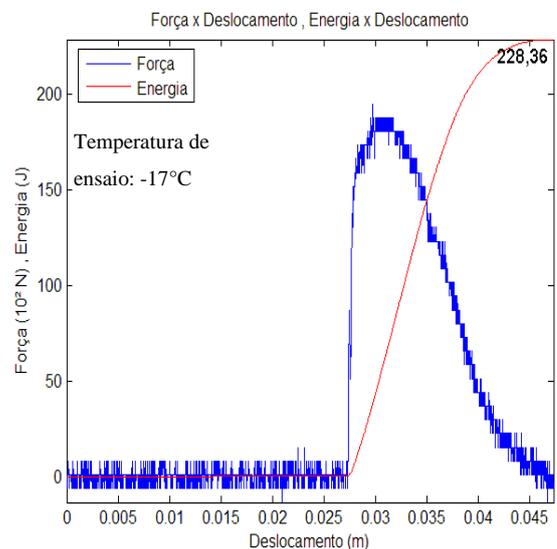
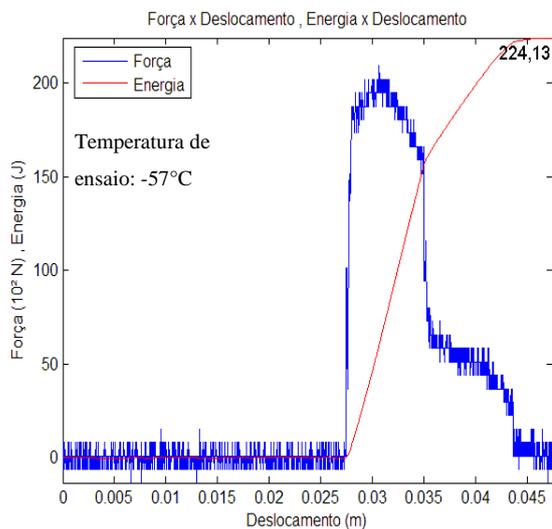
gráficos traçados pelo software da máquina de ensaio para os corpos de prova L-T podem ser visualizados na figura 5.15.

Figura 5. 15- Gráficos Força versus Deslocamento e Energia versus Deslocamento traçados pelo software da máquina para corpos de prova L-T. continua



Corpo de prova L-T 18

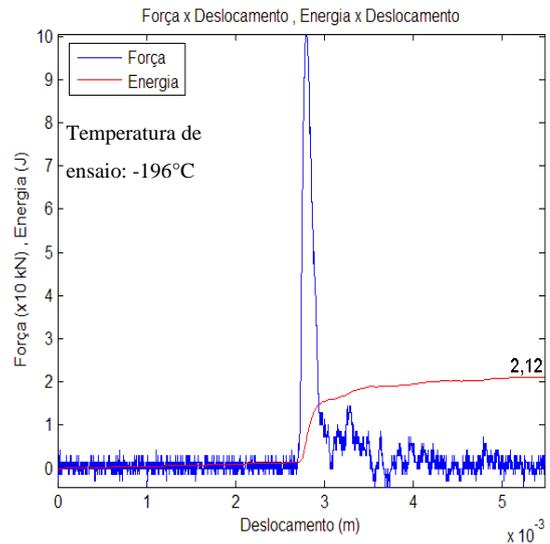
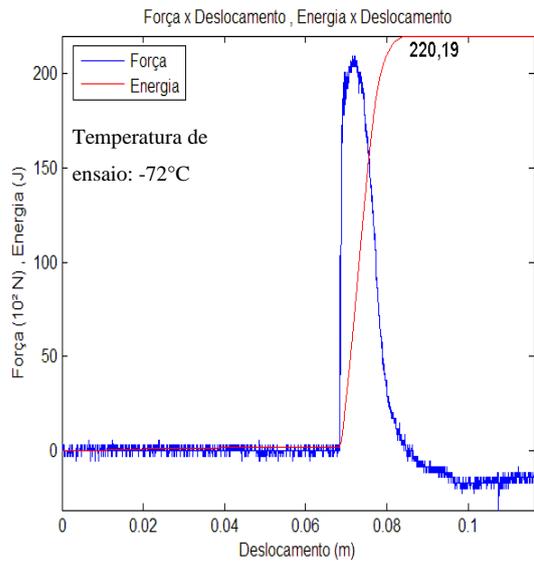
Corpo de prova L-T 03



Corpo de prova L-T 06

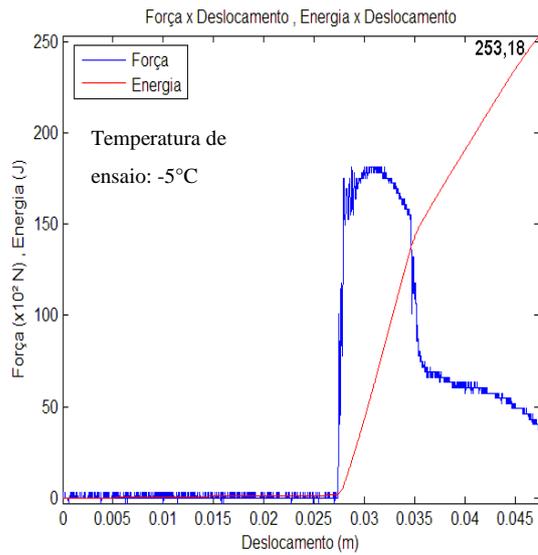
Corpo de prova L-T 11

Figura 5. 15- Gráficos Força versus Deslocamento e Energia versus Deslocamento traçados pelo software da máquina para corpos de prova L-T.



Corpo de prova L-T 14

Corpo de prova L-T 17



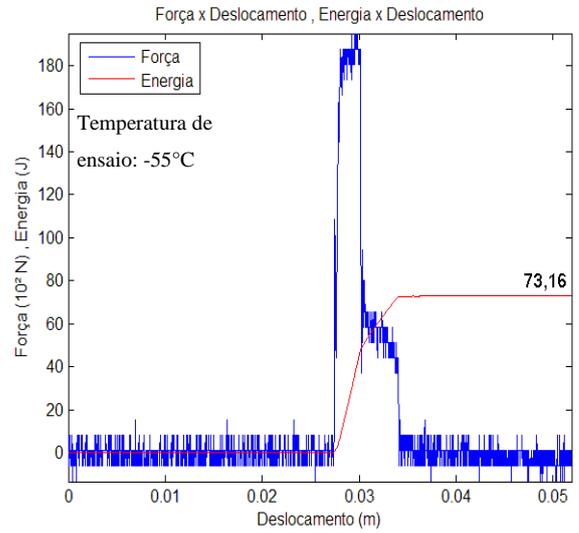
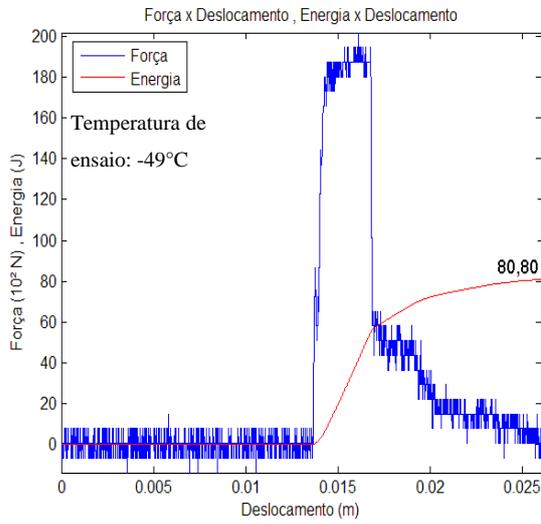
Corpo de prova L-T 20

Fonte: O autor

A figura 5.16 mostra os gráficos força versus deslocamento e energia versus deslocamento para corpos de prova com orientação T-L.

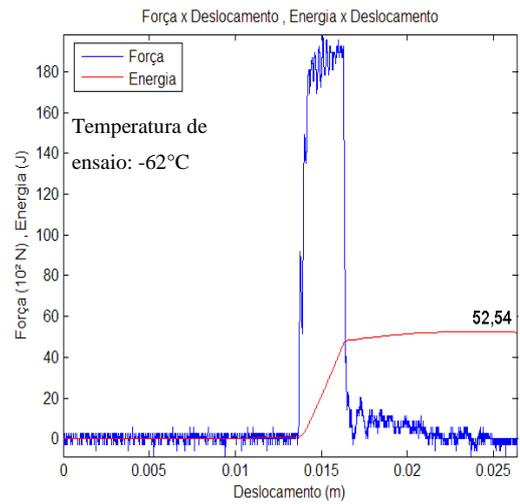
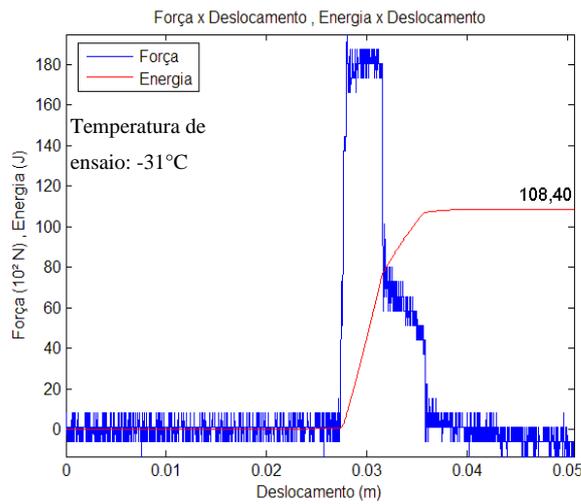
Figura 5. 16- Gráficos Força versus Deslocamento e Energia versus Deslocamento traçados pelo software da máquina para corpos de prova T-L.

continua



Corpo de prova T-L 02

Corpo de prova T-L 03

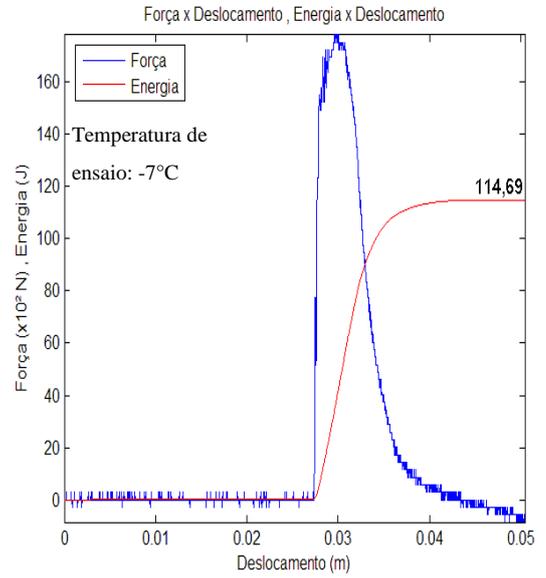
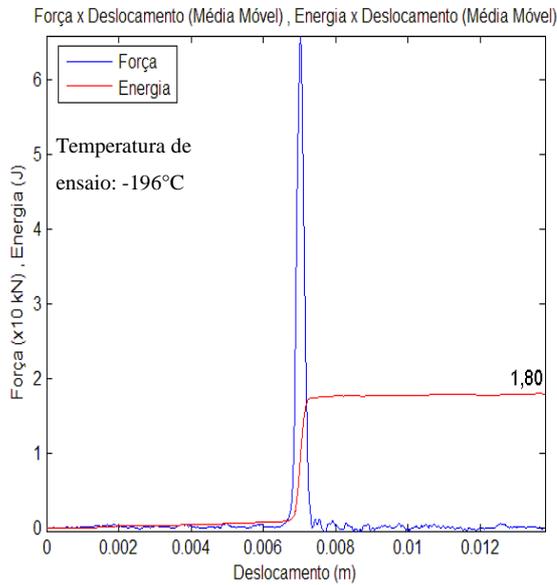


Corpo de prova T-L 05

Corpo de prova T-L 10

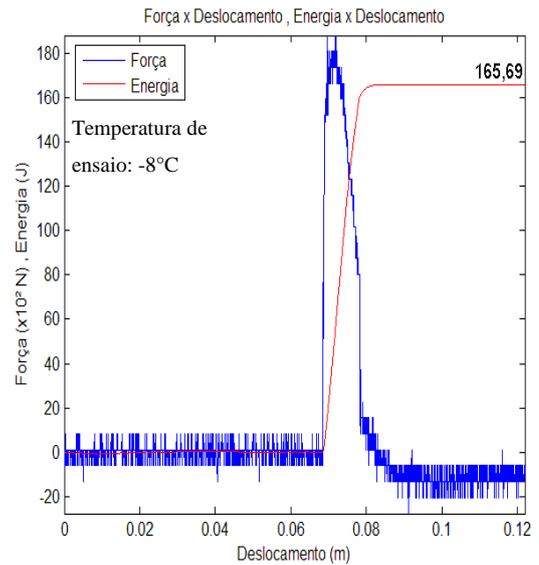
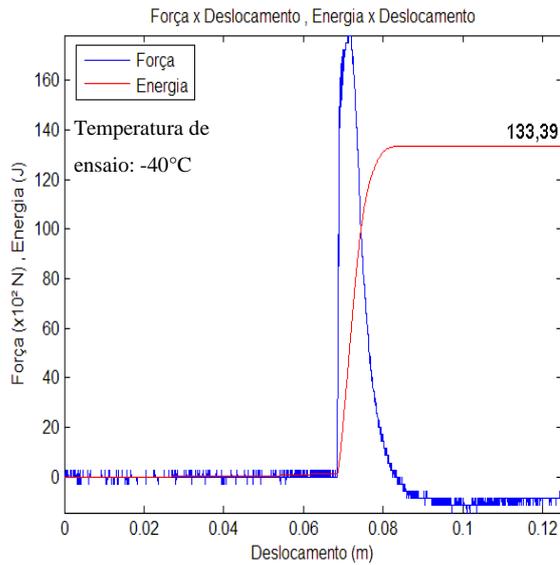
Figura 5. 16- Gráficos Força versus Deslocamento e Energia versus Deslocamento traçados pelo software da máquina para corpos de prova T-L.

continuação



Corpo de prova T-L 14

Corpo de prova T-L 16

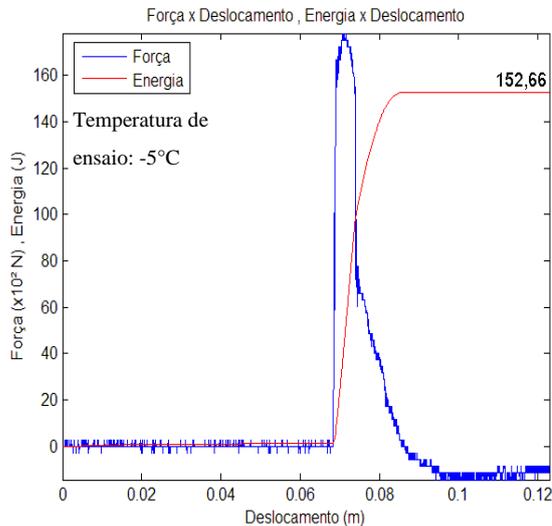


Corpo de prova T-L 18

Corpo de prova T-L 19

Figura 5. 16- Gráficos Força versus Deslocamento e Energia versus Deslocamento traçados pelo software da máquina para corpos de prova T-L.

conclusão



Corpo de prova T-L 20

Fonte: O autor

Através das análises dos gráficos é possível observar que a menor deflexão do corpo de prova e a menor força aplicada em ambas as direções dos corpos de prova, ocorreram na menor temperatura (-196°C). Logo, o formato da curva nessa temperatura se enquadra no tipo A da figura 3.24. O restante das curvas se enquadra na sua maioria, nos tipos D e E da figura 3.24, apresentando valores de força na faixa de 17 a 19 kN. Já a maior deflexão do corpo de prova ocorreu nas temperaturas mais elevadas dos ensaios; T_{amb} (27°C) para os corpos de prova L-T e -5°C para os T-L.

Além disso, a partir dos gráficos e dos valores de energia total absorvida no ensaio, também foram calculados os valores de E_i , que é a energia absorvida até o ponto de início de propagação da trinca, ou até atingir a carga máxima, através da relação:

$$E_i = E_t - E_p \quad (11)$$

Onde os índices E_t e E_p , referem-se a energia total absorvida no impacto, e energia para propagar a trinca, respectivamente. Estas três energias envolvidas no ensaio podem ser visualizadas na tabela 11.

Tabela 11- Valores de energia Joule (J) envolvidos no ensaio de impacto Charpy Instrumentado

CP	Temperatura (°C)	Energia Total (E _t)	Energia Iniciação (E _i)	Energia Propagação (E _p)
L-T 17	-196	5	2,88	2,12
L-T 14	-72	220	0,19	220,19
L-T 06	-57	228	3,87	224,13
L-T 03	-40	203	6,94	196,06
L-T 11	-17	237	8,64	228,36
L-T 20	-5	265	11,82	253,18
L-T 18	27	277	9,21	267,79
T-L 14	-196	4	2,2	1,8
T-L 10	-62	57	4,46	52,54
T-L 03	-55	82	8,84	73,16
T-L 02	-49	92	11,2	80,8
T-L 05	-31	114	5,6	108,4
T-L 19	-8	171	5,31	165,69
T-L 16	-7	126	11,31	114,69
T-L 20	-5	159	6,34	152,66
T-L 18	27	141	7,61	133,39

Utilizando a equação (6) que fornece os valores da tenacidade à fratura dinâmica J_{Id} , com os respectivos parâmetros sendo iguais a:

$$J_{Id} = \frac{2E_i}{B(w-a)} \quad (6)$$

E_i = é obtido na tabela 11

B = 10 mm

w = 10 mm

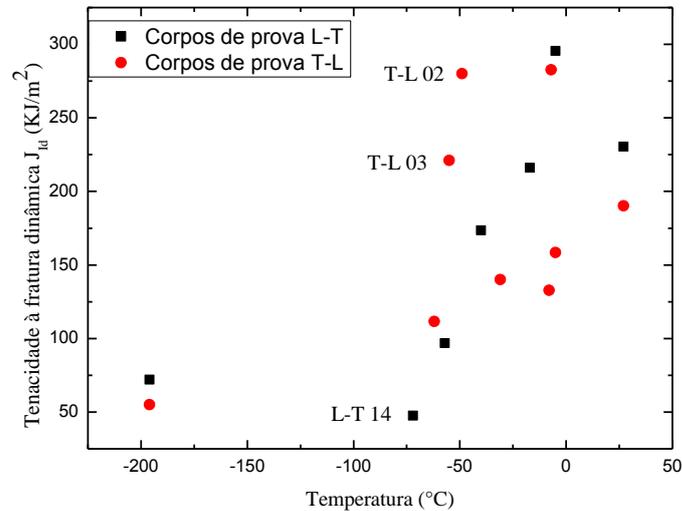
a = 2 mm

Os valores obtidos para a tenacidade à fratura dinâmica, são mostrados na tabela 12, por essa tabela, observa-se que, em geral, a propriedade J_{Id} é superior na direção longitudinal (L-T), em relação à direção transversal (T-L) dos corpos de prova. Isto mostra que nesta direção, o início de propagação instável de trinca ocorre com maior energia. Além disso, J_{Id} aumenta moderadamente com o aumento da temperatura. Porém, observou-se que alguns pontos não seguiram essa tendência, como é o caso dos corpos de prova L-T 14, T-L 03 e T-L 02, conforme mostra a figura 5.17.

Tabela 12- Valores da tenacidade à fratura dinâmica J_{Id}

Corpo de Prova	Temperatura °C	J_{Id} (KJ/m ²)
L-T 17	-196	72
L-T 14	-72	47.5
L-T 06	-57	96.75
L-T 03	-40	173.5
L-T 11	-17	216
L-T 20	-5	295.5
L-T 18	27	230.25
T-L 14	-196	55
T-L 10	-62	111.5
T-L 03	-55	221
T-L 02	-49	280
T-L 05	-31	140
T-L 19	-8	132.75
T-L 16	-7	282.75
T-L 20	-5	158.5
T-L 18	27	190.25

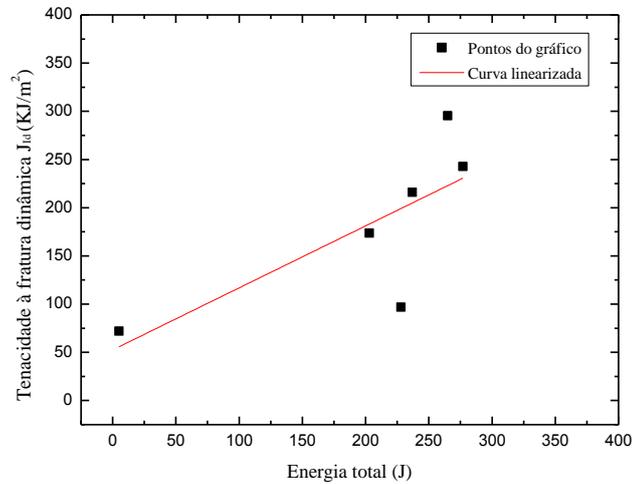
Figura 5. 17- Dependência da tenacidade à fratura dinâmica com a temperatura



Fonte: O autor

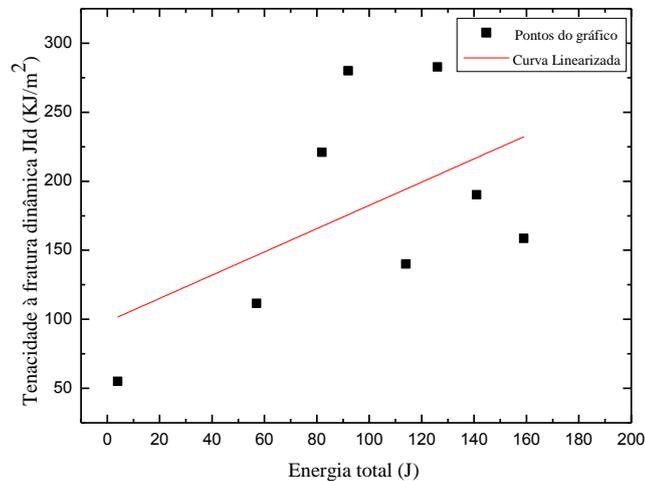
Nas Figuras 5.18 e 5.19, é possível identificar o aumento da tenacidade à fratura dinâmica com a energia total absorvida no ensaio de impacto, para ambas orientações L-T e T-L, fato este também observado nos estudos realizados por (3).

Figura 5. 18- Dependência da tenacidade à fratura dinâmica com a energia total para corpos de prova L-T



Fonte: O autor

Figura 5. 19- Dependência da tenacidade à fratura dinâmica com a energia total para corpos de prova T-L



Fonte: O autor

O ensaio impacto instrumentado permite identificar vários estágios do processo de fratura, dentre eles, está a carga que gera um escoamento no corpo de prova P_{gy} , a carga máxima P_m que corresponde ao início da contração do entalhe e a carga P_f que é a carga de ruptura, a qual cai subitamente quando a fratura ocorre por clivagem e P_a que é a carga no

final da instabilidade de propagação da trinca os valores de cargas obtidos como resultados são mostrados na tabela 13.

Tabela 13- Valores de carga obtidos no ensaio de impacto Charpy Instrumentado

Corpo de Prova	Temperatura de Realização do Ensaio (°C)	Carga de Escoamento, P _{gy} (K N)	Carga de Contração do Entalhe, P _m (K N)	Carga de Ruptura, P _f (KN)	Carga no final da instabilidade P _a (KN)
L-T 17	-196	*	0,9948	0,9948	□
T-L 14	-196	*	0,6502	0,6502	□
L-T 03	-40	16,9274	19,3296	19,3296	□
L-T 14	-72	19,4426	20,8713	20,8713	□
T-L 03	-55	18,6141	19,3875	19,3875	6,946
T-L 05	-31	17,7164	18,5818	18,5818	7,869
L-T 06	-57	18,3815	19,9422	16,229	6,288
L-T 20	-5	16,2718	18,0175	15,718	7,522
T-L 02	-49	17,6378	18,6352	18,8976	6,960
T-L 20	-5	16,2105	17,3684	16,140	6,783
L-T 18	27	14,7191	17,166	•	□
L-T 11	-17	16,2353	18,4706	•	□
T-L 16	-7	15,2383	16,9589	•	□
T-L 18	27	16,4416	17,7532	•	□
T-L 10	-62	17,4555	18,7023	18,8519	□
T-L 19	-8	16,3207	17,8426	8,729	□

* Corpo de prova não apresentou escoamento dinâmico.
 • Não foi possível identificar a carga de ruptura.
 □ Corpo de prova não apresentou a carga de final de instabilidade de propagação da trinca.
 ■ Tipo A, ■ Tipo C, ■ Tipo D, ■ Tipo E, ■ Tipo F

Nota-se na tabela 13 que os corpos de prova L-T 17 e T-L 14 absorveram menor quantidade de energia, rompendo-se de modo frágil e não apresentaram carga de escoamento dinâmico P_{gy} e romperam-se na iminência da carga máxima de modo que P_m=P_f. Já para os corpos de prova L-T 18, L-T 11, T-L 16, T-L 18, não foi possível distinguir a carga de ruptura, uma vez que a contração do entalhe se estendeu até o final da instabilidade de propagação da trinca, como consequência para estes corpos de prova também não foi possível identificar a carga no final da instabilidade P_a. Para os corpos de prova L-T 06, L-T 20, T-L 02, T-L 20, foi possível distinguir todos os valores de carga, se encaixando desta forma no tipo E da figura 3.24. E os corpos de prova T-L 05 e T-L 03 apresentaram carga máxima na

iminência de ruptura ($P_m = P_f$) e foi possível para esses corpos de prova a determinação do valor de P_a , de modo que a curva obtida para este corpos de prova se encaixa no tipo D da figura 3.24.

Através da manipulação matemática das equações (7), (8) e (9) é possível chegar a uma expressão simplificada para o cálculo do valor do fator de intensidade de tensões para carregamento dinâmico K_{Id} . Esta equação é a equação 12. Os resultados obtidos podem ser visualizados na tabela 14.

$$K_{Id} = 4,67 \cdot 10^3 \cdot P_m \quad (12)$$

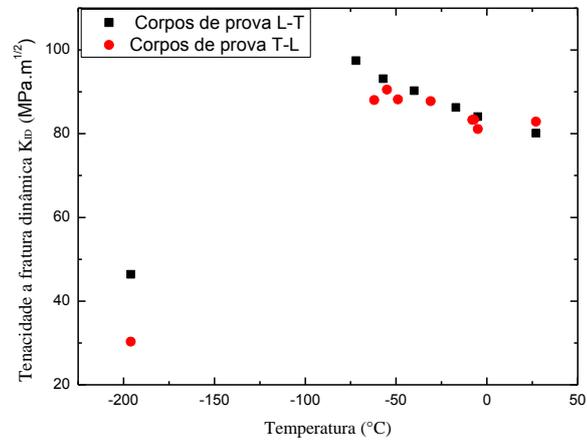
Onde P_m é obtido na tabela 13.

Tabela 14- Valores obtidos para o fator de intensidade de tensão para carregamento dinâmico K_{Id}

Corpo de Prova	Temperatura °C	K_{Id} (MPa.m ^{1/2})
L-T 17	-196	46,4
L-T 14	-72	97,46
L-T 06	-57	93,13
L-T 03	-40	90,26
L-T 11	-17	86,25
L-T 20	-5	84,10
L-T 18	27	80,13
T-L 14	-196	30,3
T-L 10	-62	88,03
T-L 03	-55	90,53
T-L 02	-49	88,21
T-L 05	-31	87,76
T-L 19	-8	83,32
T-L 16	-7	83,36
T-L 20	-5	81,11
T-L 18	27	82,90

Nota-se que ambas as orientações apresentaram valores de K_{Id} semelhantes, e com valores quase constantes e que mostram uma fraca tendência a diminuir com o aumento da temperatura, conforme mostra a figura 5.20, exceto para a temperatura de -196°C onde a fratura ocorre no modo essencialmente frágil.

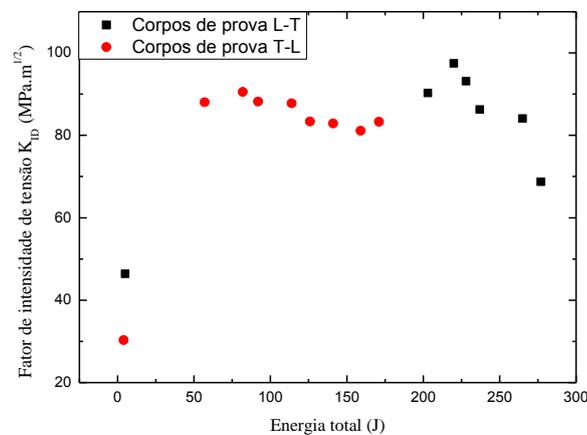
Figura 5. 20- Dependência do parâmetro K_{Id} com a temperatura para corpos de prova com a orientação T-L e L-T



Fonte: O autor

Além disso, os valores de K_{Id} mostraram-se constantes com relação à energia total absorvida no ensaio de impacto (com exceção da temperatura de -196°C), conforme mostra a figura 5.21, resultado este esperado uma vez que o parâmetro K_{Id} representa o fator de intensidade de tensões na região frente ao entalhe sob a aplicação da carga que gera a contração do entalhe P_m e não se refere à energia absorvida no impacto.

Figura 5. 21- Dependência do fator de intensidade de tensões K_{Id} com a energia total absorvida no ensaio de impacto



Fonte: O autor

5.6 VALIDAÇÃO DOS VALORES DE J_{ID} E K_{ID}

Para a validação dos resultados dos valores obtidos para J_{ID} utilizou-se a relação fornecida pela norma ASTM E 813:

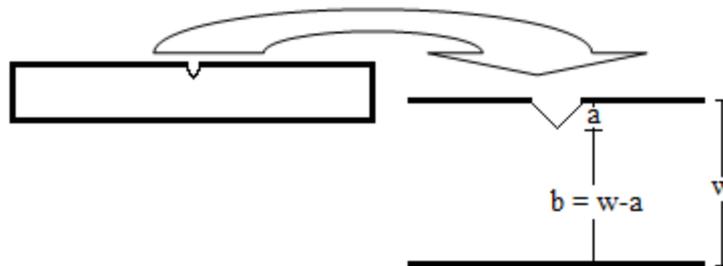
$$B, a, 25 \left(\frac{J_{Id}}{\sigma_{yd}} \right) \quad (12)$$

Onde σ_{yd} é o limite de escoamento dinâmico dado pela seguinte equação:

$$\sigma_{yd} = \frac{2,85P_{gy}W}{(Bb^2)} \quad (13)$$

Onde b é o ligamento remanescente. Indicado na figura 5.22

Figura 5. 22- Ligamento remanescente em um corpo de prova de ensaio de impacto entalhado.



Fonte: O autor

Para a validação dos valores de K_{Id} utilizou-se a relação dada pela norma ASTM E 399:

$$B, a \geq 2,5 \left(\frac{K_{Id}}{\sigma_{yd}} \right)^2 \quad (14)$$

A tabela 15 mostra os valores calculados para validação da tenacidade à fratura dinâmica J_{ID} :

Tabela 15- Validação dos resultados de J_{Id}

Corpo de Prova	B (mm)	a (mm)	Val. $J_{Id} =$ $\left(25 \left(\frac{J_{Id}}{\sigma_{yd}}\right)\right)$
L-T 17	10	2	*
L-T 14	10	2	1,37
L-T 06	10	2	2,86
L-T 03	10	2	5,76
L-T 11	10	2	7,47
L-T 20	10	2	10,2
L-T 18	10	2	8,78
T-L 14	10	2	*
T-L 10	10	2	3,58
T-L 03	10	2	6,67
T-L 02	10	2	8,92
T-L 05	10	2	4,44
T-L 19	10	2	4,56
T-L 20	10	2	5,49
T-L 18	10	2	6,50

* Não apresentou carga de escoamento P_{gy}

A tabela 16 mostra os valores calculados para validar o parâmetro K_{Id} .

Tabela 16- Validação do parâmetro K_{Id}

Corpo de Prova	B (mm)	a (mm)	Val. K_{Id} $\left(2.5 \left(\frac{K_{Id}}{\sigma_{yd}}\right)^2\right)$
L-T 18	10	2	37,41
L-T 03	10	2	35,0
L-T 06	10	2	32,6
L-T 11	10	2	35,6
L-T 14	10	2	31,7
L-T 17	10	2	*
L-T 20	10	2	33,7
T-L 02	10	2	31,6
T-L 03	10	2	29,8
T-L 05	10	2	31,0
T-L 10	10	2	32,1
T-L 14	10	2	*
T-L 16	10	2	37,8
T-L 18	10	2	32,1
T-L 19	10	2	32,9
T-L 20	10	2	31,6

* Não apresentou carga de escoamento P_{gy}

No que diz respeito à validação, apenas os valores de J_{Id} se aproximaram dos valores exigidos pela norma para sua validação, sendo que os corpos de prova para os quais os valores

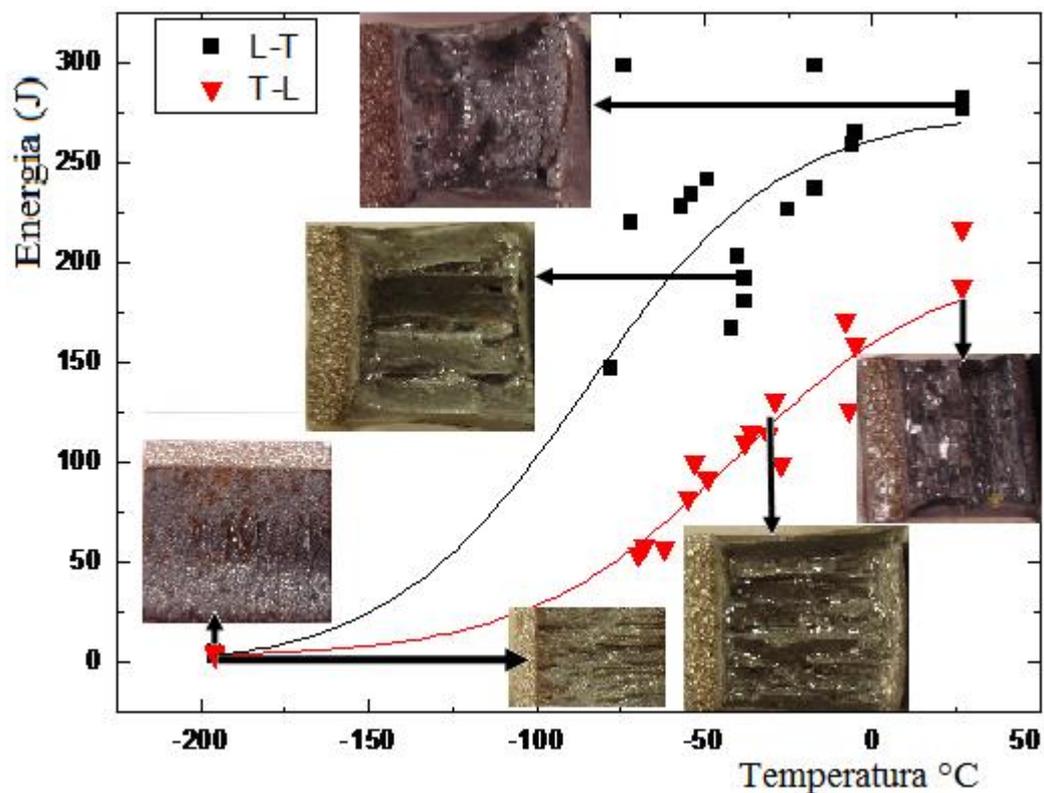
não foram validados, não satisfizeram a condição referente ao comprimento do entalhe a , em estudos realizados por (74) uma situação semelhante foi encontrada e tal fato foi atribuído por esta ser uma adaptação relativamente nova e a norma ser bastante rigorosa para esta condição. Já os valores de K_{Id} , não foram validados para nenhuma condição, o que indica que o material tem comportamento essencialmente dúctil, uma vez que o parâmetro K_{Id} é elaborado para a Mecânica da Fratura Linear Elástica, sendo aplicado para materiais que tenham comportamento de fratura frágil.

5.7 ASPECTOS DE FRATURA DO AÇO API 5L X70

A observação da superfície de fratura de corpos de provas fraturados em um ensaio de impacto permite correlacionar a temperatura de ensaio com a energia absorvida e as características do modo de fratura.

A transição dúctil frágil em aços é associada com dois diferentes mecanismos de fratura. Para altas temperaturas no patamar superior de energia, a fratura ocorre por nucleação e coalescência de microvazios que produzem o rasgamento dúctil. Este processo requer extensiva deformação plástica e, portanto, grande quantidade de energia. Para baixas temperaturas, a fratura ocorre por clivagem, que é a separação abrupta de planos atômicos através do corpo de prova. A figura 5.23 mostra fractografias obtidas no patamar inferior de energia, na região de transição e no patamar superior de energia, respectivamente.

Figura 5. 23- Aspectos de fratura em corpos de prova de ensaio de impacto Charpy



Fonte: O autor

A figura 5.24 mostra o aspecto de corpos de prova fraturados por ensaio de impacto classificados segundo a energia absorvida.

Na figura 5.24 a) o corpo de prova rompeu no modo dúctil absorvendo quantidade de energia situada no patamar superior da curva de transição, enquanto que o corpo de prova mostrado na figura 5.24 b) rompeu-se na região de transição dúctil frágil e apresenta a formação de delaminações e o corpo de prova mostrado na figura 5.24 c) rompeu-se no modo frágil.

Figura 5. 24- Aspectos macroscópicos dos corpos de prova de ensaio de impacto Charpy



a) Temperatura de ensaio: 27°C, Energia absorvida: 277 J



b) Temperatura de ensaio -29°C, Energia absorvida 131 J



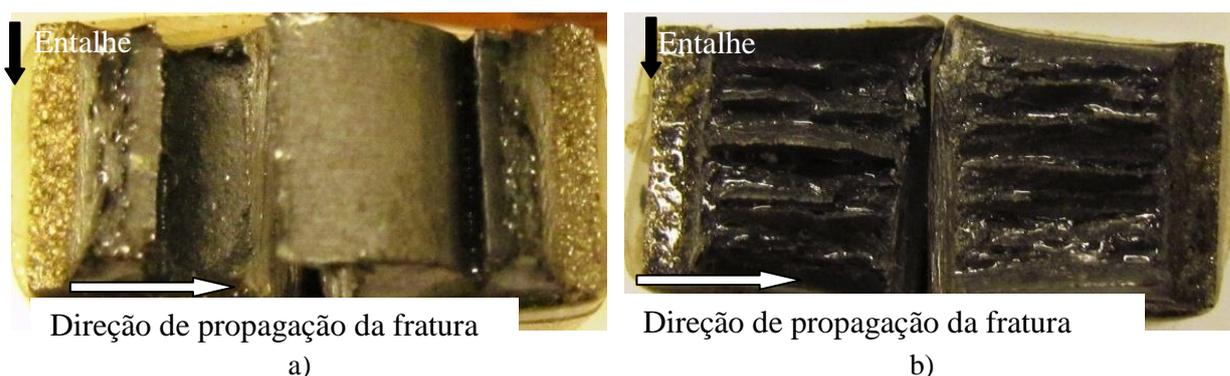
c) Temperatura de ensaio: -196°C, Energia absorvida 5J

Fonte: O autor

A figura 5.25) mostra o aspecto macroscópico de corpos de prova com delaminações. Na figura 5.25a) observa-se delaminação do tipo trinca confinada (*crack arrester-type delamination*) no corpo de prova L-T 20, ensaiado à -5°C e com 265 J de energia absorvida e a figura 5.25 b) mostra o conjunto de delaminações do tipo trinca divisora (*crack divider-type delamination*) observada no corpo de prova L-T 04 ensaiado à -38°C e com 192 J de energia absorvida.

Nota-se que a delaminação do tipo trinca confinada forma-se perpendicularmente a direção de propagação da fratura e paralela ao entalhe, enquanto que a delaminação do tipo trinca divisora ocorre paralela à direção de propagação de fratura e perpendicular ao entalhe.

Figura 5. 25: Superfície de fratura por ensaio de impacto mostrando o fenômeno da delaminação. a) Delaminação do tipo trinca confinada, b) Delaminação do tipo trinca divisora



Fonte: O autor

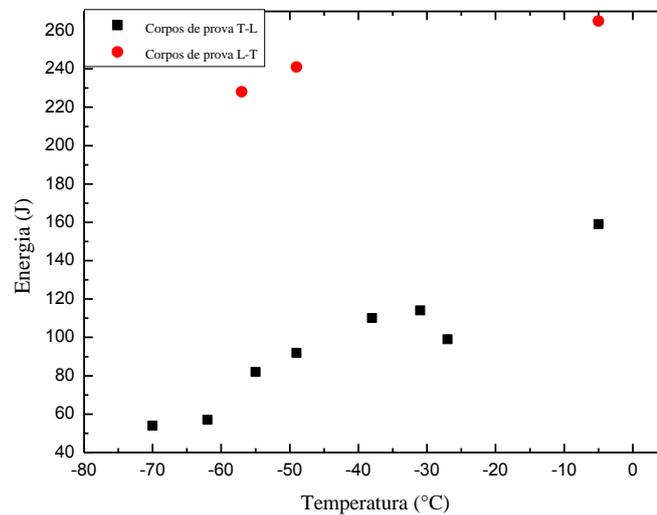
A presença de delaminações do tipo trinca confinada foi observada em menor número em relação às delaminações do tipo trinca divisora. Dentre os corpos de provas que apresentaram o fenômeno da delaminação na forma de trinca confinada estão o L-T 20, L-T 06, L-T 08 e o T-L20. No entanto uma tendência a apresentar o aspecto de delaminações do tipo trinca confinada é observado para os corpos de prova T-L 09, T-L 03, T-L 05, T-L08, T-L 06, T-L 22, T-L 02, conforme observado na figura 5.26. No gráfico de energia versus temperatura para estes corpos de prova, observa-se que os corpos de prova com orientação L-T que romperam-se deste modo absorveram uma quantidade maior de energia que os corpos de prova com orientação T-L, conforme mostra a figura 5.27.

Figura 5. 26- Diferentes aspectos de fratura.



Fonte: O autor

Figura 5. 27- Energia absorvida no ensaio de impacto para os corpos com aspecto de fratura diferenciado

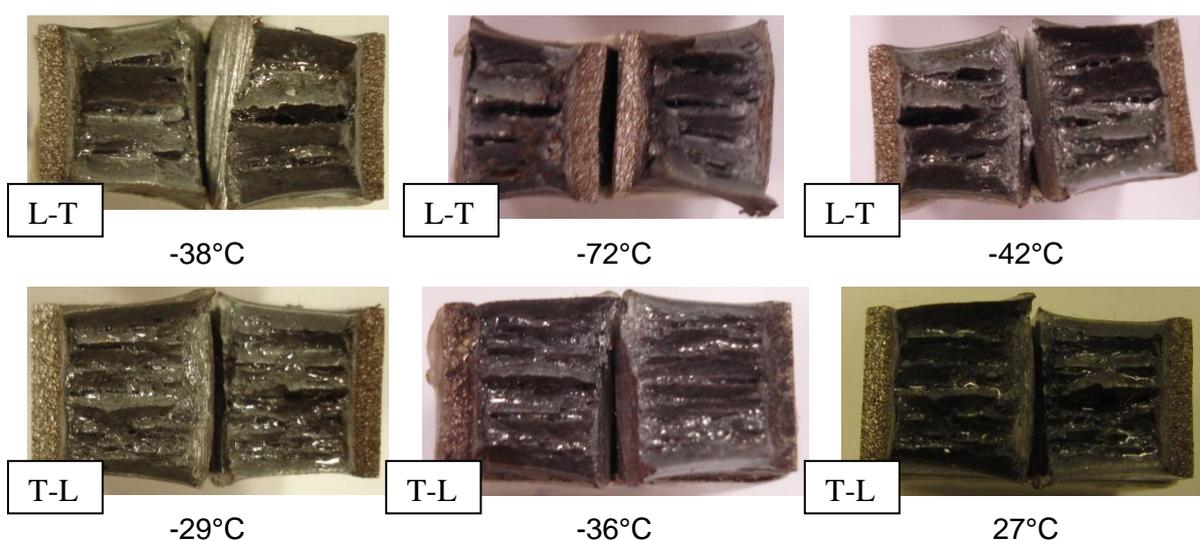


Além disso, cada interface entre ferrita e perlita atua como uma interface fraca, então dependendo da concentração do bandejamento as delaminações deverão ser mais finas ou mais espessas (3). Logo os aspectos de delaminações do tipo trinca divisora diferem conforme a orientação do corpo de prova, assim corpos de prova com orientação L-T apresentam uma predominância de delaminação central e profunda. Enquanto que corpos de prova com

orientação T-L apresentam uma predominância de várias delaminações de menor profundidade, conforme é mostrado na figura 5.28.

A diferença entre os modos de fratura nos corpos de prova de ensaio de impacto se estende a nível microscópico, de modo que, na região do patamar superior da curva de transição dúctil frágil a fratura ocorre no modo dúctil e em uma análise detalhada por microscopia eletrônica de varredura é possível observar a formação dos alvéolos ou *dimples*, enquanto que no patamar inferior observa-se a fratura frágil caracterizada por planos de clivagem, e como esperado na região de transição entre os patamares dúctil e frágil, observa-se uma mistura das características de fratura frágil e dúctil, com a formação e aumento do número de delaminações.

Figura 5. 28- Aspectos de variação das delaminações conforme a orientação do corpo de prova



A tabela 17 mostra um resumo das características gerais da superfície de fratura dos corpos de prova de ensaio de impacto.

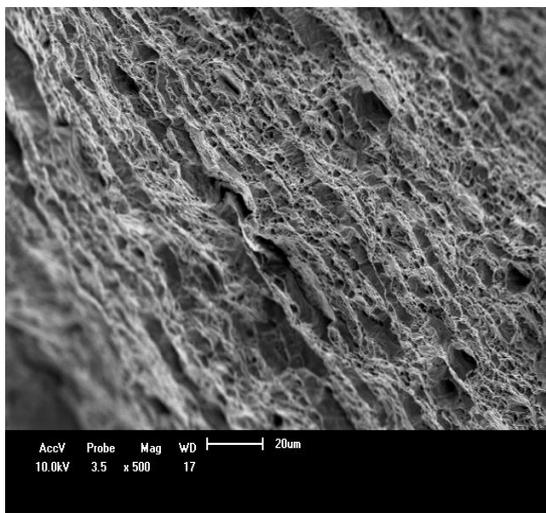
Tabela 17- Resumo das características de fratura dos corpos de prova de ensaio de impacto

Corpos de prova	Nº de corpos de prova com delaminações do tipo trinca divisora	Nº corpos de prova com delaminações do tipo trinca confinada	Nº de corpos de prova com aspecto de fratura próximo ao de delaminações do tipo trinca confinada	Nº de corpos de prova sem delaminação
L-T	11	3	1	5
T-L	5	1	10	6

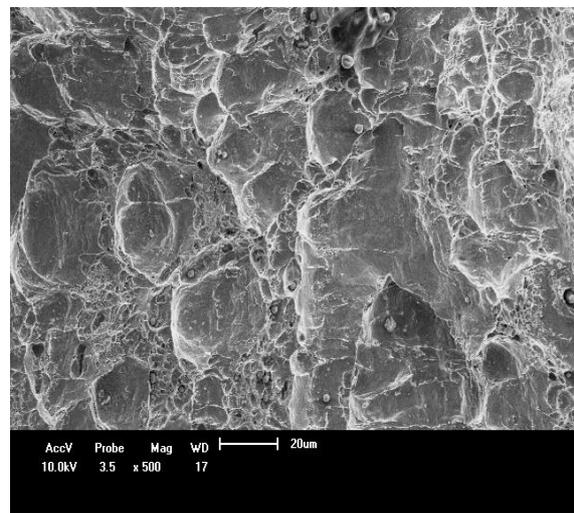
A figura 5.29 mostra micrografias realizadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) nas três regiões da curva de transição dúctil frágil. Onde as Figuras 5.29 a), b) c) e d) mostram o aspecto de fratura dúctil, enquanto que as figuras 5.29 e) f) e g) mostram o aspecto de fratura mista e as figuras h), i) e j) mostram o aspecto de fratura frágil.

Figura 5. 29- Fractografia por microscopia eletrônica de varredura da superfície de fratura de corpos de prova de ensaio de impacto Charpy.

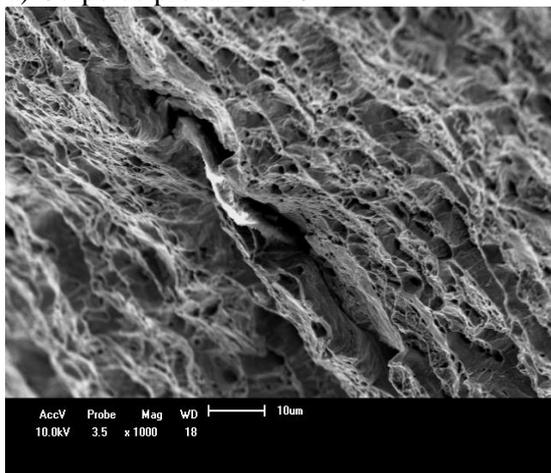
continua



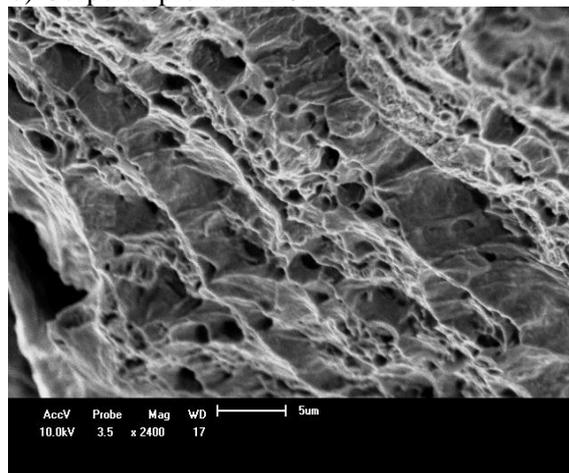
a) Corpo de prova L-T 10



b) Corpo de prova T-L 01



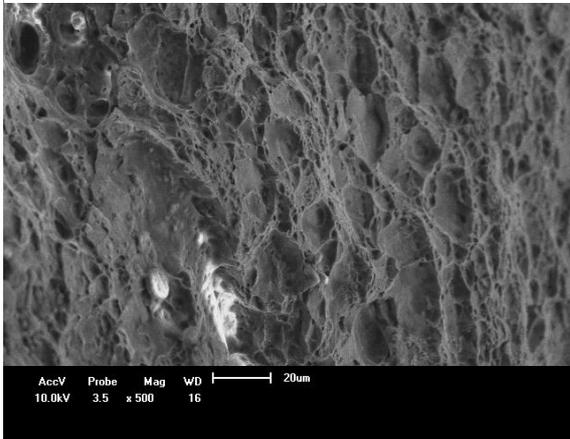
c) Corpo de prova L-T 10



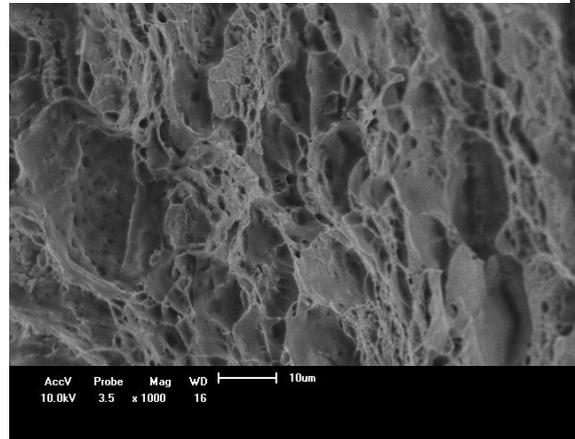
d) Corpo de prova L-T 10

Figura 5. 29- Fractografia por microscopia eletrônica de varredura da superfície de fratura de corpos de prova de ensaio de impacto Charpy

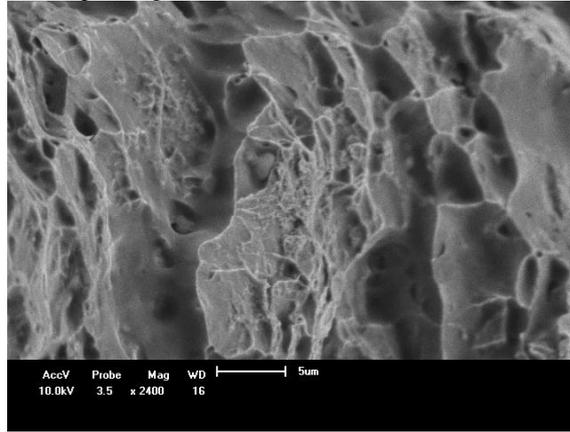
conclusão



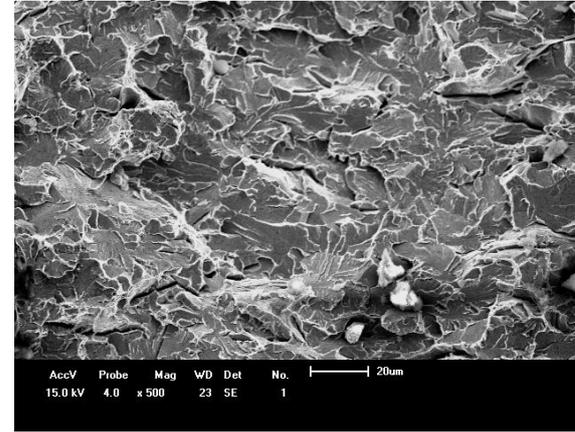
e) Corpo de prova T-L04



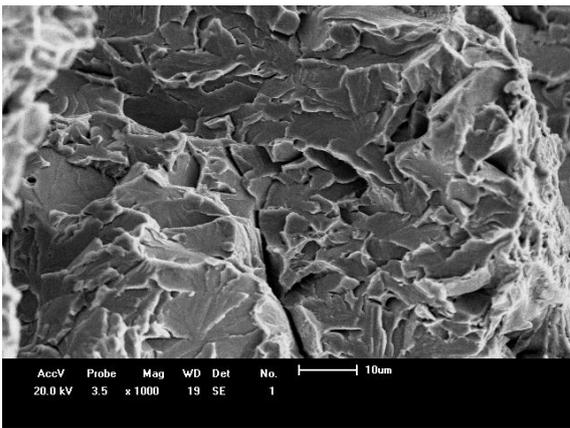
f) Corpo de prova T-L 04



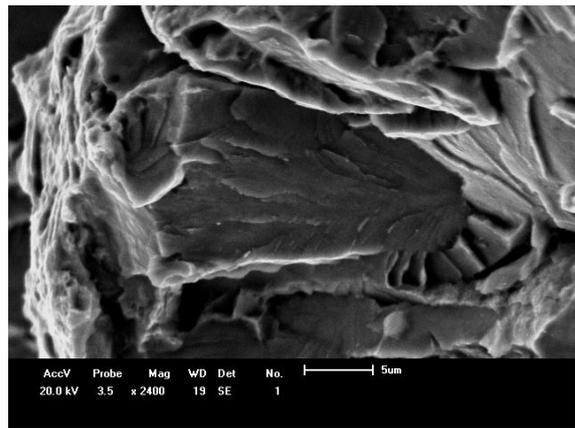
g) Corpo de prova T-L 04



h) Corpo de prova L-T 17



i) Corpo de prova L-T 17



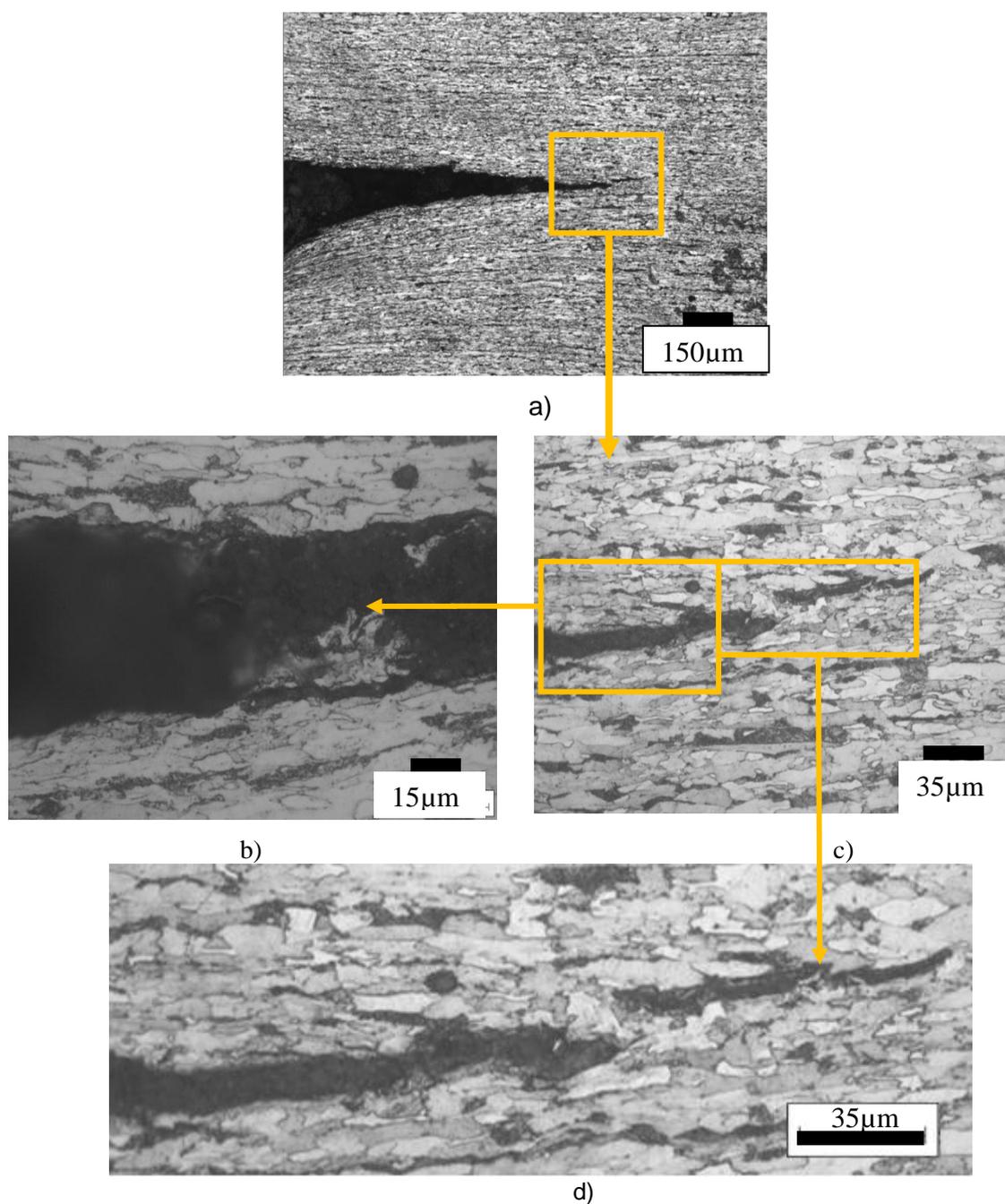
j) Corpo de prova L-T 17

Fonte: O autor

Para compreender melhor os mecanismos que podem estar contribuindo para a formação de delaminações foi realizada uma análise microestrutural por microscopia ótica, da região perpendicular à direção de propagação da fratura conforme mostra a 4.6 a). Isto é,

análise da microestrutura nas proximidades das bordas da trinca gerada pela delaminação do tipo trinca divisora como pode ser visto na figura 5.30.

Figura 5. 30- Microestrutura de uma região perpendicular à superfície de fratura: a) e b) visão geral da microestrutura nas bordas e região frente a trinca; c) separação entre a ferrita e perlita; d)Trinca gerada pela delaminação; e) Mudança de direção na propagação da trinca.



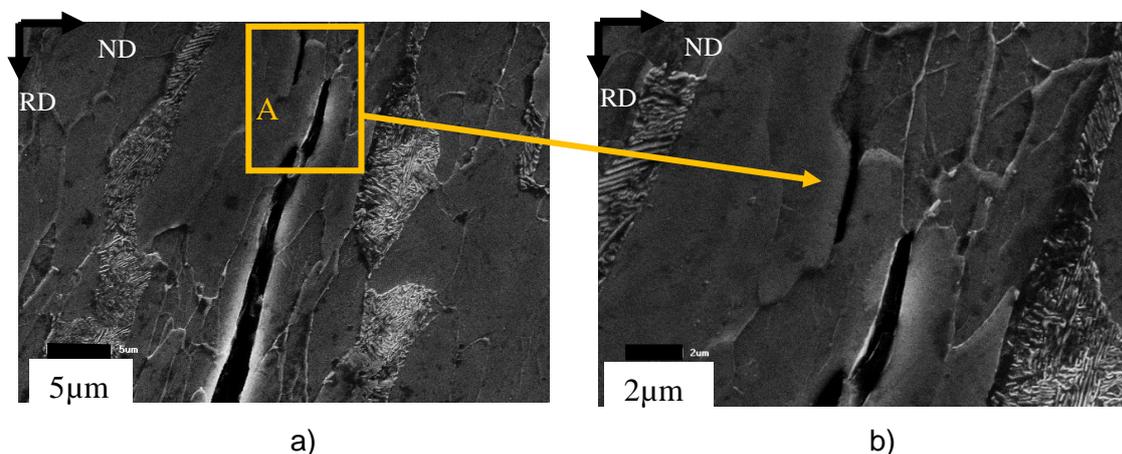
Fonte: O autor

Nota-se que as características que podem estar contribuindo para a formação de delaminações são a microestrutura bandeada e presença de grãos alongados de ferrita como

pode ser visto nas figuras 5.30 b) e 5.30 c). Outro fator contribuinte também pode ser a separação entre a ferrita e a perlita, devido a incompatibilidade entre propriedades plásticas e elásticas entre a fase ferrita e o microconstituente perlita, como sugere a figura 5.30 b), esta separação entre ferrita e perlita é comumente observada em aços microligados ARBL. (7,34). A ocorrência de delaminações ao longo de contornos de grão indica que a delaminação pode realizar pequenos ajustes em sua direção de propagação ao mudar de um contorno de grão para outro. (85,86) Tal evidência é mostrada na figura 5.30 d).

As figuras 5.31 a) e b) mostram imagens por MEV obtida no modo elétrons secundários da região frente à trinca gerada pela delaminação da mesma amostra utilizada nas análises da figura 5.30. Nota-se, na figura 5.31 a) que a trinca se propaga ao longo da ferrita, não havendo nesta região a separação entre a ferrita e a perlita, no entanto como esta é uma região próxima ao final da trinca, de forma que não se pode afirmar que tal separação não esteja ocorrendo nas demais regiões, como por exemplo na região de iniciação da trinca conforme mostrado na figura 5.32.

Figura 5. 31- Microestrutura do material frente à trinca. a) propagação da trinca ao longo da ferrita, b) fissura observada na região A.

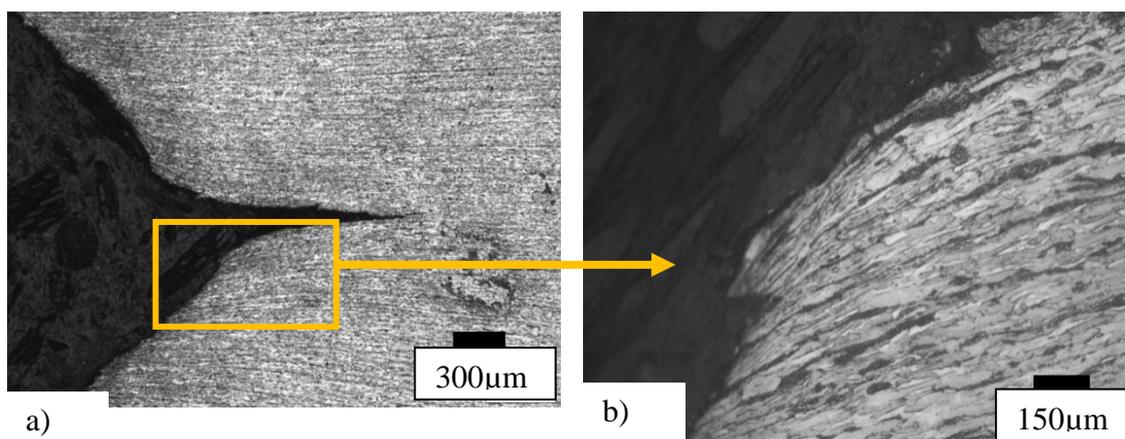


Fonte: O autor

A figura 5.31 b) mostra uma pequena fissura observada na região A, mostrada na figura 5.31 a), esta fissura, sugere algum tipo de incompatibilidade entre interfaces, como a presença de alguma inclusão alinhada na direção de laminação ou empilhamento de discordâncias nos contornos de grão. (25)

A figura 5.32 a) mostra a região de iniciação da trinca gerada pela delaminação do tipo trinca divisora, nota-se que a flexão imposta pelo impacto gerou uma modificação na morfologia da microestrutura, conforme é mostrado na figura 5.32 b).

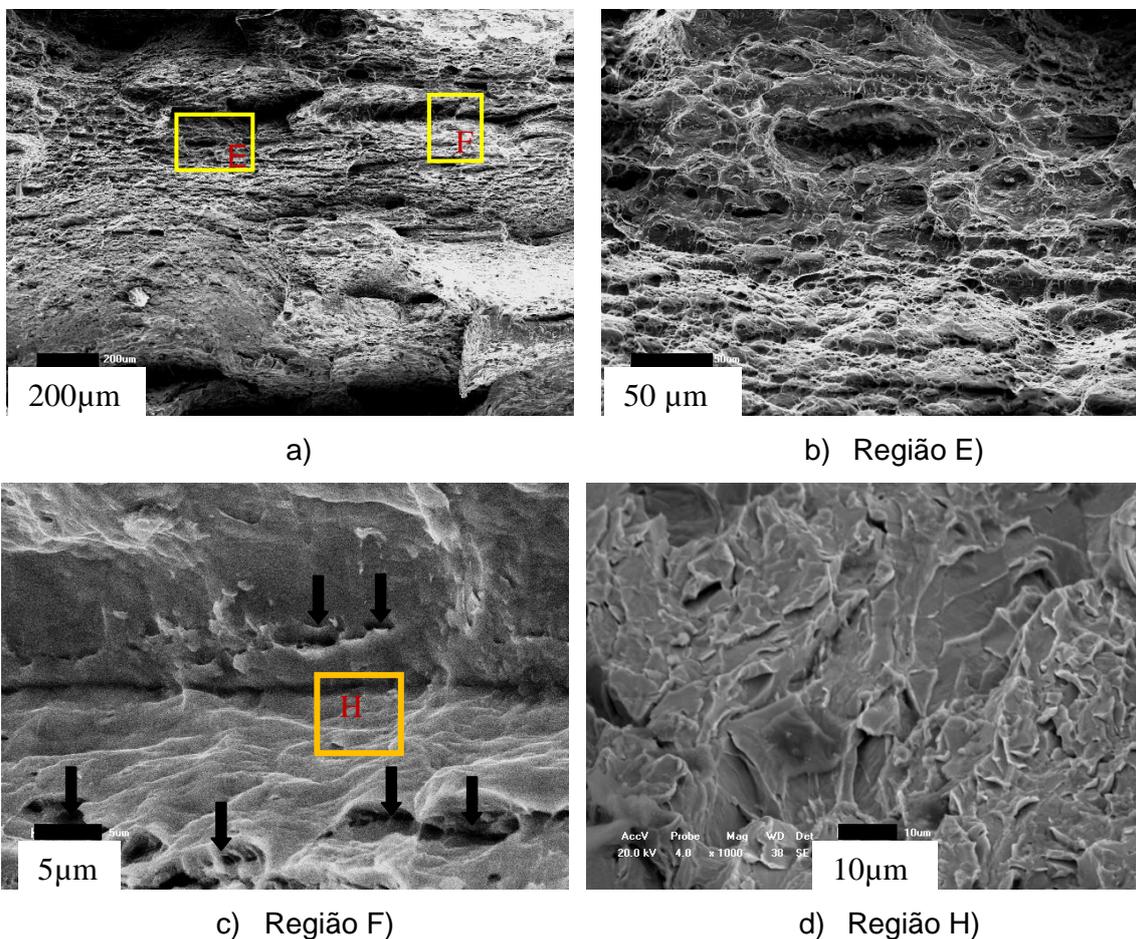
Figura 5. 32- Região de iniciação da trinca de delaminação: a) vista geral da microestrutura; b) modificação na forma da microestrutura devido a flexão causada durante o impacto.



Fonte: O autor

Para identificar os micromecanismos de fratura que contribuem na formação de delaminações foram realizadas fractografias por microscopia eletrônica de varredura (MEV) em um corpo de prova ensaiado por impacto à -53°C e 100J de energia absorvida (corpo de prova T-L 04). A figura 33 a) mostra uma superfície de fratura dúctil contendo delaminação. A figura 33b) é região E ampliada da figura 33a). Nesta figura é possível observar a presença de *dimples* de vários tamanhos, originados da nucleação, coalescimento e separação de microvazios durante a fratura. Enquanto que na figura 33c) que corresponde região F, e mostra o interior da delaminação como suas microdelaminações, indicadas pelas setas em escuro. Neste caso, nota-se a presença de fratura frágil, caracterizada por superfícies multifacetadas, ou seja, planos de clivagem, como pode ser visto na figura 11d) (região H da figura 33 c). Portanto, são observados desta maneira dois modos de fratura, fratura frágil no interior da delaminação indicando algum tipo de descoesão entre contornos de grão e uma região dúctil predominante nas demais regiões de fratura. (7)

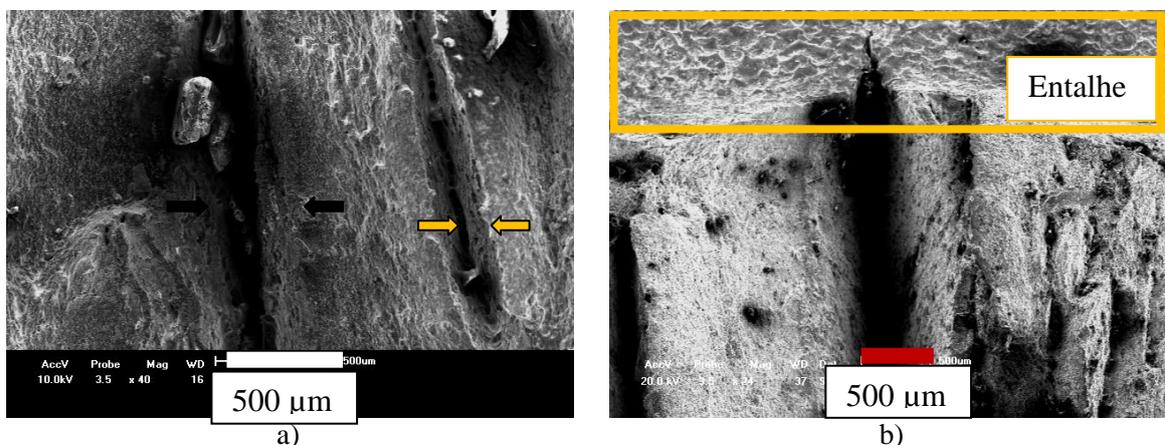
Figura 5. 33- Fractografias por microscopia eletrônica de varredura da superfície de fratura de um corpo de prova de ensaio de impacto: a) Aspectos de delaminações; b) Região mostrada em E; c) Região F (interior da delaminação); d) Região H (“paredes” da delaminação)



Fonte: O autor

Conforme pode ser visualizado na figura 5.28, corpos de prova com orientação L-T exibem um sistema de delaminações do tipo trinca divisora, com a formação de uma delaminação central com maior profundidade, a figura 5.34 a) mostra uma fractografia por MEV deste sistema de delaminações no corpo de prova L-T 12, onde a delaminação central é indicada pela seta escura e uma delaminação secundária é indicada pela seta amarela, enquanto que a figura 5.34 b) mostra que neste caso a delaminação principal se estendeu até a região do entalhe.

Figura 5. 34- Aspectos microscópicos de delaminação em corpos de prova de ensaio de impacto: a) sistema de delaminações; b) extensão da delaminação

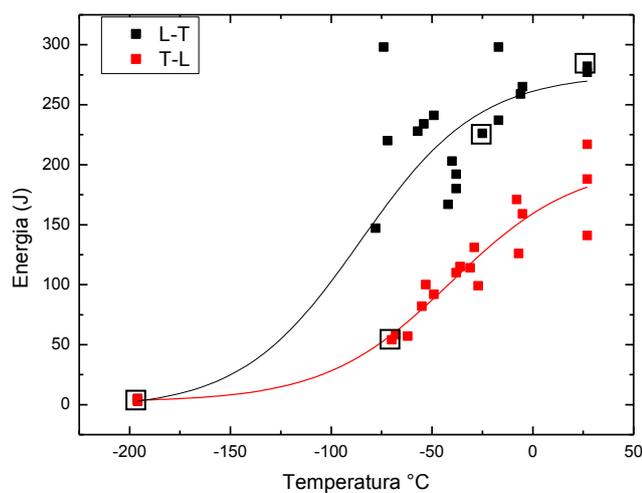


Fonte: O autor

5.8 MICROTEXTURA E MESOTEXTURA

Medidas de microtextura foram realizadas em corpos de prova os quais se situam em diferentes regiões do gráfico de transição de temperaturas conforme é indicado na figura 5.35. As amostras foram retiradas conforme o esquema mostrado na figura 4.6, e as regiões onde as análises foram realizadas são mostradas na figura 4.7.

Figura 5. 35- Regiões da curva de transição de onde foram retiradas amostras para a realização das medidas de microtextura e mesotextura por EBSD



□ Corpos de prova dos quais foram extraídas amostras para realização de EBSD

Fonte: O autor

A tabela 18 mostra as propriedades referentes ao ensaio de impacto dos corpos de prova os quais foram retiradas amostras para realização de microtextura e mesotextura por EBSD.

Tabela 18- Propriedades dos corpos de prova dos quais foram extraídas amostras para microtextura

Corpo de prova	Energia absorvida (J)	Temperatura de ensaio (°C)	Orientação do entalhe
1	4	-196	T-L
2	57	-62	T-L
3	226	-25	L-T
4	282	27	L-T

A figura 5.36 mostra os dados obtidos para as amostras. A amostra 1, corresponde a amostra retirada do corpo de prova 1. As demais amostras retiradas dos corpos de prova 2, 3 e 4 são chamadas de 2,3,4 respectivamente. Estas amostras foram retiradas conforme o esquema da Figura 4.6 b) e a região analisada corresponde aquela mostrada na figura 4.7b). Para as 4 amostras são colocados a sequência dos seguintes itens: a) imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura nas regiões de realização das medidas; b) o mapa de distribuição de orientações; c) índice de qualidade, d) triângulo unitário para referência de cores; e) função de distribuição de orientações (FDO) com os principais componentes; f) figuras de polo para os planos (100) e (110).

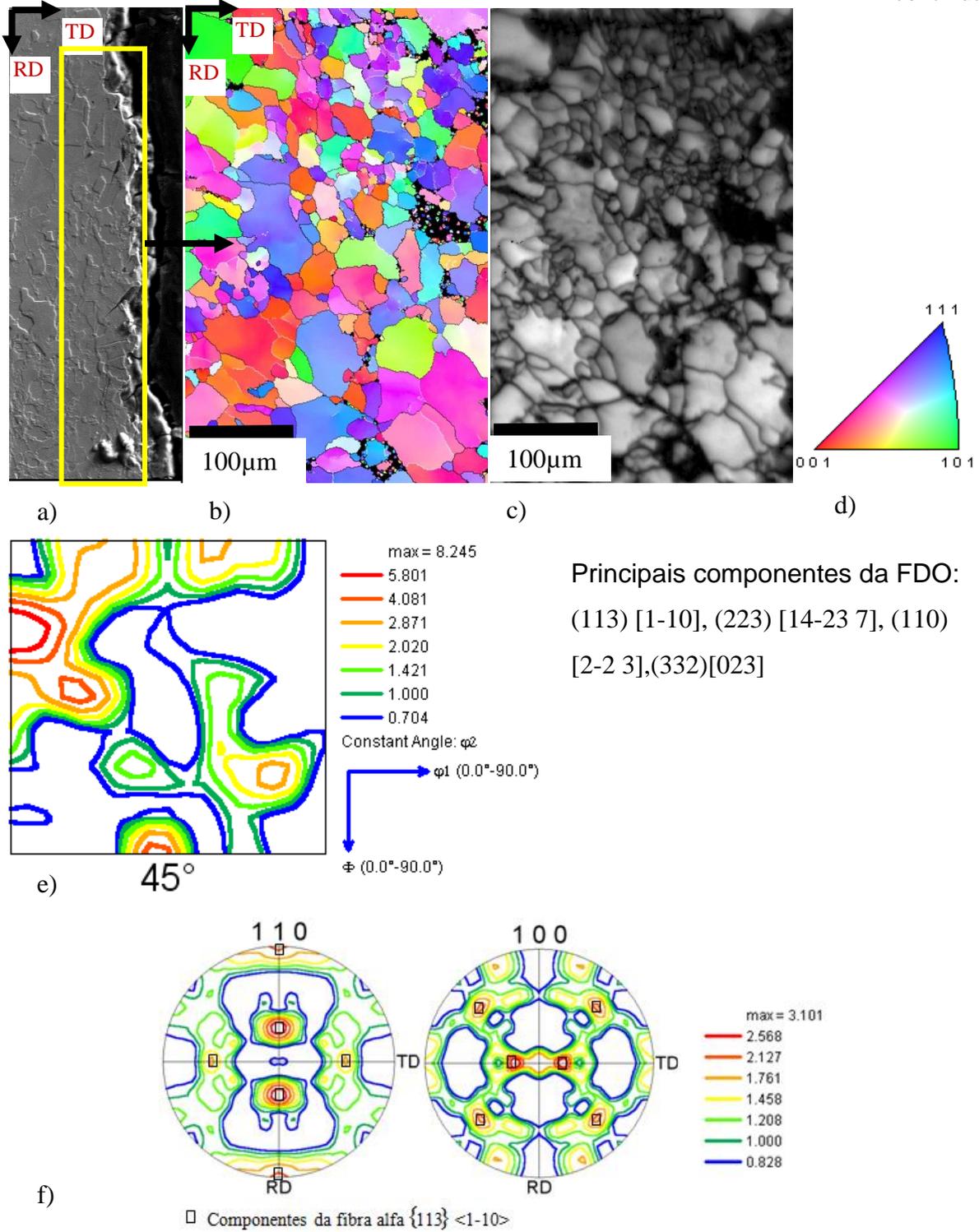
A amostra 1, retirada de um corpo de prova situado na região do patamar inferior da curva de transição dúctil frágil, apresentou a melhor qualidade nos padrões de difração, fato este que pode ser observado no mapa de orientações para esta amostra, observa-se aparentemente que os grãos são homogêneos no que diz respeito ao tamanho e com pouca deformação. Nota-se que ocorreu a predominância de orientações do tipo $\langle 100 \rangle$ (cor vermelha) e $\langle 111 \rangle$ (cor azul). A componente de maior intensidade da FDO é: (113) [1-10], cuja intensidade é 8.2 TR (*times random*), esta orientação também foi identificada nas figuras de polo e é uma componente da fibra α conhecida por produzir anisotropia na resistência e tenacidade e é oriunda da transformação da orientação (112)[111] presente na austenita deformada. (87) As demais orientações presentes são: (223) [14-23 7] cuja intensidade é 4.6 TR; (110) [2-23] com 4.3 TR de intensidade e (332)[023] cuja intensidade é 3.2 TR.

Já o mapa de distribuição de orientações da amostra 2, retirada do início da transição dúctil frágil, mostra uma forte tendência a apresentar grãos com orientações do tipo $\langle 110 \rangle$

(cor verde). Para esta amostra foram analisadas as FDOs para os ângulos de Bunge $\Phi_2 = 0^\circ$ e $\Phi_2 = 45^\circ$, pois ambos os ângulos apresentaram intensidades semelhantes. A principal componente das FDOs para o ângulo de Bunge $\Phi_2 = 0^\circ$, mostra a presença das orientações (011)[100] cuja intensidade é 9.6 TR e (011)[2-33] com 6.9 TR de intensidade. Para $\Phi_2 = 45^\circ$ as principais componentes são (110) [001] com 9.4 TR de intensidade e (110) [3-3 2] cuja intensidade é 6.9 TR. Neste caso cabe notar que as orientações da forma $\{110\}\langle 001\rangle$ dentro das quais se encaixam os dois principais componentes de maior intensidade das FDOs para $\Phi_2 = 0^\circ$ e $\Phi_2 = 45^\circ$ e que também são identificadas nas figuras de polo para o plano (100), são conhecidas como orientações do tipo GOSS provenientes do cisalhamento causado na laminação da ferrita na região intercrítica (alfa + gama). (87)

Figura 5. 36- Resultados de microtextura. a) local aproximado do local de realização das medidas; b) mapa de orientações; c) índice de qualidade; d) triângulo unitário para referência de cores; e) função distribuição de orientações (FDO) e suas principais componentes; f) figuras de polo para os planos (111) e (110).

continua



Amostra 1

Figura 5. 36- Resultados de microtextura. a) local aproximado do local de realização das medidas; b) mapa de orientações; c) índice de qualidade; d) triângulo unitário para referência de cores; e) função distribuição de orientações (FDO) e suas principais componentes; f) figuras de polo para os planos (111) e (110).

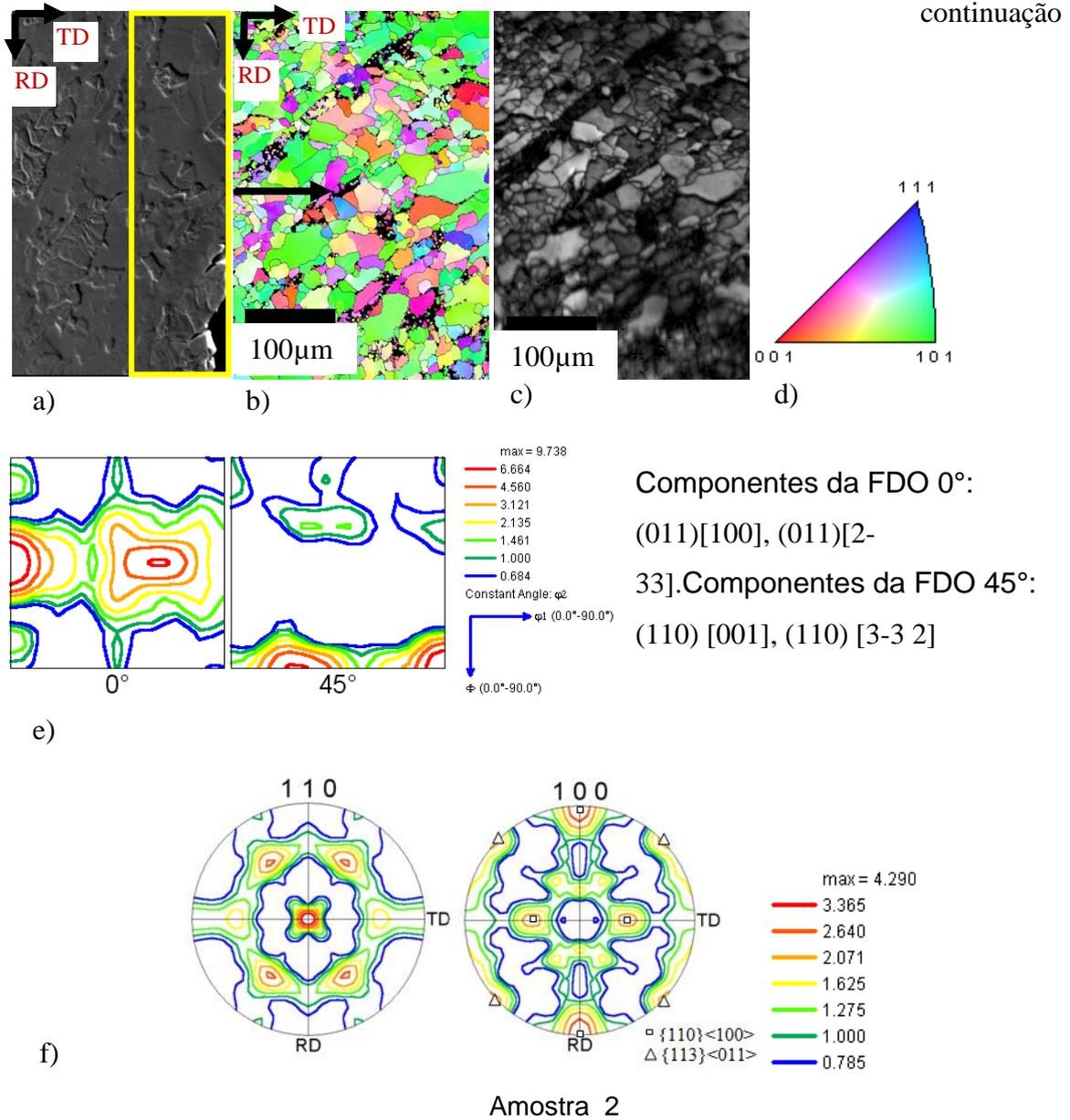
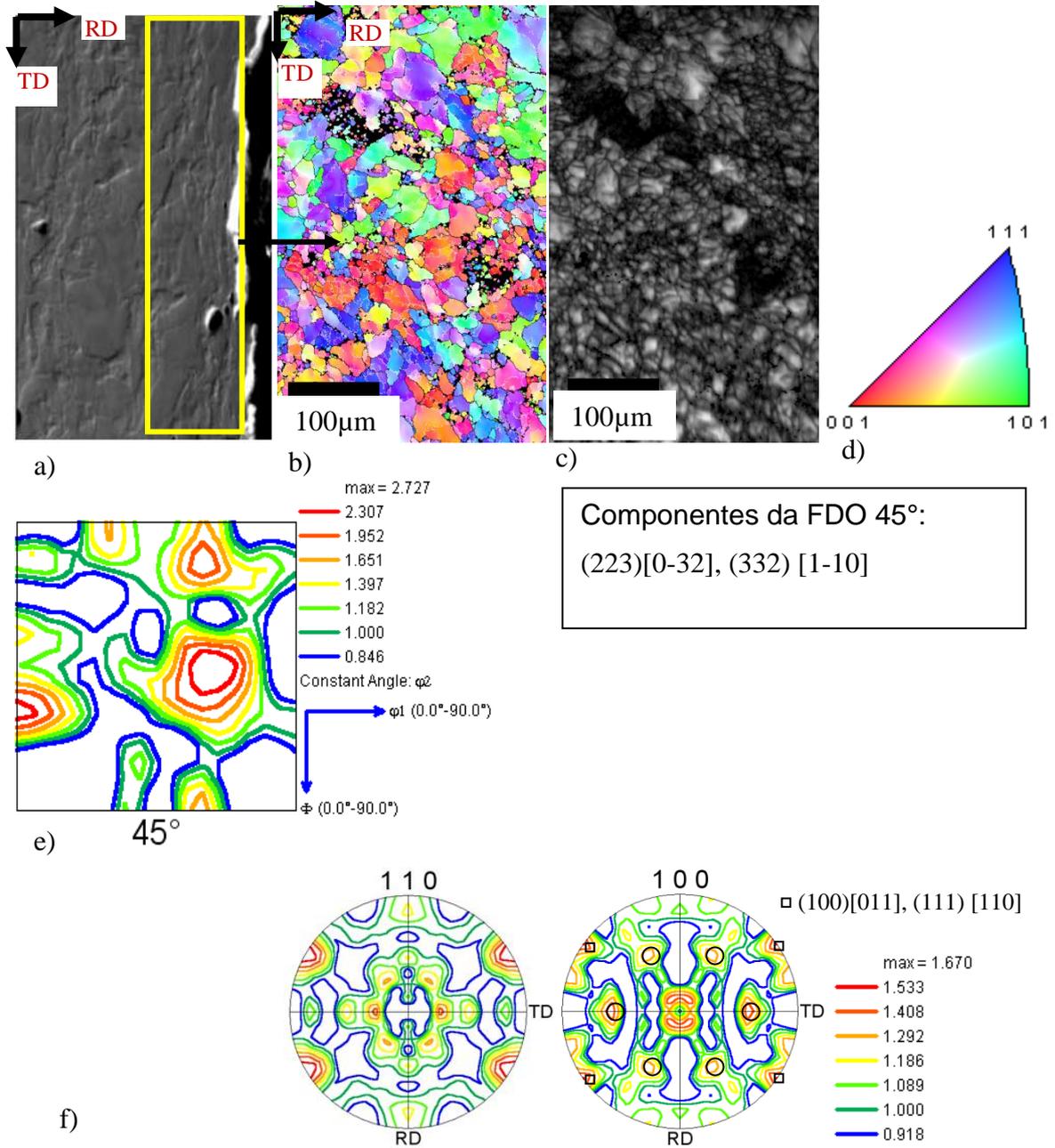


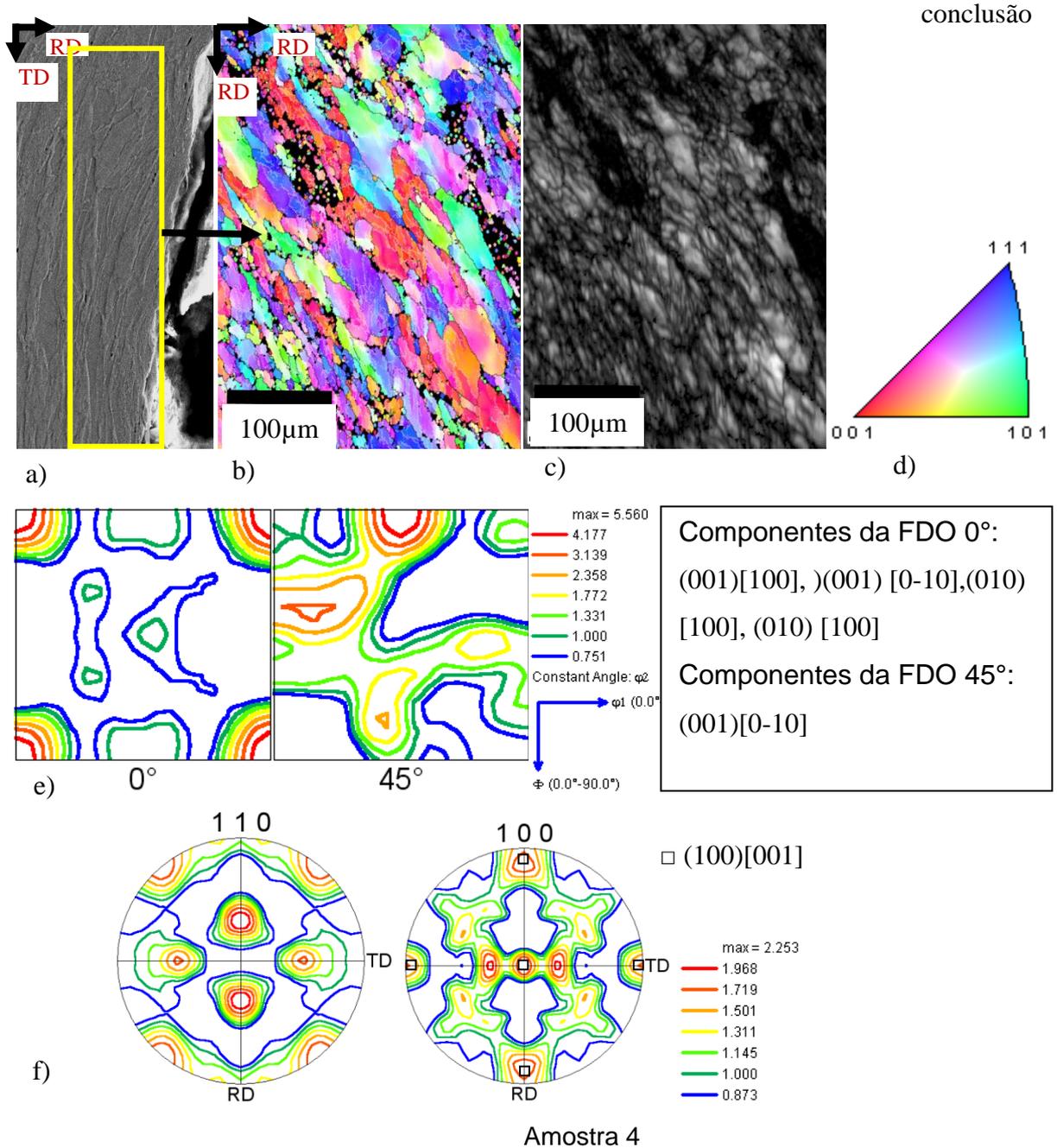
Figura 5. 36- Resultados de microtextura. a) local aproximado do local de realização das medidas; b) mapa de orientações; c) índice de qualidade; d) triângulo unitário para referência de cores; e) função distribuição de orientações (FDO) e suas principais componentes; f) figuras de polo para os planos (111) e (110).

continuação



Amostra 3

Figura 5. 36- Resultados de microtextura. a) local aproximado do local de realização das medidas; b) mapa de orientações; c) índice de qualidade; d) triângulo unitário para referência de cores; e) função distribuição de orientações (FDO) e suas principais componentes; f) figuras de polo para os planos (111) e (110).



Fonte: O autor

As figuras de polo da amostra 2 revelam a presença das principais famílias de orientações; $\{110\} \langle 100 \rangle$ e $\{113\} \langle 011 \rangle$, onde esta ultima orientação é conhecida por causar anisotropia nas propriedades mecânicas, e é decorrente da ferrita nucleada na austenita deformada. (87,88)

A amostra 3 foi retirada de um corpo de prova situado na região de transição dúctil frágil. O mapa de distribuições para a amostra 3 mostra uma distribuição randômica de tamanhos de grãos e a presença de orientações do tipo $\langle 100 \rangle$ (cor vermelha) à $\langle 111 \rangle$ (cor azul) e as duas principais componentes da FDO revelam as orientações; (223)[0-32] cuja intensidade é 2.7 TR e (332) [1-10] de intensidade 2.5 TR. Enquanto que a figura de polo do plano (100) apresenta a presença das orientações (111) [110] e (100)[011]. Onde a primeira orientação é uma componente da fibra γ proveniente da ferrita deformada e possui bom aspecto em relação a estampabilidade enquanto que a segunda é uma orientação indesejável, conhecida na literatura por favorecer a fratura frágil durante o processo de fratura gerando o fenômeno da delaminação, a presença desta orientação é decorrente da recristalização da austenita, a partir da orientação cubo ou (100)[001]. (33,87)

A amostra 4 foi retirada da região do patamar superior da curva de transição dúctil-frágil. O mapa de distribuição de orientações, neste caso mostra grãos alongados devido à flexão causada pela ruptura no impacto e a formação de uma subestrutura de deformação indicada pela elevada densidade de contornos de grão. Nota-se a predominância de grãos com orientações do tipo $\langle 100 \rangle$ (cor vermelha) à $\langle 111 \rangle$ (cor azul). As principais componentes da FDO para o ângulo $\Phi_2 = 0^\circ$ revelam a presença das orientações: (001)[100] com 5.6 TR de intensidade, (001) [0-10] com 5.4 TR, (010) [100] com 5.3 TR e (010) [001] TR cuja intensidade é 5.2 TR. E as principais componentes para o ângulo $\Phi_2 = 45^\circ$ revela a componente: (001)[0-10] com 5.6 TR de intensidade, (112)[4-61] e 3.2 TR de intensidade e (331) [2-33] cuja intensidade é 2.4 TR. As componentes de microtextura de maior intensidade neste caso, se enquadram nas famílias de orientações do tipo cubo: $\{100\}\langle 001 \rangle$ que é um componente originado da recristalização da austenita. (87)

A comparação entre os índices de qualidade das amostras analisadas mostra que a amostra retirada da região do patamar inferior da curva de transição teve o melhor índice de qualidade em virtude da menor quantidade de energia absorvida e, portanto esta amostra sofreu menor deformação. A amostra 2 que compreende à região do início da transição dúctil frágil também apresentou um bom índice de qualidade porém inferior ao obtido para a amostra 1. Já as amostras 3 e 4 retiradas da região de transição e do patamar dúctil respectivamente, apresentaram índice de qualidade inferior ao das amostras 1 e 2 tornando claro que quanto maior a energia absorvida no ensaio, maior a deformação sofrida pelo material. É importante ressaltar que esta comparação só é possível devido ao fato que o padrão de preparação foi o mesmo para todas as amostras.

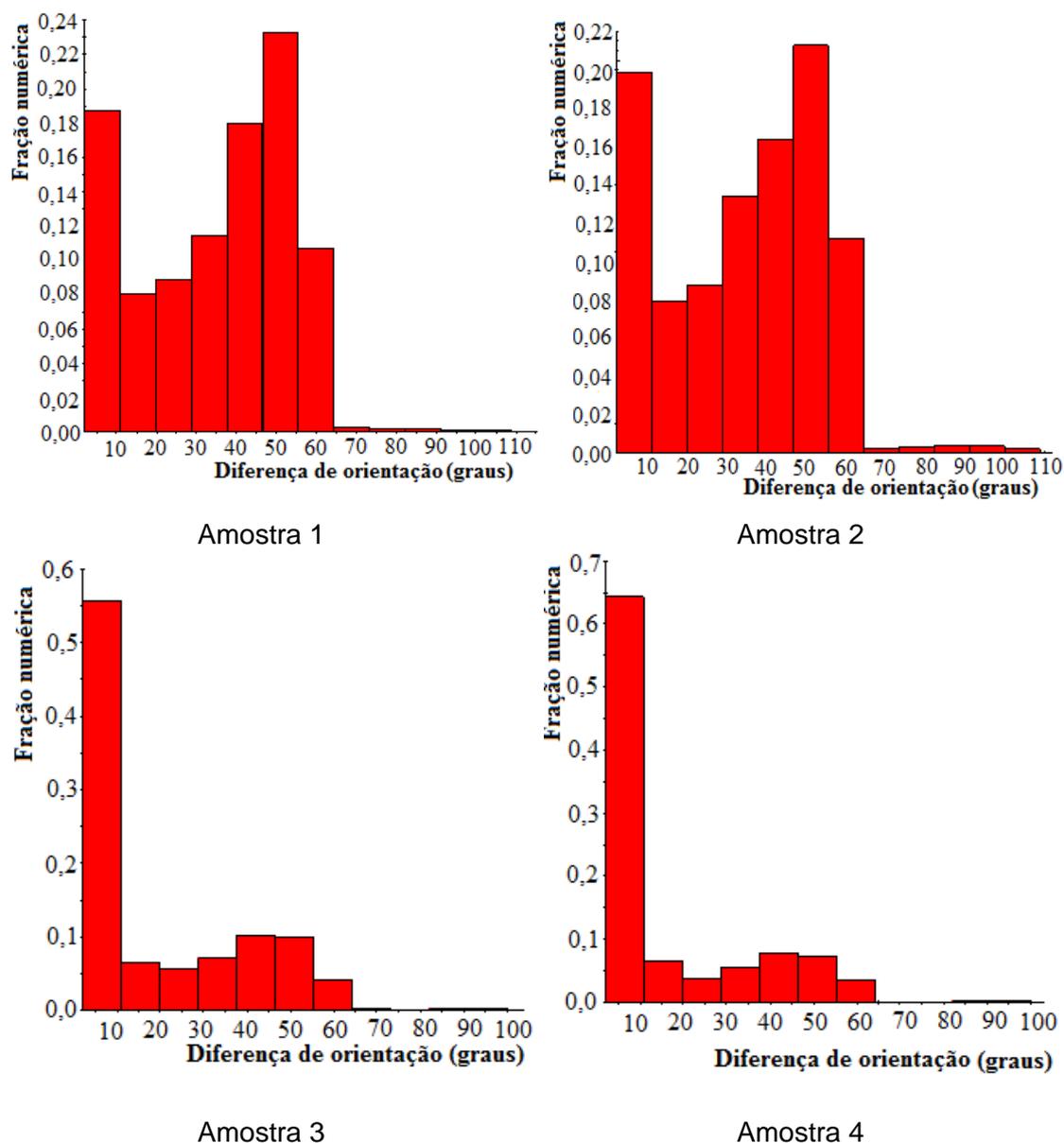
A figura 5.37 mostra o histograma de diferenças de orientações para as amostras 1,2,3 e 4 respectivamente. Nota-se que para a amostra 1, aproximadamente 19% dos grãos apresentaram contornos de ângulo abaixo de 10° caracterizando contornos de baixo ângulo, os demais grãos distribuem-se de 10° à 60° com aproximadamente 24% dos grãos apresentando contornos em torno de 50° , caracterizando desta forma contornos de alto ângulo. Na amostra 2, aproximadamente 20% dos grãos apresentaram contorno de ângulo abaixo de 10° e os demais grãos apresentam contornos de ângulo distribuídos entre 10° e 60° dos quais 22% são grãos com contornos de 50° . Já para a amostra 3, 55% dos grãos apresentam contorno de ângulo abaixo de 10° e os demais grãos com contornos de ângulo distribuídos entre 10° e 60° . Já a amostra 4 apresentou aproximadamente 65% dos grãos com contornos abaixo de 10° e os demais distribuídos entre 10° e 60° .

A explicação para tal diferença de comportamento é atribuída à geração de contornos de subestruturas durante a deformação no ensaio de impacto, uma vez que as amostras 1 e 2 absorveram durante o ensaio menores quantidades de energia, 4 e 57 Joules respectivamente estando desta forma, menos deformadas enquanto que, as amostra 3 e 4 absorveram 226 e 282 Joules estando desta forma, mais deformadas, o que torna plausível a criação de subcontornos formados por células de discordâncias as quais apresentam baixos ângulos de diferença de orientação. (52)

A análise dos contornos de ângulo além de fornecer características do estado após a deformação pode revelar aspectos do histórico de processamento do material. Quando a etapa de laminação final é realizada abaixo da temperatura de não recristalização da austenita T_{nr} cria-se bandas de deformação no interior dos grãos da austenita original nos quais a ferrita nucleia-se. Os novos grãos nucleados no interior dos grãos da austenita original possuem usualmente orientação cristalográfica similar, separada por contornos de baixos ângulos de diferença de orientação. Outro aspecto é que as diferentes variações da ferrita (ferrita acicular, ferrita poligonal, etc.) formadas no mesmo grão austenítico não podem ser relacionados por diferenças de orientações na faixa de 20° a 47° . Somente quando a ferrita forma-se em diferentes grãos austeníticos adjacentes é que as placas de ferrita podem exibir diferenças de orientação nesta faixa. (88) Tais evidências podem ser visualizadas para as amostras 1 e 2, as quais apresentam-se pouco deformadas e podem se aproximar das condições do material como recebido. Nota-se que ambas as amostras 1 e 2 apresentam nos gráficos de

desorientação, duas regiões de maior fração numérica, sendo uma delas para contornos de baixo ângulo (abaixo de 10°) e outra para contornos de alto ângulo em aproximadamente 50° .

Figura 5. 37- Resultados de mesotextura para as amostras 1,2,3 e 4, respectivamente



Fonte: O autor

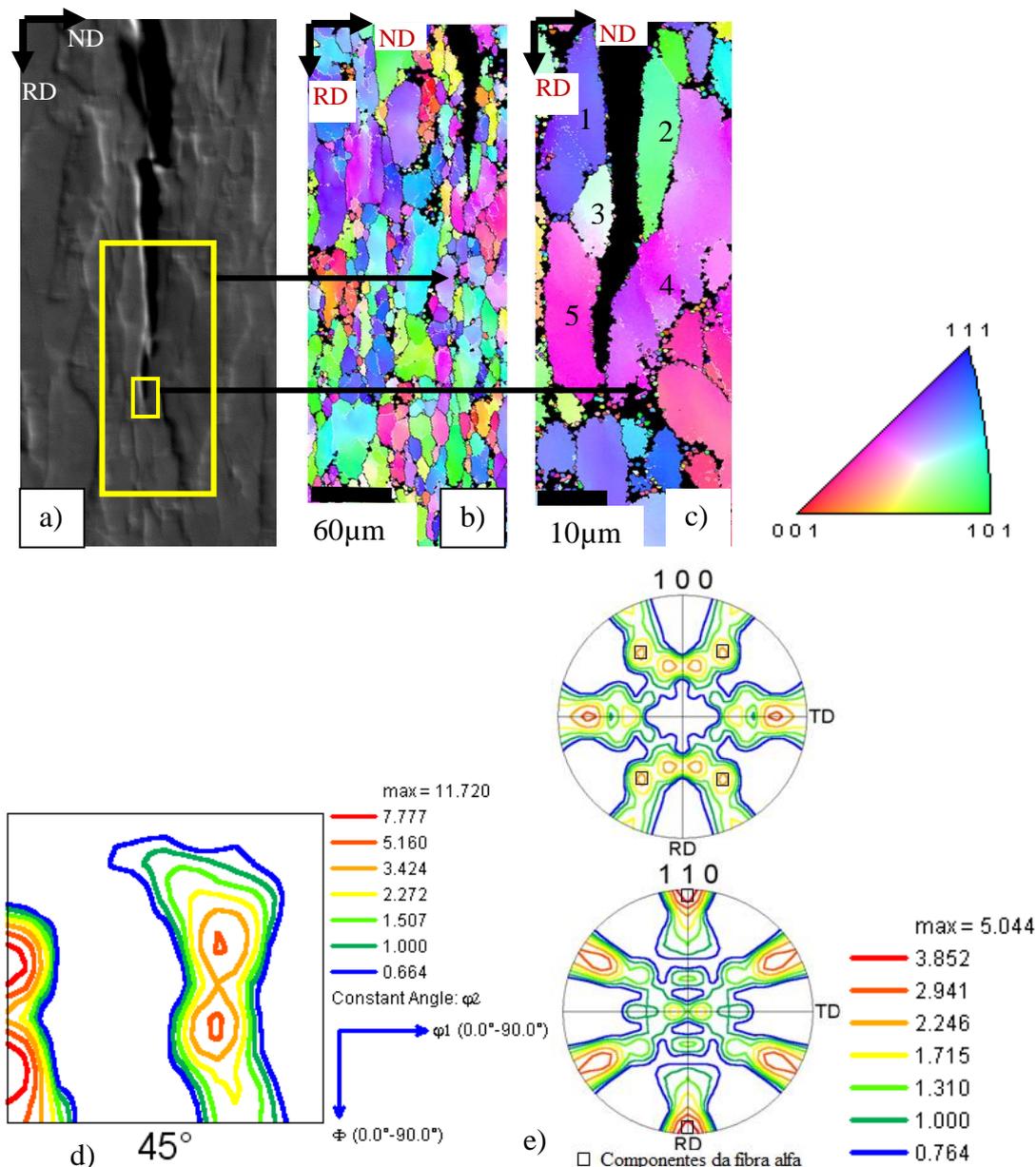
Quanto maior for a deformação plástica, mais GNBs são formados, diminuindo cada vez mais o tamanho médio dos blocos celulares (CBs). (51)

Do corpo de prova 3 foi retirada uma amostra conforme indicado na figura 4.6 a), a região de realização das medidas compreende aquela mostrada na figura 4.7 a), esta amostra,

mostra a região da trinca da delaminação do tipo trinca divisora, os resultados obtidos são mostrados na figura 5.38.

A figura 5.38 a) mostra uma imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura na região da trinca da delaminação do tipo trinca divisora, bem como o mapa de distribuição de orientações, a figura de polo inversa, a função de distribuição de orientação (FDO) para o ângulo de Bunge $\Phi_2=45^\circ$ e as figuras de polo para os planos (100) e (110). A quantificação da microtextura foi realizada pela técnica de EBSD, usando os seguintes parâmetros: No caso b) foi utilizado o *step size* de 1 micrometro e ampliação de 1000 X, no caso c) foi utilizado o *step size* de 3 micrometros e uma ampliação de 3000X.

Figura 5. 38- Microtextura na região próxima as bordas da trinca: a) região de varredura por MEV; b) e c) Mapas de distribuição de orientação e triângulo unitário de referência de cores; d) FDO; e) figuras de polo.



Fonte: O autor

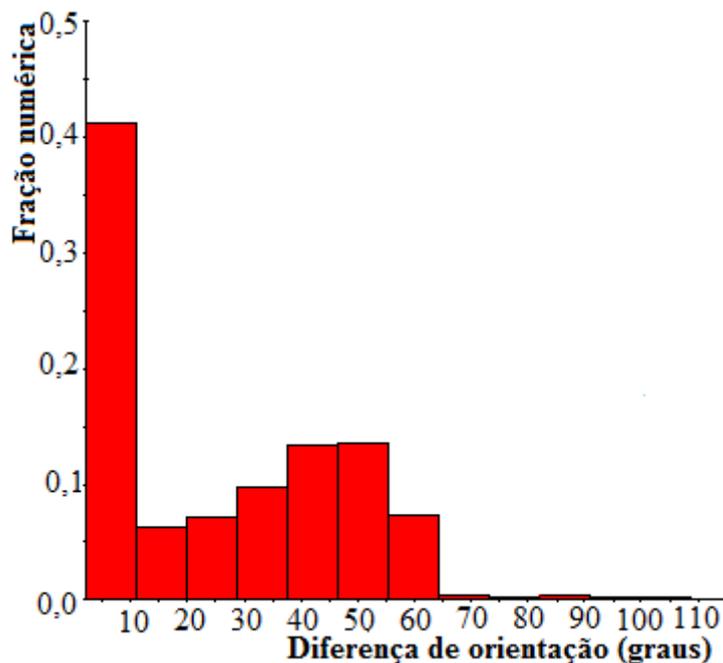
Nos mapas de orientações, observa-se a presença de regiões escuras, onde a maior região escura mostra a trinca originada pela formação da delaminação. Os demais pontos podem ser regiões constituídas de perlita, a qual apresenta lamelas muito finas (em torno de 200nm), conforme é mostrado na figura 5.6 d). Como a distância entre as lamelas é menor que o step size utilizado, a ocorrência da indexação dos planos cristalográfico para esta região não foi possível, resultando nestas regiões escuras. Outra explicação plausível é associada ao fato que o material em estudo estar deformado, o que pode contribuir para o acúmulo de

discordâncias nos contornos de grão, resultando em regiões não indexadas. Na figura 5.38 b), existe uma distribuição de tamanhos de grãos bastante heterogênea e a ausência de orientações do tipo $\langle 100 \rangle$. Enquanto na figura 5.38 c), na região de ocorrência da delaminação, é possível observar que a trinca se propaga no contorno de grão, caracterizando um mecanismo de fratura intergranular. Isto é confirmado pela separação de grãos com os componentes de textura $[111]||ND$ e $[101]||ND$ indicados pelos números 1 e 2 respectivamente. Os demais grãos indicados pela numeração 3 e 4 e 4 e 5 também foram separados por fratura intergranular.

É de conhecimento que a propagação intergranular ocorre principalmente através de contornos de alto ângulo, (8,89) dentro deste contexto a figura 5.39 mostra a distribuição de diferenças de orientação obtida por EBSD da região varrida na figura 5.38 b). Para a geração de dados estatísticos um par de pontos com desorientação maior que 2° foi considerado um contorno de grão. Esta figura mostra que aproximadamente 42% dos ângulos de diferença de orientação entre grãos adjacentes são menores que 10° (contornos de baixo ângulo) enquanto os outros 58% se distribuem randomicamente entre 10° e 110° , indicando contornos de grão de alto ângulo.

Para a geração de figuras de polos e FDO mostradas na figura 5.38 d) foi utilizado o mapa de orientações da figura 5.38 b) que oferece uma melhor precisão nas informações devido sua maior área de varredura. A FDO mostrada na figura 5.38 d), revela que as orientações apresentam componentes de fibra α , sendo elas: (221) [1-10], (223) [1-10], (112)[1-3-2] e (332)[023]. As figuras de polo mostradas na figura 5.38 e) confirmam a presença dos componentes de fibra α , identificados através da FDO.

Figura 5. 39- Diferença de orientação entre grãos adjacentes nas proximidades da delaminação



Fonte: O autor

Além disso, materiais com planos cristalográficos com orientação (100) alinhados na direção de laminação apresentam uma forte tendência à fratura por clivagem durante o impacto (7,8,31-34,85). Para identificar se neste caso ocorreu a separação dos planos (100) foi realizada a medida da microtextura na borda da superfície de fratura da separação causada pela delaminação. A amostra que compreende à tais medidas é a amostra 3 da figura 5.36.

Os resultados são aqueles mostrados na figura 5.36 para a amostra 3 onde as figuras de polo para o plano (100) mostram a presença das orientações (100) [011] e (111)[110]. A ocorrência de delaminações frequentemente é atribuída à presença de anisotropia plástica de estruturas bandeadas, tipicamente encontradas em aços produzidos por laminação controlada. Dentro deste contexto, os grãos em bandas deformadas são compostos por duas famílias, as quais podem ser amplamente classificadas nos tipos (111)[110] e (100)[011]. Assim sob aplicação de tensão as bandas com diferentes componentes de textura se comportam de maneira diferente, produzindo uma descontinuidade na deformação plástica nos contornos das bandas, que por fim leva a fratura intergranular. Entretanto, alguns estudos tem considerado que a anisotropia plástica entre as orientações (100)[011] e (111)[110] não é suficiente para gerar delaminações. Desse modo alguns trabalhos sugerem que a delaminação é uma fratura

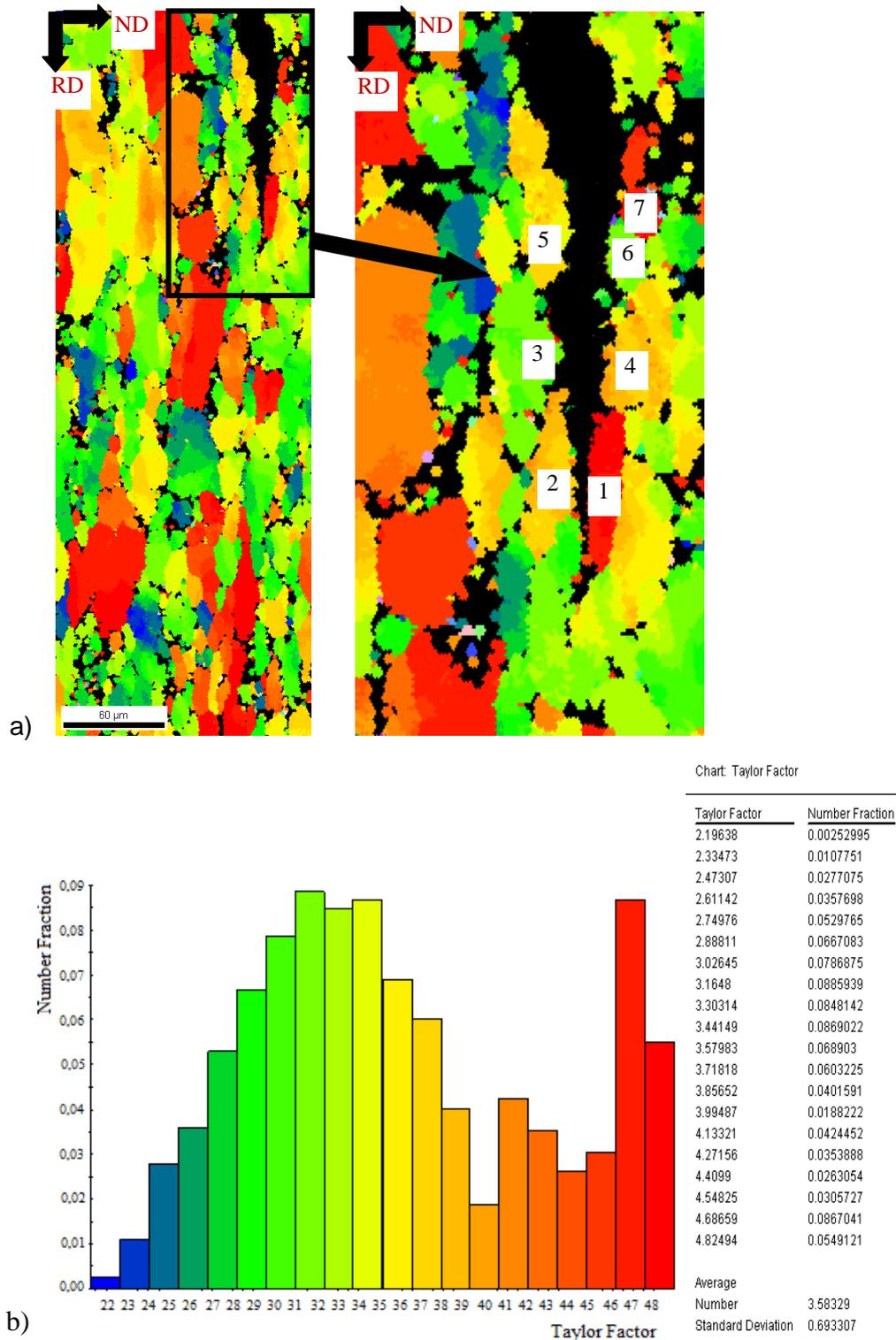
por clivagem, na qual a fratura inicia-se nas colônias de perlita e quando tais colônias são cercadas por grãos de ferrita deformados com orientações próximas a (100)[011], a trinca propaga-se rapidamente dentro dessas regiões causando delaminação. (87) Entretanto, no presente estudo ambas foram encontradas; a presença das orientações (100)[011] e (111)[110] identificadas na figura de polo para plano (100) da amostra 3 mostrada na figura 5.36 e a fratura frágil causada pela delaminação conforme mostrado nas figuras 5.33 c) e d). Desta forma é coerente supor que ambos fatores contribuem para formação de delaminações do tipo trinca divisora.

Como observado na Figura 5.38 c) a trinca gerada pela delaminação separou grãos com componentes de textura (111)||ND e (101)||ND. Desta forma é evidente que deveria observar-se neste caso a presença as componentes (111)||ND nas proximidades da separação originada pela delaminação, confirmando a separação de planos de ferrita. No entanto, a presença das orientações do tipo <100> também se faz presente, conforme é observado no mapa de distribuição de orientações da amostra 3 mostrado na figura 5.36. Porém, como se trata da microtextura, não se pode afirmar se esta é uma regra geral para a formação de delaminações no material em estudo.

A figura 5.40 mostra o mapa do fator de Taylor na região das bordas da trinca de delaminação mostrada na figura 5.38 b). O mapeamento mostrado na figura 5.40 a) mostra que a separação gerada pela propagação da trinca ocorre entre grãos com diferentes valores do fator de Taylor, indicando que a trinca propaga-se de modo intergranular. Os grãos 1 e 2 foram separados com valores do fator de Taylor em torno de 4.8 e 3.5 respectivamente. A mesma situação repete-se para os grãos 5 e 7. Além disso, os grãos 3 e 4 também foram separados por valores de fator de Taylor entre 3.0 e 3.6, a mesma situação ocorreu para os grãos 5 e 6. Nota-se que aproximadamente 57% dos grãos tem valores do fator de Taylor entre 2.9 e 3.6 e 27.61% dos grãos apresentam valores do fator de Taylor entre 4.1 e 4.8.

Esta diferença de valores de fator de Taylor entre grãos vizinhos gera incompatibilidades no processo de deformação plástica, favorecendo a fratura intergranular observada na delaminação do tipo trinca divisora.

Figura 5. 40- Mapeamento do fator de Taylor. a) Região de varredura, b) histograma das distribuições de fração numérica.



Fonte: O autor

Além disso, o grão 4, apresenta uma diferença de tonalidade, que significa que diferentes regiões (regiões ligeiramente escuras) o material sofreu maior deformação,

consequentemente maior valor do fator de Taylor, enquanto que em regiões mais claras o material sofreu menor deformação resultando em menor fator de Taylor. (51)

A figura 5.41 mostra o mapeamento do fator de Taylor da amostra 3 da figura 5.36, neste caso nota-se que aproximadamente 55% dos grãos apresentam valores do fator de Taylor entre 2.7 e 3.4, enquanto que 14% dos grãos apresentam valores do fator de Taylor entre 4.07 e 4.76, assim esta amostra apresentou menor fração numérica de grãos com valores do fator de Taylor entre 4.1 e 4.8 quando comparada com a amostra analisada na figura 5.40, este resultado está dentro do esperado, uma vez que o mecanismo causador da delaminação é frágil. (87)

Figura 5. 41- Mapeamento do fator de Taylor: a) mapa da região de varredura; mapa de distribuição de orientações e triângulo unitário para referência de cores ; c) histograma das distribuições de fração numérica. continua

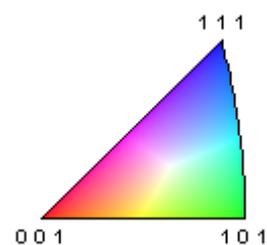
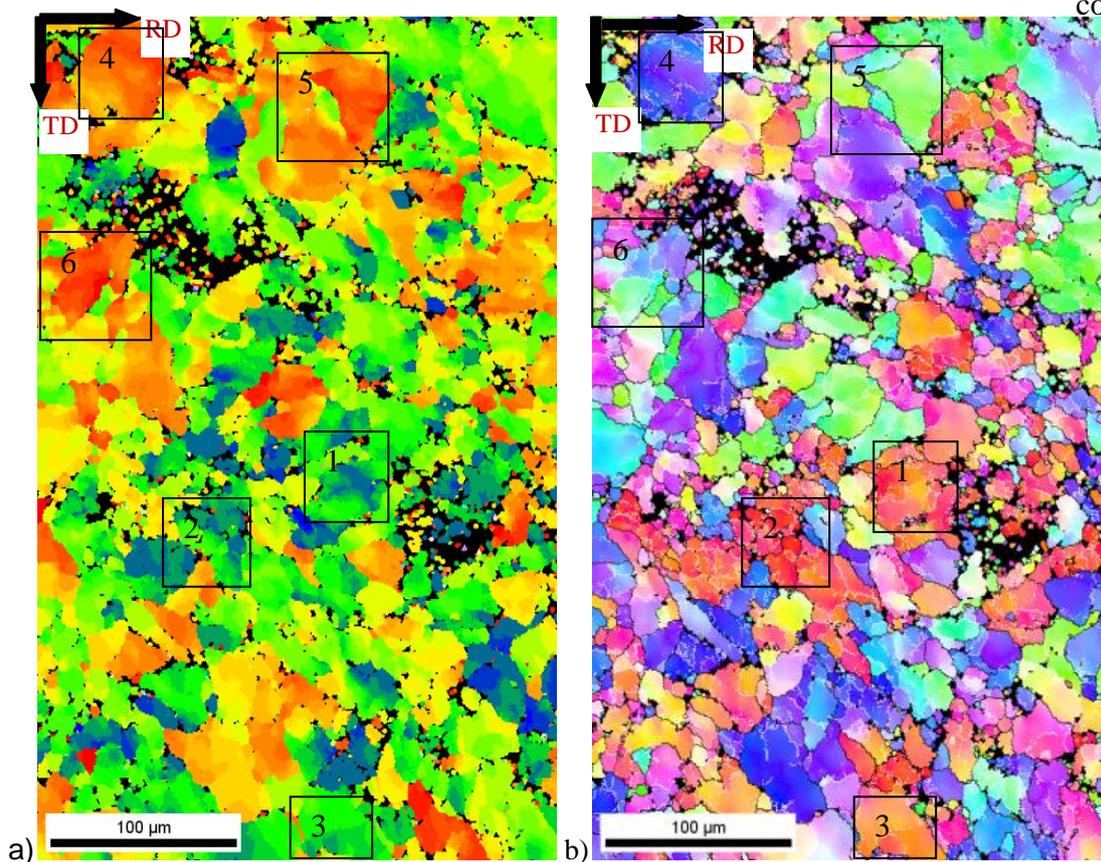
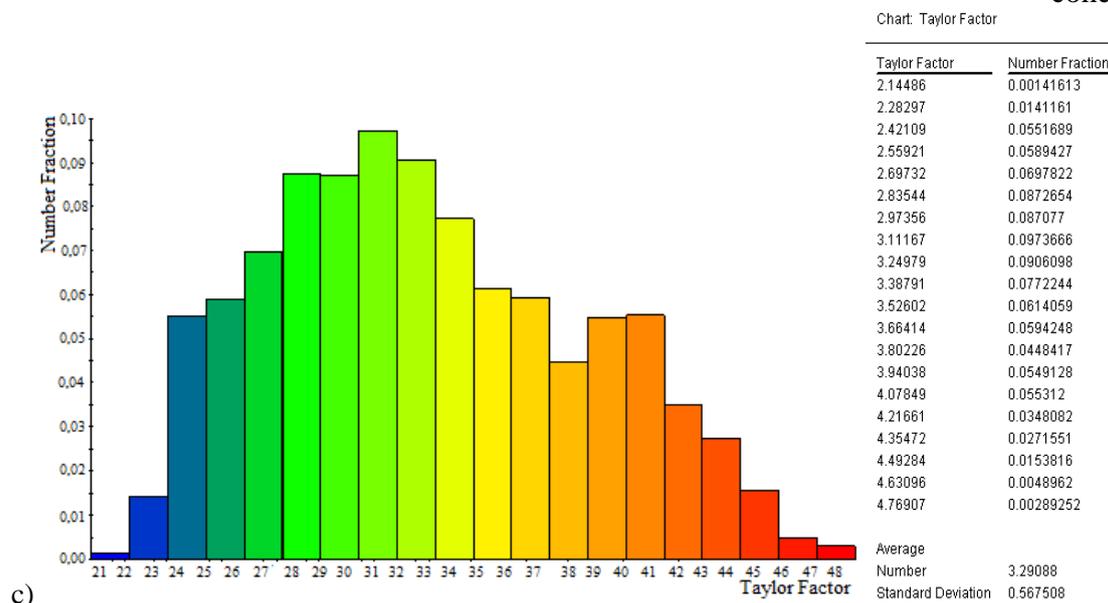


Figura 5. 41- Mapeamento do fator de Taylor: a) mapa da região de varredura; mapa de distribuição de orientações e triângulo unitário para referência de cores ; c) histograma das distribuições de fração numérica. conclusão



Fonte: O autor

A energia armazenada em aços de baixo carbono varia conforme a sequência: $E_{(110)} > E_{(111)} > E_{(211)} > E_{(100)}$.(43) Então uma comparação pode ser realizada entre as regiões numeradas por 1, 2 e 3 nas figuras 5.41 a) e 5.41 b), onde é observada a presença de orientações do tipo $\langle 100 \rangle$ e os valores do fator de Taylor próximos a 2.7 nas respectivas regiões. Conseqüentemente nestas regiões uma menor quantidade de energia foi absorvida durante o processamento do material e durante a fratura. Enquanto que, nas regiões numeradas por 4, 5 e 6 das mesmas figuras mostra uma predominância das orientações do tipo $\langle 111 \rangle$ e valores do fator de Taylor próximos a 4.5. No entanto a fração numérica de grãos com este valor de fatores de Taylor é baixa (aproximadamente 1.53).

6 CONCLUSÕES

O aço API 5L X70 apresentou uma microestrutura com bandeamento de ferrita e perlita. A direção transversal à laminação apresentou propriedades de tração superior em relação à direção longitudinal à laminação.

Corpos de prova de ensaio de impacto com orientação L-T, absorveram mais energia que corpos de prova com orientação T-L. A temperatura de transição dúctil-frágil relatada ficou abaixo de -8°C . Foi observado o maior patamar superior de energia para a orientação L-T, bem como a menor faixa de valores de temperatura de transição dúctil frágil para esta mesma direção.

A tenacidade à fratura dinâmica J_{Id} , a apresentou maiores valores para corpos de prova com orientação L-T. Também foi observada a tendência de aumento dos valores de J_{Id} com o aumento de temperatura. Foram calculados os valores do fator de intensidade de tensão K_{Id} , os quais apresentaram valores próximos para as orientações L-T e T-L e uma leve tendência a diminuir com o aumento da temperatura.

Foram observados dois tipos de delaminações durante o processo de fratura, a delaminação do tipo trinca confinada e a delaminação do tipo trinca divisora. As delaminações do tipo trinca confinada tendem a aumentar o patamar superior de energia durante o ensaio de impacto e ambos os tipo de delaminações tendem a desaparecer com a diminuição da temperatura.

O aspecto das delaminações do tipo trinca divisora varia com a orientação do corpo de prova, corpos de prova com orientação L-T apresentam a formação de um sistema de delaminações em menor número com a formação de uma delaminação central mais pronunciada enquanto que corpos de prova com orientação T-L apresentam um sistema de delaminações em maior número e menor profundidade. Resultados obtidos por MEV e microscopia ótica mostram que o bandeamento microestrutural junto com grãos de ferrita alongados e inclusões não metálicas alinhadas na direção de laminação podem ser os principais responsáveis para a formação de delaminações do tipo divisora.

A amostra da região do patamar inferior da curva de transição dúctil-frágil apresentou como principal componente da FDO a orientação: (113) [1-10], a qual é proveniente da transformação de fase sendo originada da orientação {112}[111] presente na austenita deformada. A amostra da região do início da transição dúctil frágil apresentou como principais componentes da FDO as orientações {110}<001> provenientes do cisalhamento causado na laminação da ferrita na região intercrítica. A região de transição dúctil frágil apresentou como principal componente de microtextura a orientação: (223)[0-32] enquanto que as figuras de polo apresentam a presença das orientações (111) [110] e (100)[011]. Onde a primeira orientação é uma componente da fibra γ proveniente da ferrita deformada e a segunda é decorrente da recristalização da austenita, a partir da orientação cubo ou (100)[001]. A região do patamar superior apresentou famílias de orientações do tipo cubo: {100}<001> que é um componente originado da recristalização da austenita.

Desta forma, as principais componentes de microtextura obtidas são aquelas encontradas durante o processo de transformação de fases, e de recristalização, enquanto que os componentes de menor intensidade encontram-se com algumas variações dos componentes conhecidos na literatura, que possivelmente foram rotacionados devido à deformação na fratura.

Os resultados de mesotextura mostram que à medida que aumenta-se a energia absorvida na zona de transição dúctil frágil da qual foram retiradas amostras, tende a aumentar a concentração de grãos contorno de baixo ângulo, o que indica a geração de configurações de baixa energia, tais como blocos celulares e contornos geometricamente necessários (GNBs).

A microtextura nas bordas da delaminação mostra que o modo de propagação de uma trinca gerada por uma delaminação do tipo trinca divisora é intergranular e foram observadas a presença das orientações do tipo <100> na região, que mostra a separação causada pela delaminação (parte interna da delaminação).

O mapeamento do fator de Taylor indicou que a ocorrência de fratura intergranular na delaminação é dada por alguma incompatibilidade de deformação plástica que ocorre em grãos separados por diferentes valores de fator de Taylor. Além disso, foi observada a variação do fator de Taylor com a orientação cristalográfica, mostrando que certas orientações acomodam maior quantidade de deformação.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Sugere-se como trabalhos futuros, a realização da macrotextura do aço API 5L X70 para fins de comparação com os resultados de microtextura obtidos. Bem como a investigação microestrutural por Microscopia Ótica e por Microscopia Eletrônica de Varredura, e a caracterização da microtextura por EBSD, na região frente à trinca propagada por uma delaminação do tipo trinca confinada.

Além disso, sugere-se também a realização do ensaio de impacto Charpy instrumentado na condição do material recozido para comparação dos resultados obtidos na condição “como recebido” analisada no presente trabalho.

8 REFERÊNCIAS

- (1) ESTADOS UNIDOS, American Petroleum Institute: **Specification for Line Pipe steel API 5L**. 42^a Edição. New York, 2001.
- (2) BEIDOKHTI, B.; KOUKABI, A. H.; DOLATI, A.; HE, P. The Change in the Chemical Composition and Toughness of API 5L X70 Welds by Addition of Titanium. **International Journal of Modern Physics B**. China, v. 23, n.6, p. 1209-1216, 2009.
- (3) SHANMUGAM, P.; PATHAK, S.D. Some studies on the impact behavior of banded microalloyed steel. **Engineering fracture mechanics**. India, v. 53, p. 991-1005, 1996.
- (4) KOO, J. Y.; LUTON, M. J.; BANGARU, N. V.; FAIRCHILD, D. P. PETERSEN, C. W.; ASAH, H.; HARA, T.; TERADA, Y.; SUGIYAMA, M.; TAMEHIRO, H.; KOMIZO, Y.; OKAGUCHI, S.; HAMADA, M.; YAMAMOTO, A.; TAKEUCHI, I. Metallurgical design of Ultra-High Strength steels for Gas Pipelines. In: PROCEEDINGS OF THE THIRTEENTH INTERNATIONAL OFFSHORE AND POLAR ENGINEERING CONFERENCE. 2003, Honolulu, **Anais**, Hawaii: Copyright ©, 2003, p. 10-18.
- (5) HWANG, B.; KIM, Y. MIN.; LEE, S.; KIM, N. J. AHN, S. S. Correlation of Microstructure and Fracture Properties of API X70 Pipeline Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**. v. 36A, p. 725-739, mar. 2005.
- (6) SHIN, S.Y.; WOO, K. JE.; HWANG, B.; SANGHO, K.; LEE, S. Fracture-Toughness Analysis in Transition Temperature Region of Three American Petroleum Institute X70 and X80 Pipeline Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**. v. 40 A, p. 867-876, abr. 2009.
- (7) JOO, M.S.; SUH, D.W.; BAE, J.H.; BHADSHIA, H.K.D.H. Role of delamination and crystallography on anisotropy of Charpy toughness in API-X80 steel. **Materials Science and Engineering A**, v.546, p. 314-322, mar. 2012.
- (8) YU, H.; Influences of microstructure and texture on crack propagation path of X70 acicular ferrite pipeline steel. **Journal of University of Science and Technology Beijing**, v.15, n. 6, p. 683-687, 2008.
- (9) Transporte dutoviario. Disponível em: <http://www2.dbd.puc-rio.br/pergamum/tesesabertas/0311068_05_cap_03.pdf> Acesso em: 10 jan. 2012.
- (10) FRANCISCO, Julio Cesar de. **Avaliação da tenacidade à fratura do aço API 5L X70 utilizado na fabricação de dutos transportadores de gás de petróleo**. 2009,192 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade de São Paulo. São Carlos, 2009.
- (11) TOFFOLO, Rodrigo. **Estudo comparativo dos aços microligados API-5L-X60 e API-5L-X70, usados para a confecção de tubos, quanto à tenacidade à fratura**. 2008, 191 f.

Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Ouro Preto. Ouro Preto, 2008.

(12) CARVALHO, Maurício de. **Determinação experimental da tenacidade à fratura termicamente afetada de junta de aço API 5L X80**. 2009, 113f. Tese (Doutorado em Engenharia) – Universidade de São Paulo. São Paulo, 2009.

(13) TELLES, Silva. **Tubulações Industriais - Materiais e Projeto** 10. ed. São Paulo: LTC, 2001.

(14) MATRIZ do transporte de cargas no Brasil. Disponível em: <http://www2.dbd.puc-rio.br/pergamum/tesesabertas/0521598_09_cap_02.pdf> Acessado em: 10 jan. 2012.

(15) ESTADOS UNIDOS. **United States Steel: The making, shaping and treating of steels**. 7.ed. New York: United States Steel, 1957.

(16) CALLISTER JR., W. D. **Fundamentals of Materials Science and Engineering**. 5. ed. New York: John Wiley & Sons, Inc, 2001.

(17) INÍCIO do emprego do gás no Brasil. Disponível em: <<http://www.tbg.com.br/portalTBGWeb/tbg.portal?nfpb=true&pageLabel=pgHistoriaGasBrasil>>. Acesso em: 26 jan. de 2012.

(18) HIPERT, Eduardo. **Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API X70 e aplicação de curvas de resistência J-Δa para previsão de colapsos em dutos**. 2004, 167 f. Tese (Doutorado em Engenharia) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo, 2004.

(19) GASODUTO Bolívia – Brasil, informações técnicas do lado brasileiro. Disponível em: <<http://www.ideosfera.ggf.br/wp-content/uploads/2011/07/TGB-Transportadora-Brasileira-Gasoduto-Bol%C3%ADvia-Brasil-S.A.pdf>>. Acesso em: 26 jan. 2012.

(20) BELTRÃO, M. A. N. **Propagação de trincas de fadiga em juntas soldadas longitudinais de aços para dutos da classe API 5L X 70**. 2005, 106 f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2005.

(21) EFEITO da espessura e da microestrutura do corpo de prova sobre as propriedades mecânicas de juntas soldadas de tubulações de aço para plataforma marítima. Disponível em: <<http://dc260.4shared.com/doc/1-p-Q5ix/preview.html>>. Acesso em: 11 dez. 2012.

(22) AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals Handbook Vol. 1: Properties and Selection**. High-strength structural and high-strength -alloy steels. 10. ed. Ohio: Metals Park (ASM), 1990.

(23) ORDÓÑEZ, R. E. C. **Soldagem e caracterização das propriedades mecânicas de dutos de aços API 5L X80 com diferentes arames tubulares**. 2004, 111 f. Dissertação

(Mestrado em engenharia mecânica) – Faculdade de Engenharia mecânica da Universidade Estadual de Campinas. Campinas, 2004.

(24) SANT'ANNA, P. C. **Influência de tratamentos térmicos intercríticos na microestrutura e propriedades mecânicas do aço API 5L X65.** 2006, 147 f. Tese (Doutorado em Engenharia mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2006.

(25) HONEYCOMBRE, R.W.K. **Aços Microestrutura e Propriedades.** 1. ed. London: Edward Arnold (Publishers).

(26) GORNI, A.A.; DA SILVEIRA, J.H.D.; DE SOUZA REIS, J.S. Metalurgia dos aços microligados usados na fabricação de tubos soldados com grande diâmetro. **Corte & conformação de metais.** p. 50-63, mar. 2010.

(27) PLAUT, R.L.; GORNI, A. A.; NAKASHIMA, J. T.; PEREIRA, M. M. SILVEIRA, J.H.D. Estudo das propriedades mecânicas do aço API 5L X70 produzido por laminação controlada. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração.** São Paulo, v. 6, n. 1, p. 7-12, jul.-set. 2009.

(28) HWANG, B.; KIM, Y. G.; LEE, S.; KIM, Y. M.; KIM, N. J.; YOO, J.Y. Effective Grain Size and Charpy Impact Properties of High-Toughness X70 Pipeline Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A.** v. 36A, p. 2107-2114, ago. 2005.

(29) GUO, W.; DONG, H.; LU, M.; ZHAO, X. The coupled effects of thickness and delamination on cracking resistance of X70 pipeline steel. **International Journal of Pressure Vessels and Piping.** China, v. 79, n. 6, p. 403 – 412, abr. 2002.

(30) CHAWLA, K. K. The phenomenon of separations in microalloyed controlrolled pipeline steels. In: MAY, I. L.; MONTEIRO, S.N. **Fracture prevention energy and transport systems.** Warley.

(31) YAN, W.; SHA, W.; ZHU, L.; WANG, W.; SHAN, Y.; YANG, K. Delamination Fracture Related to Tempering in a High-Strength Low-Alloy Steel **Metallurgical and materials transactions A,** v. 41 A, p. 149-161, jan. 2010.

(32) INOUE, T.; YIN, F.; KIMURA, Y. TSUZAKI, K.; OCHIAI, S.; Delamination effect on impact properties of ultrafine-grained low carbon steel processed by warm caliber rolling. **Metallurgical and materials transactions A,** v. 41, p. 341-355, fev. 2009.

(33) BACZYNSKI, G. J.; JONAS, J.J.; COLLINS, L. E.; 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, dez. 1999.

(34) VERDEJA, J. I. ASENSIO, J. PERO-SANZ, J. A. Texture, formability, lamellar tearing and HIC susceptibility of ferritic and low carbon steels. **Materials characterization,** v. 50, p. 81-86, jun. 2003.

- (35) JAFARI,M.; KIMURA, J.; TSUZAKI,K. Enhancement of upper shelf energy through delamination fracture in 0,05 pct P doped High Strength steel. **Metallurgical and materials transactions A**, v. 43A, p. 2453-2465, jul. 2012.
- (36) MARTINS, Juliana de. **Evolução da microestrutura e da textura durante o processamento de chapas da liga Al-Mn-Fe-Si (3003) produzidas por lingotamento contínuo: Um estudo comparativo com o processo semi-contínuo**. 2005, 171 f. Tese (Doutorado em Engenharia) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2005.
- (37) VIANA, C. S. C.; PAULA, A. S. Textura de Deformação. In: **Textura e relações de orientação: deformação plástica, recristalização, crescimento de grão**. 2. ed. São Paulo: IPEN, 2003, p. 35-53.
- (38) MARLEY, Carlos de. **Influência da deformação e do tratamento térmico na textura cristalográfica de um aço inoxidável duplex**. 2008, 136 f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2008.
- (39) PADILHA, A. F.; SICILIANO, F. J. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. 2. ed. São Paulo: Édile Serviços Graficos e Editora LTDA, 1996.
- (40) SUWAS, S.; GURAO, N. P.; Crystallographic texture in materials. **Journal of the Indian Institute of Science**. v. 88, n. 2, p. 151–177, abr./jun. 2008.
- (41) BHADESHIA, H. K. D. H.; ABREU, H.; KUNDU, S. Calculation of Crystallographic Texture due to Displacive Transformations. **International Journal of Materials Research**. India, v.99, p.342-346, 2008.
- (42) HALDAR,H.; SUWAS, S.; BHATTACHARJEE, D. **Microstructure and Texture in Steels and Other Materials**. 1. ed. India: Springer, 2008.
- (43) HUMPHREYS, F. J.; HATHERLYIM, M. **Recrystallization and related annealing phenomena**. 2. ed. Kidlington: Elsevier Ltd, 2004.
- (44) VIANA, C.S.C.; LOPES, A.M. Texturas de transformação em aços. In: **Textura e Relações de Orientação**, A.P. Tschiptschin et al.1 ed. São Paulo: EPUSP, 2001, p.23-37.
- (45) BHADESHIA, H. K. D. H. Problems in the calculation of transformation texture in steels. **ISIJ International**. Cambridge, v. 50, n.11, p. 1517-1522, jul. 2010.
- (46) SCHWARTZ, A.; KUMAR, M.; ADAMS, B. L.; FIELD, D. P. **Electron Back Scatter Diffraction in Materials Science**. 2. ed. USA: Springer, 2009.
- (47) MARTINS, J. P.; PADILHA, A. F. Caracterização da liga comercial de alumínio 3003 produzida por fundição contínua de chapas (“twin roll caster”) – textura cristalográfica. **Metalurgia & Materiais**. Ouro Preto, v. 60, n.3, p. 565-569, Jul./ set. 2007.

- (48) HUPALO, Marcio. **Estudos de encruamento, recristalização e textura na superliga INCOLOY MA 956**. 2003, 134f. Tese (Doutorado em Engenharia) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2003.
- (49) ENGLER, O.; RANDLE, V. **Introduction to texture analysis: Macrotecture, Microtexture and Orientation mapping**. 2.ed. London: CRC Press, 2010.
- (50) HANSEN, N. Polycrystalline Strengthening. **METALLURGICAL TRANSACTIONS A**. v.16 A, p. 2167-2190, dez. 1985.
- (51) KESTENBACH, J. H. Estudos de textura no microscópio eletrônico de transmissão. In: **Textura e Relações de Orientação**. 1. ed. São Paulo: EPUSP, 2001, p. 273-295.
- (52) LIU, Q.; HANSEN, N. Geometrically necessary boundaries and incidental dislocation boundaries formed during cold deformation. **Scripta Metallurgica et Materialia**. v. 32, n. 8, p. 1289-1295, out. 1995.
- (53) HANSEN, H. Microstructural evolution during forming of metals. **Journal of Materials Science and Technology**. v. 17, n. 4, p. 409-412, 2000.
- (54) Viana, C.S.C. e Paula, A.S. Texturas de deformação. In: II workshop sobre Textura e Relações de Orientação: deformação plástica, recristalização e crescimento de grão. **Textura e Relações de Orientação** “deformação plástica, recristalização, crescimento de grão”. 2. ed. São Paulo: TWA Studio Gráfico, 2003. p. 35-54.
- (55) CASTRO, S.F.; GALLEGO, J. LANDGRAF, KESTENBACH, H.J. Estudo da laminação de encruamento em aços elétricos semi-processados: correlação como os fatores de Taylor. In: 60° CONGRESSO ANUAL DA ABM, 60°, 2005, Belo Horizonte. **Anais**, Belo Horizonte, p.9, 2005.
- (56) LUCENA, S. E. de. Instrumentação com um microcontrolador PIC16F877 de uma máquina de ensaio Charpy. **Revista de Ciências Exatas**, Taubaté, v.13, n.1, p.33-37, 2007.
- (57) SOUZA, S. A. de. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos. Fundamentos teóricos e práticos**. 5. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1982.
- (58) ROSSOL, A.; BERDIN, C.; PRIOUL, C. Determination of the Fracture of a Low Alloy Steel by the Instrumented Charpy Impact Test. **International journal of fracture**. v.115, p. 205-225, ago. 2001.
- (59) NOGUEIRA, Fabiano da. **A influencia do raio da ponta do entalhe, do tipo de carregamento, e da microestrutura no processo à fratura do aço estrutural ABNT- 4340**. 2006, 156 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira da Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2006.
- (60) ELISEI, Cristina de. **Caracterização mecânica e microestrutural de um aço de baixo carbono**. 2008, 188 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá, 2008.

- (61) LUCENA, S. E. de.; MARTINS, S. M. **Instrumentação de um pêndulo de impacto Charpy**. In: 17º CBECIMat, 2006, Foz do Iguaçu – PR.
- (62) BROECK, D. **ASM handbook: Failure analysis and prevention: Failure analysis and fracture Mechanics**. 9.ed. Ohio.
- (63) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials: ASTM E-23**. New York: ASTM International, 2002.
- (64) DIETER, G.E. **Metalurgia Mecânica**. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981.
- (65) TVERGAARD, T.; NEEDLEMAN, A. An analysis of the temperature and rate dependence of Charpy a high nitrogen steel. **International journal of fracture**. v. 37, p. 197-215, jan. 1988.
- (66) ALEXOPOULOS, N. D.; STYLIANOS, A. Impact mechanical behaviour of Al-7Si-Mg (A357) cast aluminum alloy. O effect of artificial aging. **Materials Science and Engineering A**. Greece, v. 528, p. 6303-6312, abr./mai. 2011.
- (67) ROSSOL, A.; BERDIN, C.; FORGET, P.; PRIOUL, C.; MARINI, B. Mechanical aspects of the Charpy impact test. **Nuclear Engineering Design**. n.188, p. 217-229, jun. 1999.
- (68) HASHEMI, S.H. Apportion of Charpy energy in API 5L grade x70 pipeline steel. **International Journal of Pressure Vessels an Piping**. Birjand, v.85, p. 879-884, abr. 2008.
- (69) VIEHRIG, H. W.; BOEHMERT, J.; DZUGAN, J. Use of Charpy Instrumented Impact Test for the Determination of Fracture Toughness Values. In: **Charpy to Present Impact Testing**. Germany: Elsevier Science LTD. And ESIS, 2002, 245-252.
- (70) LUCON, E. On the Effectiveness of the Dynamic Force Adjustment for Reducing the Scatter of Instrumented Charpy results. **Open report**. Belgium, v. 1059, p. 1-13, jun./ago. 2008.
- (71) HAUSILD, P.; BERDIN, C.; BOMPARD, P. Prediction of cleavage fracture for a low-alloy steel in the ductile-to-brittle transition temperature range. **Materials Science Engineering A**. v.391, p. 188-197, 2005.
- (72) LUNA, S.; FERNÁNDEZ SÁEZ, J.; PERES-CASTELLANOS, J.L.; NAVARRO.C.; An analysis of the static and dynamic fracture behavior of a pipeline steel. **International Journal of Pressure Vessels an Piping**. Madrid, v.11, p. 691- 696, out. 2000.
- (73) CORREA, C. A.; YAMAKAWA, R. S.; HAGE, E.J. Determinação da Temperatura de Transição Dúctil-Frágil de Plásticos Através de Testes de Impacto Instrumentado. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**. São Carlos, p. 76-84, jan./mar. 1999.

- (74) FIGUEIREDO, Kléber de. **Aplicação do ensaio de impacto Charpy instrumentado no estudo da tenacidade à fratura dinâmica nas soldas a arco submerso em aços para caldeiras**. 2004, 129 f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Universidade de São Paulo. São Carlos, 2004.
- (75) KRUGER, Eduardo. **Implementação da norma ISO 14.556 para instrumentação do Ensaio Charpy convencional e comparação com nova metodologia proposta**. 2003, 131 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira da Universidade Estadual Paulista. Ilha Solteira, 2003.
- (76) PASCHOALOTTO, L. A.; MOREIRA, R.F.; TOKIMATSU, R.C.; FERREIRA, I. Análise dos sinais obtidos do martelo e do corpo de prova durante carregamento por impacto de um ensaio Charpy. In: 8º CONGRESSO IBEROAMERICANO DE ENGENHARIA MECÂNICA. 8, 2007, **Anais**, Cusco, 2007.
- (77) ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics**. 2. ed. Texas: CRC Press, 1994.
- (78) FEDELINSKI, P.; ALIABADI, M. H.; ROOKE, D. P. Boundary elements formulation of the analysis of the dynamic fracture of cracked structures. **Engineering analysis with boundary elements**. Great Britain, v.17, p. 45-56, 1996.
- (79) ANGAMUTHU, K.; GUHA, B.; ACHAR, D.R.G. Investigation of dynamic fracture toughness (J_{Id}) behavior of strength mis-matched Q & T steel weldments using instrumented Charpy impact testing. **Engineering fracture mechanics**. India, v. 64, p. 417-432, Ago. 2009.
- (80) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials: ASTM E8**. New York: ASTM International, 2002.
- (81) GARCIA, A.; SPIM, J. A.; DOS SANTOS, C. A. **Ensaio dos materiais**. 1. ed. Campinas: LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S. A. 1999.
- (82) THOMPSON S.W.; HOWELL, P.R. Factors influencing ferrite/perlite banding and origin of large pearlite nodules in a hypoeutectoid plate steel. **Materials science and Technology** v.8, p. 777-784. set. 1992.
- (83) BHADESHIA, H.K.D.H. Phase transformations contributing to the properties of modern steels. **Bulletin of the polish academy of sciences technical sciences**. v. 8, n.10, p. 255- 265, 2010.
- (84) SOPRANO, V. **Estudos de parâmetros para ensaios de microdureza em amálgama de prata, resina composta, dentina e esmalte bovinos**. 2007, 140 f. Dissertação (Programa de Pós Graduação em Odontologia) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2007.
- (85) JIAN, H.; JIANG, F.; WEI, L.; ZHENG, X.; WEN K. Crystallographic mechanism for crack propagation in the T7451 Al-Zn-Mg-Cu alloy. **Materials Science and Engineering A**.v.527 p.5879-5882, 2010.

- (86) SONG, R.; PONGE, D.; RAABE, D. Mechanical properties of an ultrafine grained C-Mn steel processed by warm deformation and annealing. **Acta materialia**. v. 53, p. 4881-4892, 2005.
- (87) RAY, R. K.; JONAS, J. J. Transformations texture in steels. **International materials Reviews**. v. 35, n.1, p. 1-36, 1990.
- (88) NAFISI, S.; ARAFIN, M.A.; COLLINS, L.; SZPUNAR, J. Texture and mechanical properties of API X100 steel manufactured under various thermomechanical cycles. **Materials Science and Engineering A**. v.531, p. 2-11, abr. 2012.
- (89) 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.