

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS, METALÚRGICA
E DE MATERIAIS – PPGE3M

MATHEUS LOTHAR SCHMIDT

DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DE CURVAS J-R PARA UM TUBO DE AÇO Q125
SOB CARREGAMENTOS MONOTÔNICO E DINÂMICO

Porto Alegre
2020

MATHEUS LOTHAR SCHMIDT
Engenheiro Metalúrgico

DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DE CURVAS J-R PARA UM TUBO DE AÇO Q125
SOB CARREGAMENTOS MONOTÔNICO E DINÂMICO

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia na área de concentração de Ciência e Tecnologia dos Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Porto Alegre
2020

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Reitor: Prof. Dr. Carlos André Bulhões

Vice-Reitora: Profa. Dra. Patricia Pranke

ESCOLA DE ENGENHARIA

Diretor: Prof. Dr. Luiz Carlos Pinto Silva Filho

Vice-Diretora: Profa. Dra. Carla Schwengber ten Caten

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIAS DE MINAS, METALÚRGICA
E DE MATERIAIS – PPGE3M

Coordenador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Vice-Coordenadora: Profa. Dra. Andréa Moura Bernardes

CIP - Catalogação na Publicação

Schmidt, Matheus Lothar

Determinação experimental de curvas J-R para um tubo de aço Q125 sob carregamentos monotônico e dinâmico / Matheus Lothar Schmidt. -- 2020.

88 f.

Orientador: Afonso Reguly.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Porto Alegre, BR-RS, 2020.

1. Tubo Q125. 2. Curva-R. 3. Integral-J. 4. Tenacidade à fratura dinâmica. I. Reguly, Afonso, orient. II. Título.

MATHEUS LOTHAR SCHMIDT
Engenheiro Metalúrgico

DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DE CURVAS J-R PARA UM TUBO DE AÇO Q125
SOB CARREGAMENTOS MONOTÔNICO E DINÂMICO

Esta dissertação foi analisada e julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Ciência e Tecnologia dos Materiais, e aprovada em sua forma final, pelo orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Prof. Dr. Afonso Reguly
Orientador

Prof. Dr. Afonso Reguly
Coordenador do PPGE3M

Aprovado em: 01/12/2020

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. Fabiano Dornelles Ramos – IFRS/Caxias do Sul: _____

Prof. Dr. Luiz Carlos Pereira – UFRJ/Escola Politécnica: _____

Prof. Dr. Marcelo Favaro Borges – UFRGS/Departamento de Metalurgia: _____

Dedico esta dissertação a minha mãe, Claudete Maciel, ao meu pai, Cesar Augusto Schmidt, a minha irmã, Anne Maciel Schmidt, ao meu irmão e colega Lucas Augusto Schmidt, a minha futura esposa, Jéssica Pires e a família Pires.

AGRADECIMENTOS

A Ma. Jéssica Pires pelo apoio, incentivo, compreensão e atenção farmacêutica recebidos durante todo o processo de execução deste trabalho.

Aos meus familiares e amigos por acreditarem e incentivarem a realização dos meus sonhos.

Aos meus colegas engenheiros e futuros engenheiros do Grupo de Ensaios Mecânicos, Agnes Fróes, Artur Heylmann, Enga. Carolina Fink, Eng. Cleiton Mertz, Eng. Diego Vieira e Leonardo Flor por toda a assistência recebida durante a preparação e realização dos ensaios, além de toda a jornada acadêmica que temos compartilhado.

Aos meus colegas de LAMEF que foram cruciais na etapa de projeto e preparação deste trabalho, em nome de Vanessa Fischer, Rogério Mendonça e Willian Soares.

Ao LAMEF por fornecer os recursos necessários a execução deste projeto de pesquisa, além de auxiliar no meu desenvolvimento profissional e acadêmico.

Ao Prof. Dr. Luiz Carlos Pereira pelos ensinamentos e suporte recebidos.

Ao Prof. Dr. Afonso Reguly pelas orientações e oportunidades recebidas.

RESUMO

Metodologias para a execução de projetos que envolvem a necessidade da avaliação da integridade estrutural fornecem segurança, economia e maior confiança em projetos de engenharia, que consideram o efeito de um defeito prévio na estrutura em aplicação. Porém, ao se utilizar apenas a abordagem de projeto por carregamento estático pode-se causar um superdimensionamento estrutural, caso o material esteja suscetível a carregamentos dinâmicos, principalmente em poços de petróleo, onde a competitividade gera uma demanda por custos de processo cada vez menores. Este trabalho possui como meta determinar e avaliar a tenacidade à fratura de um tubo de aço Q125 submetido à carregamentos monotônicos e dinâmicos através da determinação de curvas-R pela abordagem de integral-J, tanto para a metodologia de ensaio por múltiplos corpos de prova, quanto para corpos de prova individuais. Os resultados, sob a forma do parâmetro J_{IC} , evidenciam uma maior energia para fratura em corpos de prova submetidos a carregamentos dinâmicos, o que justifica a aplicação desta metodologia de análise para aplicações que envolvam carregamentos dinâmicos, ao se tomar uma abordagem menos conservadora e que vise a economia em custos de fabricação.

Palavras-chave: Tubo Q125. Curva-R. Integral-J. Tenacidade à fratura dinâmica.

ABSTRACT

Methodologies for the execution of projects that involve the need for structural integrity assessment provide security, economic benefits and reliability in engineering projects, that consider the effect of a previous defect on the structure. However, when using only the static loading approach, structural oversizing might be caused if the material is susceptible to dynamic loading, especially in oil wells, where competitiveness generates a demand for increasingly lower process costs. This study aims to determine and evaluate the fracture toughness of a Q125 steel tube subjected to monotonic and dynamic loads through the determination of R-curves by the J-integral approach, both for the test method of multiple specimens, as for individual specimens. The results, in the form of the J_{IC} parameter, show a greater energy for fracture in specimens subjected to dynamic loading, which justifies the application of this methodology for applications involving dynamic loading, if a less conservative approach is taken and aim at saving manufacturing costs.

Keywords: Q125 tube. R-curve. J-integral. Dynamic fracture toughness.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Localização de caminhos preferenciais para a ocorrência de defeitos em tubos de revestimento.	15
Figura 2 - (a) Abordagem de Barenblatt; (b) Abordagem de Dugdale.	19
Figura 3 - (a) Taxa de liberação de energia para a ocorrência de crescimento instável de trinca; (b) Configurações mínimas para crescimento de trinca.	23
Figura 4 - Fatores que afetam a plasticidade.....	25
Figura 5 - (a) Corpo de prova instantes antes do impacto; (b) Corpo de prova após o impacto.	26
Figura 6 - Equipamento para ensaio de Charpy.	27
Figura 7 - (a) Gume instrumentado (vista frontal); (b) Gume instrumentado (vista lateral em corte).	28
Figura 8 - (a) Curva Força vs Deslocamento para ensaio de Charpy instrumentado; (b) Região da ponta da trinca durante ensaio de Charpy.	30
Figura 9 - Tratamento termocíclico.....	34
Figura 10 - Trecho de tubo Q125.....	35
Figura 11 - (a) Seção retirada do tubo para análise; (b) Direções de análise.	36
Figura 12 - Corpos de prova para tração.	37
Figura 13 - (a) Vista isométrica da extração dos corpos de prova do tubo; (b) Vista frontal da extração dos corpos de prova; (c) Corpo de prova de tração após a usinagem.	38
Figura 14 - Ensaio de tração instrumentado.	39
Figura 15 - Aquisição de dados de ensaio de tração instrumentado.	40
Figura 16 - (a) Vista isométrica da extração dos corpos de prova; (b) Vista frontal da extração dos corpos de prova; (c) Corpo de prova de Charpy após a usinagem.....	41
Figura 17 - Separação de corpos de prova.	42
Figura 18 - Variação do valor de ΔK com o avanço da trinca na etapa de pré-trincamento.....	43
Figura 19 - Corpo de prova após a etapa de pré-trincamento.	43
Figura 20 - Ensaio de tenacidade à fratura por flexão em 3 pontos.	44
Figura 21 - Sequência de carregamento e descarregamento para determinação da tenacidade à fratura.	45

Figura 22 - Sequências de carregamento e descarregamento para a obtenção da curva-R.....	46
Figura 23 - (a) Visão geral do equipamento para ensaio de Charpy instrumentado; (b) Visão próxima a base do equipamento.....	47
Figura 24 - Superfície de fratura.....	49
Figura 25 - Determinação de curva J-R.....	50
Figura 26 - (a) Micrografia detalhando a microestrutura observada na direção de topo; (b) Maior aumento.....	52
Figura 27 - (a) Micrografia detalhando a microestrutura observada no centro da direção longitudinal; (b) Maior aumento.....	52
Figura 28 - (a) Micrografia detalhando a microestrutura observada na superfície da direção longitudinal; (b) Maior aumento.....	52
Figura 29 - (a) Micrografia detalhando a microestrutura observada no centro da direção transversal; (b) Maior aumento.....	53
Figura 30 - (a) Micrografia detalhando a microestrutura observada na superfície da direção transversal; (b) Maior aumento.....	53
Figura 31 - Perfil de microdureza da direção longitudinal.....	55
Figura 32 - Perfil de microdureza da direção transversal.....	55
Figura 33 - Curvas dos ensaios de tração.....	56
Figura 34 - Curvas dos ensaios de tração dinâmicos.....	59
Figura 35 - (a) Curva de deformação no sentido longitudinal; (b) Curva de deformação no sentido transversal.....	60
Figura 36 - Construção das curvas J-R para os ensaios monotônicos.....	62
Figura 37 - (a) Utilização de anteparo em ensaio de Charpy interrompido; (b) Prolongamento de corpo de prova.....	63
Figura 38 - Construção das curvas J-R dinâmicas.....	64
Figura 39 - Propagação de trinca durante um ensaio dinâmico.....	65
Figura 40 - Superfícies de fratura após os ensaios de impacto (de (a) para (i) aumento da velocidade inicial de impacto.).....	66
Figura 41 - Curvas Força vs Deslocamento dos ensaios de tenacidade à fratura dinâmicos: (a) $v_0 = 5,18\text{m/s}$; $b_0 = 4,9\text{mm}$; (b) $v_0 = 1,52\text{m/s}$; $b_0 = 3,95\text{mm}$; (c)Dina-Curva Jd-R-A.....	67
Figura 42 - Variação da energia de impacto com a velocidade.....	69
Figura 43 - Resultados de tensão de escoamento dinâmica.....	72

Figura 44 - Resultados de tenacidade à fratura. 73

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Valores de coeficientes C_{gy}	32
Tabela 2 - Composição química (% em massa).	51
Tabela 3 - Resultados dos ensaios de dureza. Valores em HB 2,5 187,5 (HRC).....	54
Tabela 4 - Resultados dos ensaios de tração.	57
Tabela 5 - Resultados dos ensaios de tração instrumentado monotônico.	58
Tabela 6 - Resultados dos ensaios de tração instrumentado dinâmico.....	61
Tabela 7 - Resultados dos ensaios de impacto para múltiplos corpos de prova.....	64

LISTA DE SIGLAS

API	<i>American Petroleum Institute</i>
CMOD	<i>Crack Mouth Opening Displacement</i>
LVDT	<i>Linear Variable Differential Transformer</i>
MFLE	Mecânica da Fratura Linear-Elástica
MFEP	Mecânica da Fratura Elasto-Plástica
P _a	Ponto de carga de início de arraste em ensaios de Charpy
P _{GY}	Ponto de carga de escoamento geral para ensaios de Charpy
P _{in}	Ponto de carga de início de propagação de trinca em ensaios de Charpy
P _{iu}	Ponto de início da propagação instável de trinca em ensaios de Charpy
P _m	Ponto de carga máxima em ensaios de Charpy

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	14
1.1 TUBOS PARA REVESTIMENTO	14
1.2 MECÂNICA DA FRATURA	15
1.3 OBJETIVO DO ESTUDO	16
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
2.1 INTRODUÇÃO À MECÂNICA DA FRATURA	17
2.1.1 Teoria de Griffith	17
2.1.2 Escoamento em escala reduzida	18
2.1.3 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP)	19
2.1.4 Integral J	20
2.1.5 Determinação de tamanho de trinca via <i>compliance</i>	22
2.1.6 Curva-R	23
2.1.7 Fatores que afetam a plasticidade	24
2.2 ENSAIOS DINÂMICOS.....	25
2.2.1 Fratura dinâmica	25
2.2.2 Ensaio de Charpy	26
2.2.3 Ensaio de Charpy instrumentado	28
2.2.3.1 <i>Obtenção da tensão de escoamento dinâmica</i>	31
2.2.3.2 <i>Determinação do tamanho de trinca</i>	32
2.2.3.3 <i>Efeito da oscilação</i>	32
3 MATERIAIS E MÉTODOS	34
3.1 TUBO Q125	34
3.2 ANÁLISE QUÍMICA.....	35
3.3 ANÁLISE METALOGRÁFICA	35
3.4 ANÁLISES DE DUREZA E MICRODUREZA.....	36
3.5 ENSAIO DE TRAÇÃO.....	37
3.6 MÓDULO DE ELASTICIDADE E COEFICIENTE DE POISSON	38
3.7 DETERMINAÇÃO DA CURVA J-R.....	40
3.7.1 Pré-ensaio	40
3.7.2 Determinação da curva J-R monotônica para múltiplos corpos de prova	44
3.7.3 Determinação da curva J-R monotônica para corpos de prova individuais	45
3.7.4 Determinação da curva J-R dinâmica para corpos de prova individuais	46

3.7.5	Determinação da curva J-R dinâmica para múltiplos corpos de prova	48
3.7.6	Pós-ensaio e medição de trincas	49
3.7.7	Procedimento montagem da regressão	50
4	RESULTADOS	51
4.1	ANÁLISE QUÍMICA	51
4.2	ANÁLISE METALOGRÁFICA	51
4.3	DUREZA E MICRODUREZA	54
4.4	ENSAIO DE TRAÇÃO	56
4.5	ENSAIO DE TRAÇÃO INSTRUMENTADO MONOTÔNICO	57
4.6	ENSAIO DE TRAÇÃO INSTRUMENTADO DINÂMICO	58
4.7	ENSAIOS DE TENACIDADE À FRATURA	61
4.7.1	Curva J-R monotônica	61
4.7.2	Curva J-R dinâmica	62
4.7.3	Discussão dos resultados de tenacidade à fratura	72
5	CONCLUSÃO	75
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	76
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	77
	ANEXO A – RESULTADOS DOS ENSAIOS DE CURVA J-R MONOTÔNICOS	83
	ANEXO B – RESULTADOS DE TENACIDADE PARA CURVAS-R DINÂMICAS	85

1 INTRODUÇÃO

1.1 TUBOS PARA REVESTIMENTO

A utilização de tubos de revestimento, conforme descrito por Byrom (2015), seja para a aplicação na perfuração e extração de poços de petróleo ou gás natural previne o colapso da base cimentada, além de permitir que a lama advinda da perfuratriz possa escoar pela linha sem que ocorra a mistura entre os fluídos de perfuração e do poço. Devido a necessidade da exploração de poços cada vez mais profundos, em solos de menor acessibilidade ou da utilização de técnicas de extração por fraturamento hidráulico, a demanda pela utilização de tubos com uma resistência mecânica cada vez mais elevada e com técnicas de produção modernas vem crescendo continuamente. Além disso, a exploração de petróleo e gás natural *onshore* em poços profundos via fraturamento hidráulico vêm sendo estimulada no Brasil atualmente, através do programa governamental REATE (DELGADO, 2018).

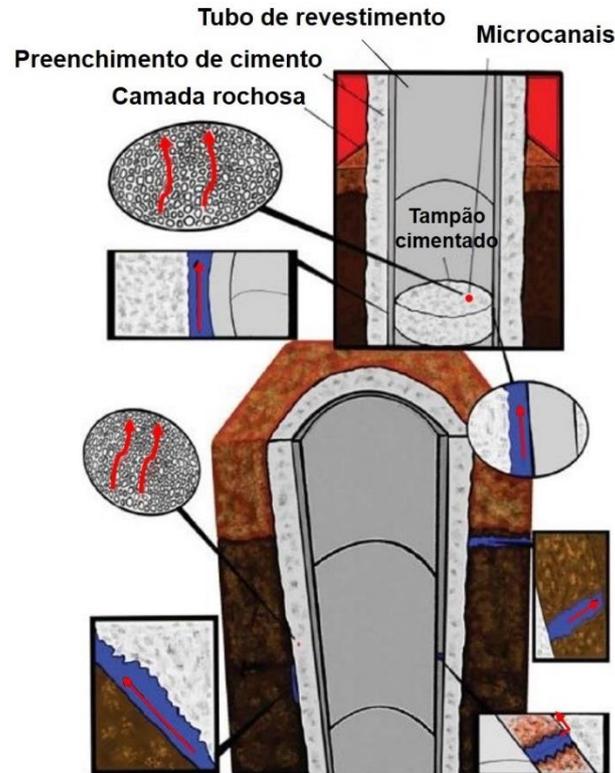
A perfuração de poços onde o solo apresenta uma grande densidade de rochas de alta dureza tem-se mostrado um desafio prático, pois falhas nos tubos de revestimento passaram a ocorrer com maior frequência, devido às deformações verdadeiras apresentarem valores superiores àquelas das simulações computadorizadas, problemas de corrosão, e a presença de trincas de tamanho maior do que o estipulado na etapa de projeto. A ocorrência destas adversidades está associada, geralmente, ao choque de partículas duras de solo com a carcaça ou com choques causados pela própria perfuratriz durante o movimento operacional na etapa de perfuração (LIAN, 2015) (ELGADDAFI, 2017).

Cirimello (2017) e Kiran (2017) apresentam uma série de casos de falhas catastróficas em tubos de revestimento associadas ao processo de extração de petróleo, cujas trincas geralmente são iniciadas por processos de fadiga, por vezes também associadas à corrosão, onde devido aos esforços de choques com o arraste de partículas de fluido de extração (lama) ou o próprio peso da estrutura atuam como causadores do colapso.

Nygaard (2014) dividiu os caminhos prováveis para geração de uma trinca durante a operação de tubos de revestimento em duas categorias: O primeiro envolvendo eventos que possam ocorrer durante o processo da primeira etapa de cimentação, como um processo de cimentação anular incompleta ou um tamponamento do poço feito de modo incorreto, o que gera uma permeabilidade excessiva do tampão cimentado. Já no segundo caso, os efeitos que podem ocorrer após o término da primeira etapa de cimentação, como o descolamento da camada de cimento por esforços de tração, dissolução do cimento, corrosão do tubo ou fraturas induzidas pela estrutura ao em torno do poço. A Figura 1 ilustra os caminhos preferenciais para

a ocorrência de microfissuras em poços.

Figura 1 - Localização de caminhos preferenciais para a ocorrência de defeitos em tubos de revestimento.



Fonte: Adaptado de Nygaard (2014, p. 70).

A fim de evitar a ocorrência das situações mencionadas anteriormente, a API sugere a aplicação de tubos de alta resistência e boa tenacidade, de modo que tenha resistência aos choques de processo, às solicitações que resultem em cargas de tração nas superfícies em contato e da própria estrutura. Dentre esses tubos, destaca-se a aplicação do tubo Q125, que é o tubo de maior resistência dentro da classe de revestimentos.

1.2 MECÂNICA DA FRATURA

Segundo Broek (1982), a mecânica da fratura é uma área que estuda o comportamento mecânico de materiais de engenharia contendo falhas ou defeitos, de forma que possam ter uma aplicação mais segura, eficaz e econômica dentro de estruturas ou equipamentos. Desde séculos antes de Cristo, a necessidade de se evitar uma falha catastrófica em construções arquitetônicas, sempre foi um objeto de estudos e melhoria contínua através dos tempos. Com a evolução das construções, advento de maquinários e equipamentos, novas oportunidades de estudo foram

aparecendo, geralmente, precedidas por eventos trágicos, onde se podem citar como exemplos os estudos de análise de falha do acidente de trem em Versalhes, 1842, a partir do qual Rankine determinou que a falha do eixo que causou o descarrilhamento do trem foi iniciada por um canto vivo numa das mangas do eixo de um dos truques da locomotiva, e dos acidentes envolvendo trens na Alemanha, nas décadas de 1860-1870, que geraram os estudos de Wöhler sobre fadiga de trilhos, levando ao início dos estudos quantitativos de determinação e prevenção de falhas por fadiga (ANTOLOVICH, 2018).

Atualmente, o interesse prático nos testes de mecânica da fratura se baseia na intenção de se evitar a ocorrência de acidentes, trabalhando com a sistemática de operação com falha segura dos componentes estruturais, ou seja, um componente mesmo danificado por um processo de fabricação ou operação pode ser mantido em funcionamento, desde que atinja critérios pré-estabelecidos em projeto, o que garante uma economia nos setores de fabricação, ao mesmo tempo que aumenta os custos de processo com manutenção e inspeção, obtendo, de modo geral, um balanço econômico positivo (MILNE, 1994).

A mecânica da fratura fornece ferramentas práticas para a determinação de tamanho de defeito máximo permitido e taxas de crescimento de trinca para materiais em operação, nos mais diversos meios de aplicação, além de auxiliar na tomada de decisão quanto ao melhor procedimento a ser executado para o momento após a inspeção de defeitos, onde se avalia o modo de ação sobre a estrutura, sendo através de reparos ou da substituição de componentes estruturais.

1.3 OBJETIVO DO ESTUDO

Determinar e analisar experimentalmente as curvas J-R para um tubo de aço Q125 sob carregamentos monotônico e dinâmico.

Objetivos específicos:

- Caracterizar metalurgicamente e mecanicamente o comportamento do material analisado;
- Obter dados prévios necessários ao cálculo dos valores de Integral-J;
- Determinar a influência do uso de metodologias com o uso de múltiplos corpos de prova ou de corpos de prova individuais na análise da curva-R;
- Avaliar o possível aumento da capacidade de absorção de energia durante à fratura do material quando submetido a carregamentos dinâmicos.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 INTRODUÇÃO À MECÂNICA DA FRATURA

A atuação da mecânica da fratura se ocupa na descrição quantitativa do estado mecânico de um corpo deformável contendo defeitos, como trincas, com o intuito de caracterizar e medir a resistência de materiais ao crescimento desses defeitos. Este processo é associado ao desenvolvimento matemático através de análises numéricas de modelos idealizados da configuração geométrica de corpos contendo trincas, de forma a considerar as singularidades de cada aplicação, garantindo a operação de uma estrutura de forma segura (FREUND, 1990).

2.1.1 Teoria de Griffith

Em 1921, Griffith observou que quando uma chapa, de um material elástico contendo uma trinca, ao ser deformada ocorria uma diminuição da energia potencial e um aumento da energia de superfície, sendo a energia potencial relacionada à energia armazenada pelo material e o trabalho realizado por forças externas. A energia de superfície resulta da presença de uma trinca, aparecendo a partir de uma configuração de desequilíbrio dos átomos vizinhos mais próximos na superfície (PEREZ, 2017).

A partir dessa teoria, se baseia a Mecânica da Fratura Linear-Elástica, através do desenvolvimento da metodologia de Griffith para a elaboração de um parâmetro que associa a tensão aplicada com a existência de uma trinca aflorando na superfície do material, conhecido por fator de intensidade de tensões, cujo valor associado a uma tensão máxima na ponta da trinca e a um comprimento crítico de trinca é conhecido, experimentalmente, como tenacidade à fratura (K_{IC}).

Entretanto, Griffith assumiu que a resistência ao crescimento de trinca consistia apenas de energia superficial, o que é válido para materiais extremamente frágeis, como o vidro, material de estudo de Griffith. Porém, muita energia é consumida para produzir uma nova zona plástica para uma trinca em crescimento em materiais dúcteis, ou seja, para cada pequeno avanço no crescimento de trinca, uma nova zona plástica é gerada à frente da trinca, devido à deformação plástica ocasionada pelos mecanismos de mobilidade e recuperação dinâmica das discordâncias, sendo que essa energia deve ser considerada necessária para que ocorra um crescimento de trinca. Como a energia consumida para a formação da zona plástica é muito maior do que a energia superficial, em muitos casos, principalmente para materiais metálicos,

ela pode, inclusive, ser negligenciada (BROEK, 1982).

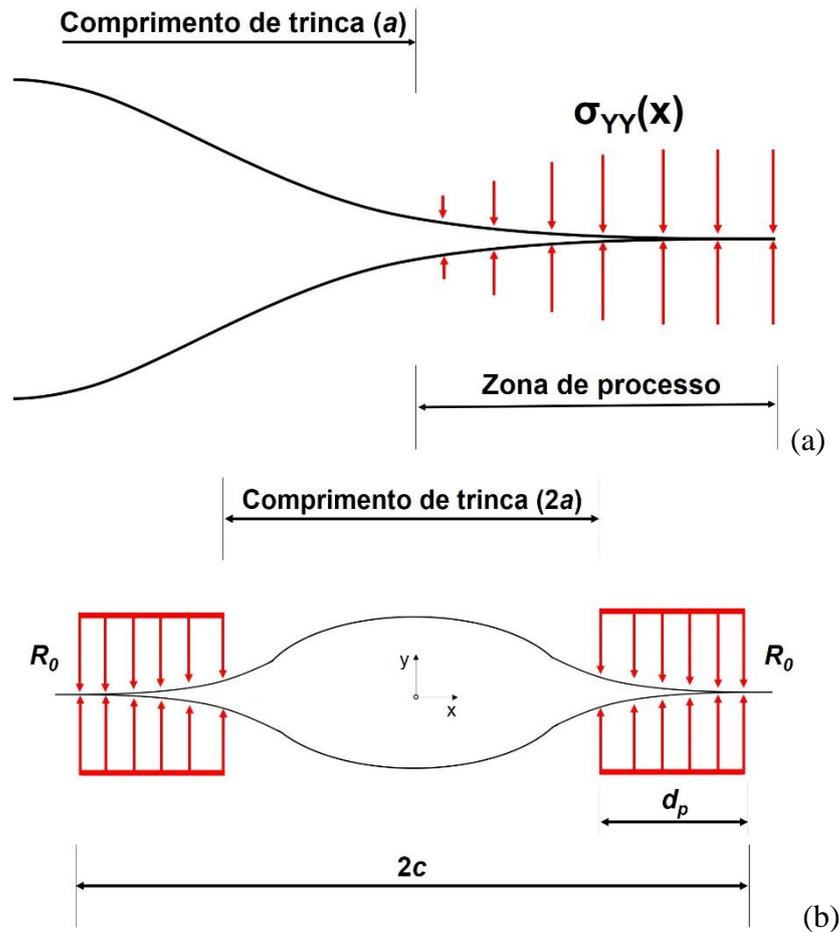
2.1.2 Escoamento em escala reduzida

Sabendo-se que a ocorrência de deformação plástica em níveis macroscópicos é precedida pela acumulação de deformação em um regime microscópico em metais, pode haver um gradiente de propriedades em níveis subestruturais, estruturais e macroscópico. Sendo que a presença de defeitos, internos ou superficiais, seja na escala micro ou macro afeta a capacidade do material de assimilar o carregamento conforme seria previsto em um corpo contínuo. O escoamento em escala reduzida ocorre quando a zona plástica à frente da trinca é tão pequena, se comparada ao comprimento da trinca e a geometria do corpo, que a metodologia de análise da MFLE se torna válida (SOROCHAK, 2017).

A teoria de fratura de Griffith, ao se utilizar de uma abordagem do ponto de vista energético, busca evitar o problema envolvendo a inserção de singularidades de tensões e deformações pela aplicação de esforços em corpos contendo tênues defeitos. Dessa forma, Barenblatt introduziu um conceito da existência de uma zona coesiva na ponta de uma trinca, como mostra a Figura 2(a), considerando que uma fratura frágil ocorresse se a tensão aplicada nesta região (zona de processo) fosse suficiente para exceder as forças de ligação atômicas ou moleculares. O problema desta aproximação se encontra na impossibilidade de se medirem as tensões na zona de processo (BROCK, 2017).

A fim de determinar a dimensão da zona plástica existente na ponta da trinca, Dugdale desenvolveu um método prático de medição de deformação em faixas na ponta da trinca, podendo, deste modo, obter uma aproximação do valor real da zona plástica presente na ponta de uma trinca, quando submetida a um carregamento. Ele considerou que o tamanho de trinca visível era excedido pelo comprimento de uma zona plástica a frente da trinca. Porém, neste modelo a zona plástica é caracterizada apenas por uma linha (válido apenas para chapas muito finas) e a tensão local é considerada como igual a tensão normal aplicada no sentido perpendicular ao crescimento da trinca, conforme ilustra a Figura 2(b) (GDOUTOS, 2020).

Figura 2 - (a) Abordagem de Barenblatt; (b) Abordagem de Dugdale.



Fonte: Adaptado de (BROCKS, 2017).

2.1.3 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP)

De forma a considerar a ocorrência de deformação plástica, existente em grande parte dos materiais conhecidos, Irwin e Orowan buscaram modificar a expressão que Griffith propôs, buscando associar a energia necessária para que ocorresse a deformação plástica durante o processo de fratura. Para carregamentos em tração, a energia total de deformação elasto-plástica é conhecida como taxa de liberação de energia de deformação, sendo a energia para que ocorra um aumento infinitesimal de extensão de uma unidade de trinca superficial.

Como ainda não existia uma metodologia aplicável experimentalmente para a obtenção de valores de tenacidade à fratura para materiais de alta ductilidade, Wells introduziu o conceito de *crack opening displacement* (COD), em 1963. Ele previu que a extensão de trinca ocorria após a ponta da trinca suportar um valor máximo de deformação plástica, possível de ser relacionada com o valor de COD, que é uma grandeza mensurável. O problema principal desta metodologia é a de que não permite um cálculo direto da tensão de fratura, sendo utilizado

como um parâmetro comparativo de tenacidade à fratura, porém, facilmente associável ao conceito energético proposto por Griffith ao possibilitar a determinação de um valor crítico alcançável antes da ocorrência de extensão da trinca (BROEK, 1982).

O estudo da mecânica da atuação de forças sobre imperfeições em redes cristalinas, como discordâncias, impurezas, vacâncias ou contornos de grão, por exemplo, levou à caracterização das tensões que emergem da presença de imperfeições internas e daquelas que são aplicadas externamente ao corpo, de forma a gerar deformação. Caso estas tensões sejam mantidas constantes, a energia total do sistema, a soma das energias internas e externas aplicadas, se torna uma função dos parâmetros que especificam a configuração das imperfeições (ESHELBY, 1951).

Eshelby (1951) definiu integrais de contorno que caracterizariam o campo de deformação elástica à frente de uma trinca submetida a um carregamento no sentido oposto ao sentido do seu crescimento, relacionando-a com a energia empregada para que tal deformação ocorresse. Essas integrais são independentes do caminho, se analisadas em duas dimensões, em virtude do teorema de conservação de energia. Sua grande vantagem se encontra na possibilidade de desenvolvimento de soluções simplificadas para avaliar as redondezas de trincas e para mecânicas de defeitos não lineares (RICE, 1985).

2.1.4 Integral J

Segundo Farahmand (2001), a aplicação da Mecânica da Fratura Linear Elástica na avaliação da integridade estrutural é limitada a situações onde o núcleo da estrutura possui comportamento elástico, está submetido à carregamentos relativamente baixos e a zona de deformação à frente da ponta da trinca é restrita.

Para situações em que a tensão local aplicada ao material na ponta da trinca supera a tensão de escoamento nas suas adjacências, ocorre a formação de um largo campo de deformações à frente da trinca, sendo que mesmo um pequeno crescimento de trinca nesta região estaria imerso neste campo de deformações. Como as metodologias de avaliação, existentes até então, abrangiam apenas a avaliação da tenacidade à fratura de um material desconsiderando o seu aumento de tenacidade ocasionado pela deformação plástica, Rice propôs, em 1968, uma integral independente do caminho como forma de caracterizar o campo de tensões e deformações na ponta da trinca, sendo conhecida como Integral J (LIU, 2005) (BARSOM, 1999).

O seu desenvolvimento foi proposto com base na comparação entre materiais de

comportamento elástico não-linear, materiais que quando submetidos a um carregamento monotônico seguem o mesmo caminho de retorno ao serem descarregados, com materiais de comportamento elasto-plástico, materiais que carregamento monotônico seguem a lei de Hook ao serem descarregados (ANDERSON, 2004).

Como um material elasto-plástico possui mais de uma deformação associada a uma mesma tensão aplicada ao submeter o material a carregamentos e descarregamentos ou a esforços cíclicos, se tornaria muito difícil equacionar um material com deformação plástica permanente e, apesar de não ser idêntico, observa-se um comportamento muito similar dos dois tipos de materiais inclusive ao se assumir a ocorrência de deformação nas três dimensões (ANDERSON, 2004).

Segundo Elmegueni (2019), o campo de aplicação da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica é relativamente amplo, abrangendo desde materiais com pouca plasticidade na ponta da trinca, até materiais que apresentam fratura completamente dúctil, na qual o material suporta uma grande quantidade de deformação plástica antes de romper.

As Equações 1-4 evidenciam a forma de obtenção dos valores de Integral-J através dos cálculos fornecidos pela norma ASTM E1820 (2020).

$$J = J_{el} + J_{pl} \quad (1)$$

Onde:

J - Integral-J

J_{el} - Integral-J para o regime elástico

J_{pl} - Integral-J para o regime plástico

$$J = \frac{K^2 \cdot (1 - \nu^2)}{E} + \frac{\eta_{pl} \cdot A_{pl}}{B_N \cdot b_0} \quad (2)$$

Onde:

K - Fator de intensidade de tensões na ponta da trinca

ν - Coeficiente de Poisson

E - Módulo de elasticidade

$\eta_{pl} = 3,669 - 2,199 \cdot (a_0/W) + 0,437 \cdot (a_0/W)^2$ usando dados de cálculo de CMOD para A_{pl}

A_{pl} = Área abaixo da curva força x CMOD

B_N = Espessura central do corpo de prova ($B_N = B$ quando não há redução de espessura)

$b_0 = W - a_0$

$$K_{(i)} = \left[\frac{P_i \cdot S}{(B \cdot B_N)^{1/2} \cdot W^{3/2}} \right] \cdot f(a_i/W) \quad (3)$$

Onde:

P_i - Força aplicada
 S - Distância entre os centros dos roletes inferiores
 B - Espessura do corpo de prova
 W - Largura do corpo de prova
 $f(a_i/W)$ - Ver Equação 4

$$f\left(\frac{a_i}{W}\right) = \frac{3 \cdot \left(\frac{a_i}{W}\right)^{1/2} \left[1,99 - \left(\frac{a_i}{W}\right) \cdot \left(1 - \frac{a_i}{W}\right) \cdot \left(2,15 - 3,93 \cdot \left(\frac{a_i}{W}\right) + 2,7 \cdot \left(\frac{a_i}{W}\right)^2 \right) \right]}{2 \cdot \left(1 + 2 \cdot \frac{a_i}{W}\right) \cdot \left(1 - \frac{a_i}{W}\right)^{3/2}} \quad (4)$$

Onde:

a_i - Comprimento da trinca

2.1.5 Determinação de tamanho de trinca via *compliance*

A norma ASTM E1820 (2020) fornece uma metodologia para a medição indireta dos valores de comprimento de trinca durante os ensaios de tenacidade à fratura, de forma que se torne possível a realização da determinação de uma curva-R com apenas 1 corpo de prova ou que se acompanhe em tempo real o crescimento de trinca durante a etapa de pré-trincamento do corpo de prova em fadiga, conforme apresentam as Equações 5-6. A metodologia de determinação do *compliance* por descarregamento, onde a partir de descarregamentos seguidos de novos carregamentos em intervalos específicos durante um ensaio são obtidas as inclinações das retas de descarregamento, que tendem a ser lineares e independentes da quantidade de deformação plástica anterior, e permitem a estimativa do comprimento de trinca usando-se de relações analíticas de *compliance* elástico (NEALE, 1985).

$$a_i = W \cdot (0,999748 - 3,9504u + 2,9821u^2 - 3,21408u^3 + 51,51564u^4 - 113,031u^5) \quad (5)$$

Onde:

u - Ver Equação 6

$$u = \frac{1}{\left(\frac{B_e \cdot W \cdot E \cdot C_i}{S/4}\right)^{1/2} + 1} \quad (6)$$

Onde:

$B_e = B - (B - B_N)^2/B$

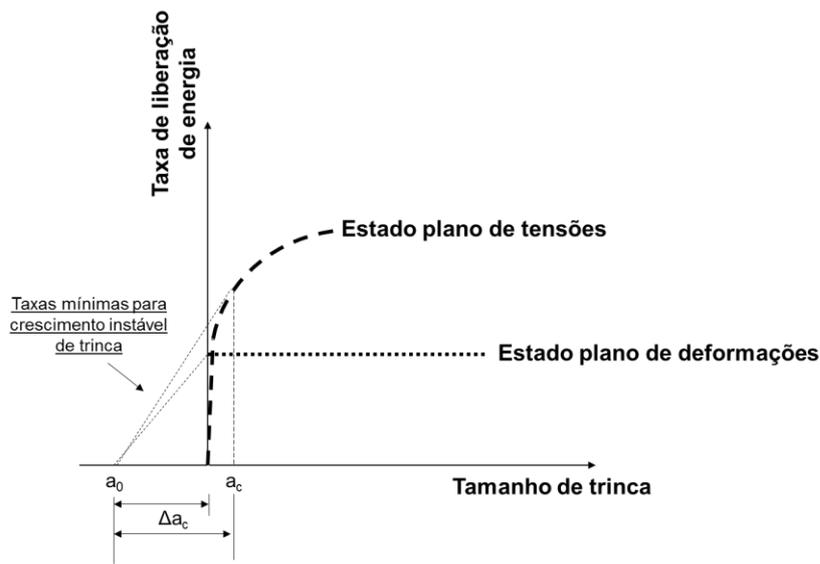
$C_i = \Delta\text{CMOD}/\Delta P$

2.1.6 Curva-R

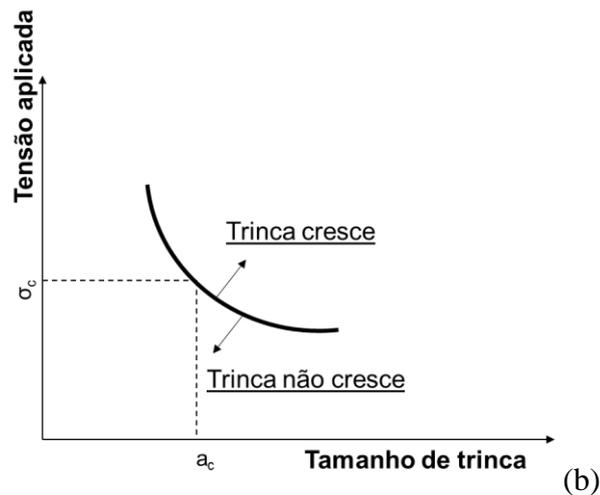
A obtenção dos valores de integral-J normalmente está associada a construção de uma curva-R do material em análise. De acordo com Broek (1982), a curva-R é utilizada para que se possa determinar a energia necessária para que ocorra um crescimento de trinca para materiais de comportamento dúctil, onde há prevalência de um estado plano de tensões, considerando a ocorrência dos processos de formação de uma nova zona plástica, além do trabalho necessário para iniciação, crescimento e coalescência de microcavidades.

As diferenças de curvas para estado plano de tensões e de deformações é que a partir de um ponto crítico se necessita de um aumento da taxa de energia fornecida para que ocorra um crescimento de trinca, já num estado plano de deformações, esta taxa permanece constante, como mostra a Figura 3. Para que ocorra crescimento de trinca, dois fatores devem ser atendidos: a trinca deve possuir um comprimento mínimo para uma tensão ou energia aplicados mínimos, ou seja, se um valor de tamanho de trinca é pequeno e a tensão aplicada está acima do valor crítico, não ocorre crescimento de trinca, ou quando a trinca é maior e a tensão aplicada é baixa, também não ocorre crescimento de trinca (BROEK, 1982). A Figura 3 apresenta um exemplo das configurações para que ocorra um crescimento de trinca.

Figura 3 - (a) Taxa de liberação de energia para a ocorrência de crescimento instável de trinca; (b) Configurações mínimas para crescimento de trinca.



(a)

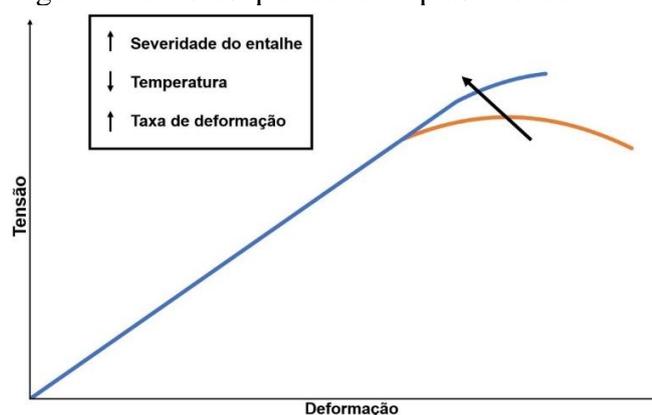


Fonte: Adaptado de Broek (1982).

2.1.7 Fatores que afetam a plasticidade

A capacidade do material de embolar a ponta da trinca depende diretamente da sua habilidade de apresentar deformação plástica localmente quando submetido a tensões acima tensão de escoamento nesta região. Conseqüentemente, alguns fatores também afetam essa capacidade, como a existência de entalhes e a sua severidade em relação a peça, quando o material é submetido à cargas em baixas temperaturas ou a grandes variações de temperatura em partes distintas da peça, gerando tensões térmicas, além do efeito da aplicação de altas taxas de deformação, como ilustra a Figura 4. Como em muitos casos se utiliza de alguns desses fatores durante a aplicação do material ou em etapas de fabricação, causando um aumento relativo de resistência mecânica pelo aumento das tensões de Peierls (força necessária para mover uma discordância através de um plano em uma célula unitária) na rede cristalina e levam à existência de tensões residuais macroscópicas, que estão associadas à perda de tenacidade ou à redução de plasticidade. (HERTZBERG, 1996)

Figura 4 - Fatores que afetam a plasticidade



Fonte: Adaptado de (HERTZBERG, 1996).

Dessa forma, o comportamento do material durante um ensaio de tenacidade à fratura pode ser avaliado ao se considerar três efeitos limitantes: o comportamento à fratura do material, a sua resistência e capacidade de deformação, além das características restritivas à deformação associadas com a geometria da peça em análise. (ZHU, 2012)

2.2 ENSAIOS DINÂMICOS

2.2.1 Fratura dinâmica

A área, dentro da mecânica da fratura, que se ocupa em estudar fenômenos onde uma fratura ocorre dentro de uma escala de tempo, em que a resistência de um material a sair da condição de inércia na qual se encontra, passa a se tornar relevante, é conhecida por fratura dinâmica. Na maioria dos casos, um corpo deformável que contém uma trinca possui como temas de maior interesse prático, a sua capacidade de frear o crescimento de trinca (embotamento) ou o início da extensão da trinca pré-existente. Porém, para uma certa gama de materiais e aplicações, a inércia do material pode produzir um efeito diferente ao esperado, devido à alteração das formas de propagação de energia através do corpo.

Durante um carregamento dinâmico, isto é, com taxas de deformação locais maiores do que 10^2 - 10^3 s⁻¹, a força aplicada é transmitida rapidamente através da região de impacto, se direcionando para a ponta da trinca através de ondas mecânicas de tensão. Desta forma, com o crescimento de trinca, novas ondas são geradas, podendo se espalhar ou refletir através do corpo deformado, retornando à região da ponta da trinca. (LUCON, 2016)

Segundo Morozov (2000), essa forma de alteração na propagação das ondas mecânicas leva a uma alteração significativa no campo de tensões à frente da trinca, gerando um aumento

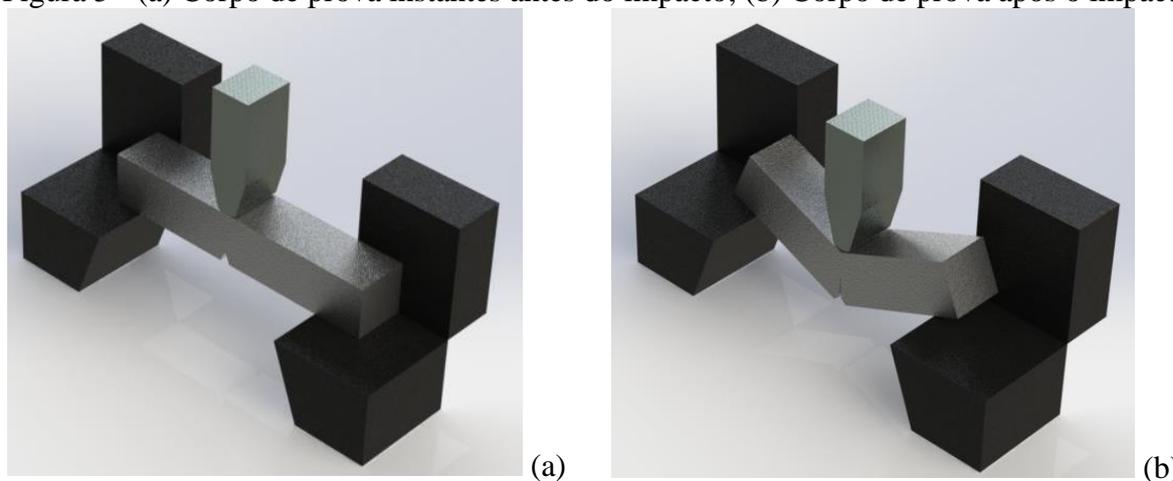
na resistência inercial local do corpo em deformação, na região em torno da ponta da trinca, sendo este efeito responsável por um aumento da resistência do corpo ao crescimento do defeito, do que se fosse considerada apenas a sua resistência em si.

2.2.2 Ensaio de Charpy

A partir de 1849, foram iniciados os estudos referentes à alteração das propriedades mecânicas dos materiais com a mudança na taxa de carregamento aplicada, devido aos estudos relacionados ao uso de ferro pela indústria ferroviária no Reino Unido. Pesquisadores, na época, identificaram o carregamento por impacto como o responsável pela falha de estruturas que não falhariam através de estimativas feitas através de dados obtidos por ensaios de tração (SIEWERT, 2000).

No início, os ensaios eram realizados através da queda de massas de uma certa altura, atingindo corpos de prova em forma prismática, ou mesmo em produtos em sua forma final, como tubos ou eixos. O ensaio apresentava uma boa estimativa para materiais frágeis, porém, não conseguia reproduzir falhas em materiais dúcteis, nos quais, na grande maioria das vezes, apenas dobravam durante o impacto. Para tanto, em 1892, LeChatelier introduziu o uso de corpos de prova entalhados, ao observar que aços dúcteis, que apenas dobravam após o impacto, passavam a apresentar uma fratura frágil sob a presença de um entalhe (TOTH, 2002). A Figura 5 ilustra a ação do entalhe no auxílio ao rompimento dos corpos de prova.

Figura 5 - (a) Corpo de prova instantes antes do impacto; (b) Corpo de prova após o impacto.

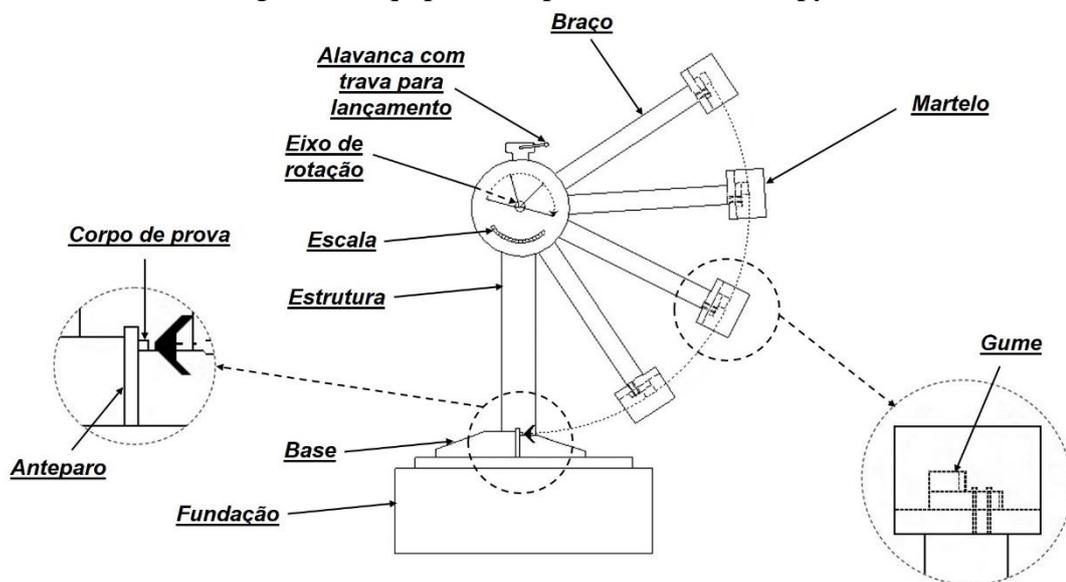


Fonte: o autor.

Em 1898, Russell publicou um artigo no qual apresenta uma máquina que havia desenvolvido para obter dados de tenacidade durante a realização do ensaio de impacto, com a

utilização de um pêndulo, em vista de obter informações mais detalhadas além de saber se o corpo de prova havia rompido ou não durante o ensaio. Anos mais tarde, durante a década de 1900, Charpy desenvolveria uma intensa pesquisa a fim de desenvolver um equipamento e validar uma metodologia com a intenção de normalizar a realização de ensaios de impacto, levando ao que passou a ser conhecido por método ou ensaio de Charpy (SIEWERT, 2000). Um equipamento semelhante ao proposto por Charpy está ilustrado na Figura 6.

Figura 6 - Equipamento para ensaio de Charpy.



Fonte: o autor.

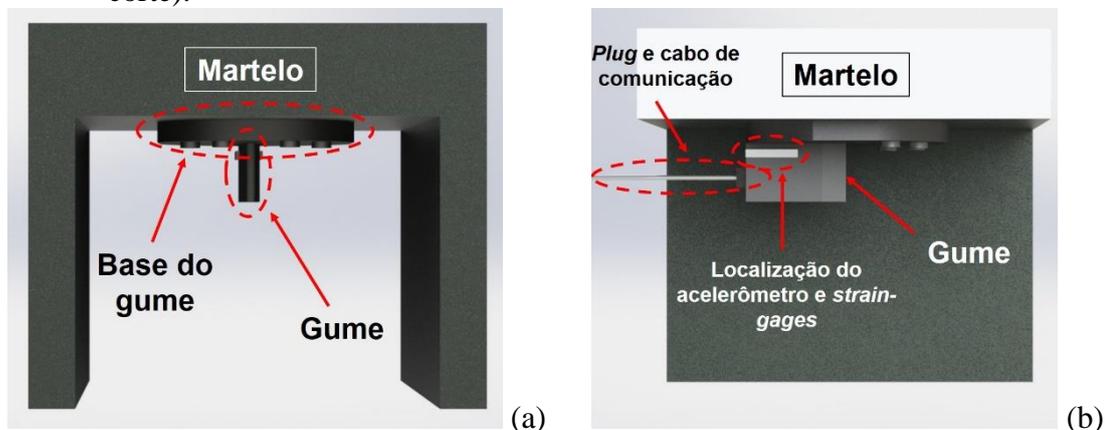
Fahey (1970) listou uma série de variáveis causadoras de erros, associadas diretamente à obtenção de resultados equivocados durante ensaios de Charpy, a fim de evitar a disseminação de práticas contestáveis na aplicação do ensaio, entre as quais, se pode destacar: a instalação incorreta do equipamento (desalinhamento da base com o solo, alterando o valor de leitura da energia efetivamente aplicada), dimensões incorretas dos suportes da bigorna (alteração do *span* ou do ângulo de saída do corpo de prova fraturado) ou da ponta do gume do martelo (raio ou ângulo de entrada da ponta do gume), fricção excessiva entre as partes móveis (mais notadamente entre o corpo de prova e a bigorna ou no eixo de rotação do pêndulo), desgaste entre as peças acopladas (principalmente entre o gume e a base do martelo), folga insuficiente entre as extremidades dos corpos de prova e os suportes da bigorna (pode acarretar em ricocheteio do corpo de prova), além do uso de técnicas de ensaio ou de resfriamento inadequadas para ensaios a baixas temperaturas (falta de reprodutibilidade de resultados).

2.2.3 Ensaio de Charpy instrumentado

A necessidade de avaliar o comportamento mecânico durante o processo de fratura de um material submetido a um carregamento dinâmico levou ao estudo e desenvolvimento de técnicas aplicadas à instrumentações de corpos de prova, do gume do equipamento Charpy, da aplicação de medições de óticas de deflexão e, inclusive, da elaboração de novas técnicas de ensaio, de forma a permitir a aplicação de diferentes temperaturas de ensaio. Porém, a técnica que prevalece, devido à praticidade e baixo custo, se comparado as demais, é a técnica de instrumentação do gume (TRONSKAR, 2002) (KIM, 2015).

Por esse modelo, a fixação de *strain-gages* geralmente é feita na base do gume, de forma que esse passa a atuar como uma célula de carga. Morita (2002) apresentou um estudo onde a alocação dos *strain-gages* nas regiões laterais do gume ou afastadas demais do gume, com a intenção de evitar o efeito da restrição à deformação plástica (o que causa uma perda na leitura dos dados após o ponto P_{iu}) nas regiões adjacentes ao próprio *strain-gage* durante o impacto, possuem uma consequência nociva aos dados obtidos, ao passo que o efeito das vibrações do martelo se torna claramente mais evidente com esses posicionamentos. Um acelerômetro piezoelétrico é fixado na parte anterior do gume, de forma a determinar a aceleração do martelo relativa à gravidade, auxiliando na obtenção dos valores de velocidade de impacto, pelos quais se derivam as velocidades iniciais e finais de impacto (HASHEMI, 2008). A Figura 7 ilustra a representação de um gume instrumentado, com *strain-gages* e acelerômetro fixados na parte inferior do gume (região branca da figura).

Figura 7 - (a) Gume instrumentado (vista frontal); (b) Gume instrumentado (vista lateral em corte).



Fonte: o autor.

Através das Equações 7-9 abaixo, se obtém os valores de deslocamento (ou deflexão)

e energia aplicados a um corpo de prova em tempo real, durante um ensaio:

$$v(t) = v_0 - \frac{1}{m} \cdot \int_0^t f(t)dt \quad (7)$$

$$s(t) = \int_0^t v(t)dt \quad (8)$$

$$E(s) = \int_0^s f(s)ds \quad (9)$$

No presente, o método mais utilizado para a determinação de tenacidade à fratura sob condições de carregamento dinâmico é o ensaio de Charpy instrumentado, que utiliza corpos de prova mais simples e baratos do que os corpos de prova convencionais para a obtenção de tenacidade à fratura. Os dados obtidos são de difícil interpretação dentro da estrutura de mecânica da fratura pela falta de um entendimento detalhado das forças de inércia, assim como das ondas mecânicas no corpo de prova de Charpy (SADOUGH VANINI, 2012).

Schindler comenta que não existem bases confiáveis para garantir a correlação entre os ensaios de Charpy, ensaios de impacto por queda e ensaios de tenacidade à fratura, pelos seguintes motivos: a trinca nos ensaios de Charpy só é iniciada após o embotamento plástico e o correspondente ganho de resistência por deformação nas adjacências, já nos corpos de prova de mecânica da fratura, o início do crescimento da trinca se dá a partir de uma pré-trinca já existente, nos testes de impacto por queda se caracteriza a capacidade do material frear a trinca, muito mais do que a propriedade de iniciar e propagar a trinca (SCHINDLER, 2001).

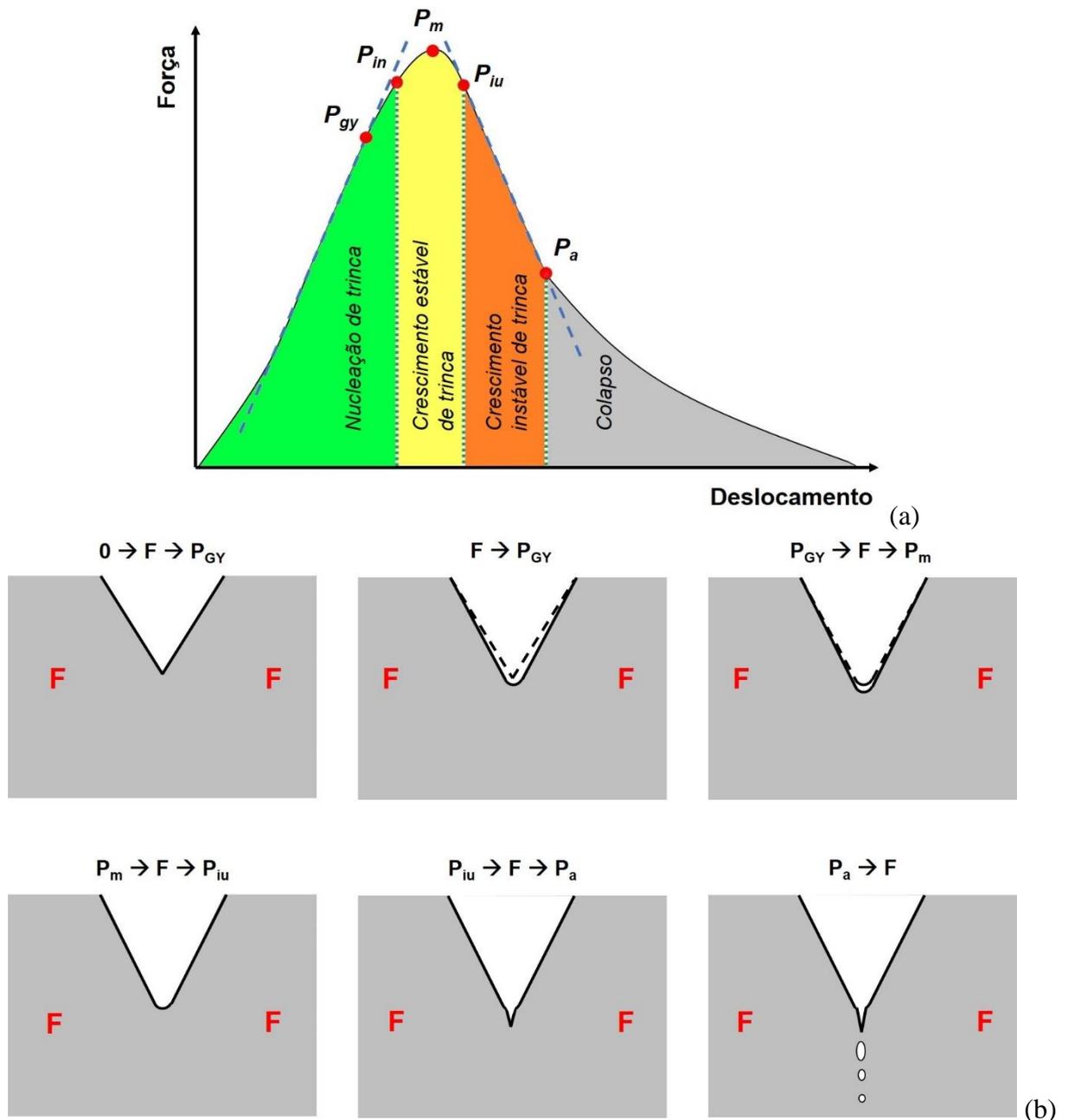
Como o corpo de prova de Charpy é rapidamente fraturado pelos processos de iniciação e propagação da trinca durante o momento do impacto do martelo, a área deformada plasticamente é muito pequena, inclusive na região próxima a ponta da trinca, levando a dificuldades na observação da zona plástica de deformação (KIM, 2016).

Lucon (2016) comenta que a utilização da metodologia de instrumentação do ensaio de Charpy, isto é, a obtenção dos valores de força e/ou energia absorvida durante um ensaio possuem aplicações em diversas análises voltadas à caracterização de materiais quanto ao seu comportamento dinâmico, entre os quais, pode-se destacar: cálculo da tenacidade dinâmica na região de transição dúctil-frágil, determinação da tenacidade à fratura dinâmica para materiais em temperaturas acima da temperatura de transição, determinação da proporção de fratura dúctil e obtenção da força no ponto de escoamento geral (P_{gy}).

Durante a execução do ensaio, podem-se destacar regiões importantes de análise que caracterizam o comportamento da ponta da trinca e são claramente observados através do

gráfico de Força vs Deslocamento (ou deflexão). A Figura 8 ilustra a representação gráfica das fases observadas durante um ensaio de impacto instrumentado, assim com a sua componente física, ou seja, a condição da ponta da trinca durante cada etapa do processo. A partir do início do ensaio até a força atingir o ponto de escoamento geral (P_{gy}), a ponta da trinca apresenta apenas deformação elástica, sem crescimento aparente de trinca ou arredondamento, essa região é caracterizada pela primeira região linear do gráfico. (LIN, 2020)

Figura 8 - (a) Curva Força vs Deslocamento para ensaio de Charpy instrumentado; (b) Região da ponta da trinca durante ensaio de Charpy.



Fonte: o autor.

Seguindo-se o momento onde a força ultrapassa P_{GY} , começa a ocorrer deformação plástica localizada na ponta da trinca, sendo notadamente a partir do ponto de força intermediário (P_{in}) que inicia o arredondamento da ponta da trinca (momento de iniciação da fratura), que deverá atingir um raio de valor máximo ao chegar ao ponto de força máxima (P_m), a região demarcada pelo início do arredondamento até a saturação total do raio, em (P_{iu}), é considerada como uma região de crescimento estável de trinca (LIN, 2020).

Entre P_m e o ponto de iniciação de instabilidade (P_{iu}) não ocorre um aumento do crescimento do raio da ponta da trinca, sendo caracterizada por uma elevação da absorção de energia, através de deformação plástica pelo material, até a sua saturação. Com o aumento da absorção de energia, o gráfico passa a apresentar uma nova região de linearidade a partir de P_{iu} até P_a , sendo nesta região onde se dá a nucleação e propagação de uma nova trinca, pela base da ponta arredondada que atingirá um comprimento máximo, com propagação acelerada, até chegar ao ponto final de propagação instável (P_a). Após atingir este ponto, o corpo de prova cede ao carregamento exercido e inicia o processo de colapso, onde ocorre a formação das *shear lips* (CHAOUADI, 2002).

2.2.3.1 Obtenção da tensão de escoamento dinâmico

Server (1978) propôs uma estimativa da tensão de escoamento dinâmico (σ_{gy}) baseado em valores de P_{gy} . Esse valor é muito importante para materiais que possuem um comportamento mecânico sensível às taxas de carregamento impostas, como aços de baixa resistência mecânica. Esses valores podem ser aplicados em materiais utilizados nas indústrias automotiva, aeronáutica e de vasos de pressão, onde ocorrem eventos de altas taxas de carregamento e impacto aplicados.

A Equação 10, proposta por Server (1978), segue abaixo, onde W é a largura, B é a espessura, a é o comprimento de trinca, P_{gy} é a força de escoamento geral (ponto onde o escoamento plástico se espalha por todo o ligamento não entalhado do corpo de prova) e C_{gy} é um fator que depende da geometria do indentador (raio do gume) e do tipo de corpo de prova, cujos valores podem ser observados na Tabela 1.

$$\sigma_{gy} = \frac{3,732 \cdot P_{gy} \cdot W}{C_{gy} \cdot B \cdot (W-a)^2} \quad (10)$$

Tabela 1 - Valores de coeficientes C_{gy} .

Raio do gume (mm)	Tipo de corpo de prova	C_{gy}
2	Entalhe “V”	1,274
	Pré-trincado	1,279
8	Entalhe “V”	1,336
	Pré-trincado	1,402

Fonte: Server (1978).

Segundo Kim (2015), o possível aparecimento de picos anteriores ao ensaio atingir o ponto de carga máxima, nas curvas de Força vs Deslocamento, são causados pelo efeito da característica de inércia do gume, devido a oscilações de alta frequência iniciais de carregamento, antes do início da deformação plástica.

2.2.3.2 Determinação do tamanho de trinca

Chaouadi (2002) descreve o fenômeno de crescimento de trinca ocorrendo a partir do momento que a força, durante o ensaio, ultrapassa o valor de iniciação, que seria um valor médio entre P_{gy} e P_m . Para tanto, o cálculo do valor do crescimento é feito em duas etapas, sendo que num primeiro momento se utiliza do valor da área abaixo do gráfico Força vs Deslocamento como aproximação do primeiro valor de Δa , após, se utiliza este valor para o cálculo dos valores de J e, posteriormente, dos demais valores de Δa , conforme mostra a Equação 11.

$$\Delta a_i \approx \Delta a_f \cdot \left(\frac{U_i - U_{inic}}{U_f - U_{inic}} \right)^2 = \Delta a_f \cdot \left(\frac{J_i - J_{inic}}{J_f - J_{inic}} \right)^2 \quad (11)$$

2.2.3.3 Efeito da oscilação

Os efeitos da inércia causam uma oscilação de carga de alta frequência no gume, que se torna considerável quando se trabalham com corpos de prova que possuem uma baixa deflexão, principalmente, no início da ocorrência de deformação plástica ($J_{0,2}$). A partir do momento que a deformação plástica se torna significativa, essa oscilação cessa e o sinal de força se aproxima da leitura observada em ensaios quasi-estáticos. Para reduzir este efeito, se necessita de altas frequências de aquisição de dados (>10-20kHz) de forma que se obtenham valores das oscilações iniciais de carga e os ciclos de descarregamento que ocorrem na curva

força vs deslocamento com valores de deslocamento abaixo de 1mm.(TRONSKAR, 2002).

Kobayashi (1987) desenvolveu um sistema instrumentado e ao testar a oscilação do martelo por emissões acústicas, percebeu que vibrações de alta frequência, da ordem de 500Hz, causam a flexão do gume, sendo a porção contendo os *strain-gages* fletida (oscilações de baixo ciclo). Por outro lado, ao testar frequências mais baixas, da ordem de 150Hz, as extremidades do gume são fletidas na mesma direção, sem afetar os *strain-gages* fixados no gume.

Caso a diferença de velocidade entre ensaios aplicada seja muito grande, ocorre o aparecimento de picos de recarregamento depois do ponto de carga máxima (este fenômeno tem importância na determinação da resistência à propagação da trinca). Este efeito é causado pelo efeito da vibração natural do martelo, assim como do efeito da inércia. Ou seja, após o contato do martelo com o corpo de prova, ocorre a aceleração do mesmo, resultando em um instante livre de contato entre o martelo e o corpo de prova, bem como uma queda é observada na leitura de força, sendo esta situação melhor observada com a diminuição da taxa de deformação. A energia absorvida pelo martelo para deformar elasticamente a cada contato com o corpo de prova gera microdeformações no martelo, ou seja, a cada contato, o martelo absorve e libera energia elástica conforme ocorre o contato com o corpo de prova. (KOBAYASHI, 1987)

Rossoll (1999) estudou o efeito da oscilação através da análise pelo método de elementos finitos de uma fratura de corpo de prova de Charpy pelo processo de clivagem. O processo de contato com o gume do equipamento, considerado como um corpo sólido e que a colisão ocorresse de forma elástica, se mostrou o ponto fundamental da variação de frequência e amplitude das ondas mecânicas geradas durante o processo de impacto, sendo que a rigidez do aparato (ou *compliance*) se torna o fator determinante para a geração das ondas de impacto.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 TUBO Q125

O material para tubo Q125, conforme especificado pela norma BS EN ISO 11960, é um aço de baixo carbono ligado ao cromo e molibdênio, que possui aplicações para transporte de material, geralmente para tubulações de gás natural, mas é mais comumente aplicado como tubo de revestimento para poços profundos, seja na extração de petróleo ou gás natural em poços terrestres (BSI STANDARDS PUBLICATION, 2014). Junsheng (2012) adverte que a sua aplicação é limitada em poços onde ocorre a presença de condensados ácidos, como H_2S , pois a sua alta resistência o torna altamente suscetível a corrosão sob tensão.

A norma não explicita composição química altamente restrita ou microestrutura alvo para os fabricantes deste grupo de dutos, sendo responsabilidade dos fabricantes apenas atenderem às características físicas e propriedades mecânicas indicadas para as aplicações as quais este material poderá estar sujeito. Portanto, de forma a garantir as propriedades mecânicas desejadas ao produto, como alta resistência mecânica, boa tenacidade e resistência à corrosão para meios contendo CO_2 , diversas técnicas de fabricação são utilizadas como processamento termomecânico, uso de elementos de liga de maiores proporções (Mn, Mo e Cr), uso de elementos microligantes (V, B e Ti), mas sempre seguidos pelos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento nas usinas, visando a obtenção de martensita revenida e, quando possível, mantendo uma boa quantidade de austenita retida para aumento da tenacidade (TANG, 2012) (KANTANEN, 2019).

Bogomolov (2019) destaca atualmente a inserção da aplicação de tratamentos termocíclicos, que vem sendo empregados em materiais de custo de produção mais baixos, de modo a atingir as propriedades mecânicas exigidas para a aplicação do material, sendo que ao passo que se aumentam os custos com tratamento térmico, os custos relacionados ao processo de fabricação da matéria-prima caem drasticamente. A Figura 9 ilustra um processo de tratamento termocíclico.



Fonte: Adaptado de (BOGOMOLOV, 2019).

Para a realização do presente estudo, foi retirado uma amostra de 130mm a partir de um tubo de comprimento de 12m, diâmetro externo de 90mm e espessura de 12,7mm. A Figura 10 mostra a seção de tubo após a realização do corte.

Figura 10 - Trecho de tubo Q125



Fonte: o autor.

3.2 ANÁLISE QUÍMICA

A análise da composição química da amostra foi realizada a partir do corte longitudinal de uma seção do tubo. Esta amostra foi preparada mediante lixamento para planificação e remoção de oxidações e possíveis contaminantes superficiais, com a utilização de uma lixa de 80mesh, sendo, em seguida, analisada através de espectrometria de emissão ótica, através de um espectrômetro da marca Spectro, modelo Spectrolab, sendo o resultado expresso por uma média de três análises efetuadas na amostra.

3.3 ANÁLISE METALOGRÁFICA

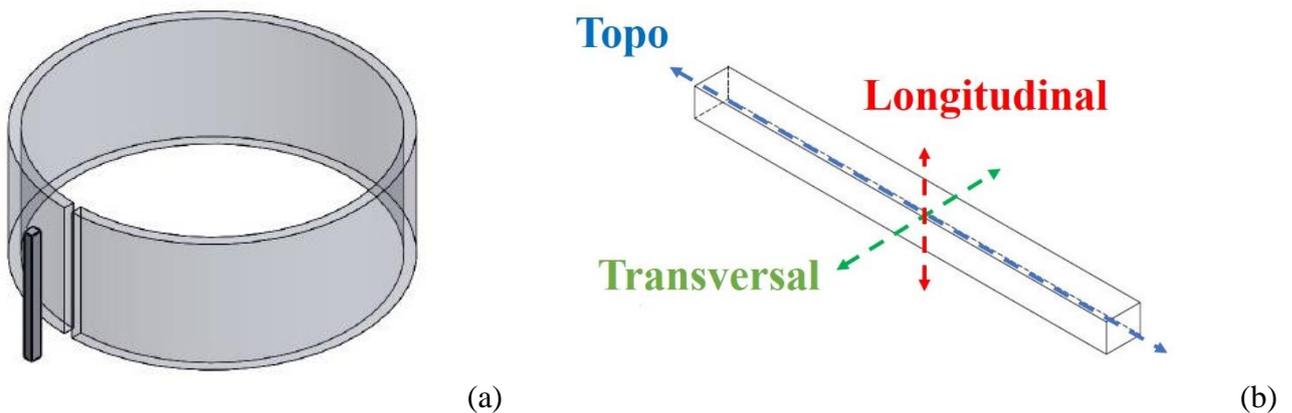
A análise microestrutural do tubo foi realizada nos sentidos longitudinal, transversal e topo, sendo analisadas as regiões do núcleo e da borda da amostra. A amostra foi preparada para observação mediante corte, embutimento em resina termofixa, lixamento e polimento, seguido de ataque químico, conforme procedimento descrito na norma ASTM E3 (2017). Para revelar a microestrutura foi realizado o ataque com reagente Nital 2%. As amostras foram analisadas através de microscopia ótica utilizando-se um microscópio marca Zeiss, modelo

Axio Imager 2, sendo as micrografias digitalizadas através de câmera digital acoplada ao microscópio.

3.4 ANÁLISES DE DUREZA E MICRODUREZA

A fim de se obter o valor da dureza superficial do tubo, foram realizadas medições na superfície lateral do tubo, no sentido de topo, conforme a Figura 11. A superfície de análise foi preparada mediante lixamento, com uma lixa de 80mesh, para planificação e remoção de impurezas superficiais. Em seguida, o ensaio foi executado em um durômetro digital da marca EMCO-TEST Duravision, modelo DV 30, sendo utilizada a escala Brinell, com uma esfera de 2,5mm de diâmetro e carga de 187,5kgf. Foram efetuadas cinco (05) indentações na amostra, sendo calculada a média entre estes valores para que se obtivesse o valor da dureza do material.

Figura 11 - (a) Seção retirada do tubo para análise; (b) Direções de análise.



Fonte: o autor.

A fim de analisar a homogeneidade de propriedades mecânicas ao longo da peça, de forma que a assegure a ausência de componentes microestruturais indesejados mecanicamente ou que pudessem provocar uma dispersão nos resultados de tenacidade (como a presença de carbonetos não identificados na análise metalográfica e o efeito da camada descarbonetada sobre o núcleo), foram realizadas as determinações dos perfis de microdureza do tubo. Para a determinação dos perfis de microdureza, foram analisadas as regiões transversal e longitudinal, na escala Vickers, utilizando-se um durômetro automático da marca Instron, modelo Tukon 2100B e com carga de 0,5 kgf.

3.5 ENSAIO DE TRAÇÃO

Foram retirados 3 corpos de prova de menores proporções, proporcionais à norma ASTM E8 (2016), através de usinagem por torneamento mecânico, da amostra de tubo, no sentido longitudinal, sendo que a geometria utilizada foi determinada de forma a atender aos parâmetros fornecidos pela norma ASTM E8 (2016), utilizada como procedimento padrão para a realização dos ensaios de tração. Os ensaios de tração foram realizados com velocidade de deslocamento de 0,36mm/min, utilizando uma máquina servo-hidráulica MTS, modelo 810.

A área da seção útil circular, utilizada como constante na determinação dos valores de tensão de engenharia, foi medida com o auxílio de paquímetro digital, assim como os valores de comprimento inicial e final da amostra, utilizados para a determinação do alongamento após a fratura. A deformação foi obtida através da leitura de um *clip-gage* acoplado aos corpos de prova durante os ensaios, sendo obtidos, através desta leitura, os valores de alongamento à fratura. Os dados de força foram obtidos através da leitura de uma célula de carga de 100kN. A tensão de escoamento foi determinada considerando um *offset* de deformação no valor de 0,65%, conforme indicado pela norma BS EN ISO 11960 (2014). A Figura 12 apresenta os corpos de prova analisados nos ensaios.

Figura 12 - Corpos de prova para tração.

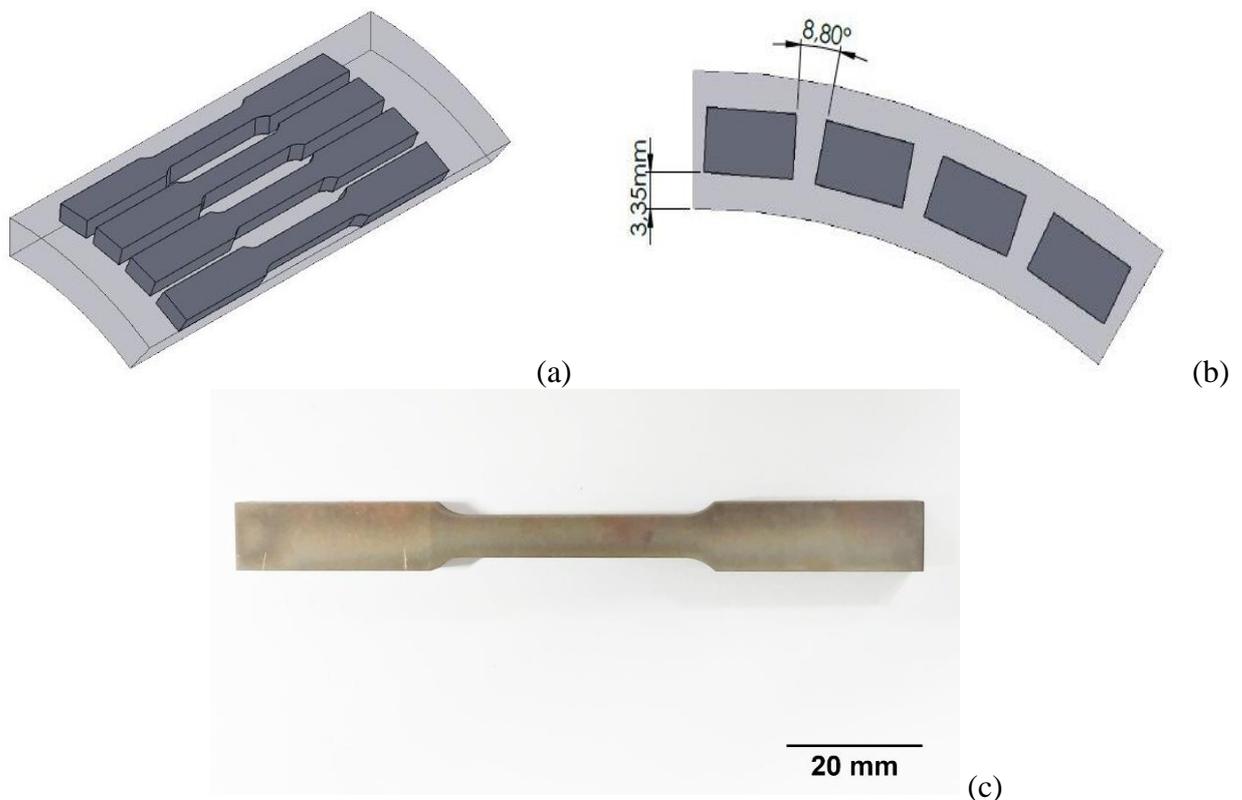


Fonte: o autor.

3.6 MÓDULO DE ELASTICIDADE E COEFICIENTE DE POISSON

Para a obtenção dos valores de módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson sob carregamento dinâmico e monotônico, foram retirados 4 corpos de prova de tração *subsize* no sentido longitudinal da amostra de tubo, por eletro-erosão a fio, com geometria padrão conforme indicado na norma ASTM E8 (2016). A Figura 13 traz a forma de extração dos corpos de prova do tubo, assim como a sua geometria para ensaio.

Figura 13 - (a) Vista isométrica da extração dos corpos de prova do tubo; (b) Vista frontal da extração dos corpos de prova; (c) Corpo de prova de tração após a usinagem.



Fonte: o autor.

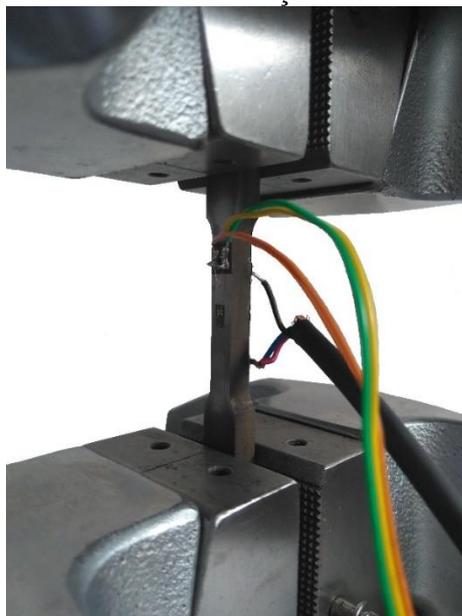
A determinação de módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson pode ser realizada de forma indireta ou direta. A medição indireta é feita através da leitura dos dados de deformação por um sistema de LVDT, que é fixado ao sistema de deslocamento do equipamento de ensaio, ou por um *clip-gauge*, que é fixado na lateral de um corpo de prova. Estes métodos, apesar de fornecerem boas estimativas, não apresentam dados exatos da variação da deformação do corpo de prova, por adicionarem na sua leitura a deformação de componentes externos ao corpo de prova, o que afeta principalmente a determinação do módulo de elasticidade. Já a determinação direta é mais exata por medir a deformação superficial do

corpo de prova com a leitura de *strain-gages*, diminuindo a incerteza de medição associada à leitura de deformação do corpo de prova, para a região linear da curva tensão vs deformação (região de interesse para a obtenção das propriedades listadas), tendo sido, por este motivo, adotada no procedimento de ensaio (MOTRA, 2014).

Para a obtenção dos dados de deformação, foram acoplados 2 *strain-gages* de meia-ponte da marca Kyowa, com um *gage factor* de 2,11, na região central de cada corpo de prova, sendo um no sentido longitudinal e o outro no sentido transversal de cada corpo de prova. Foi utilizado um amplificador de leitura da marca HBM, modelo Spider8 e o software de aquisição de dados Catman Easy. Os ensaios de tração foram realizados numa máquina servo-hidráulica da empresa MTS, modelo 810.

Os ensaios com carregamento dinâmico foram realizados com 3 corpos de prova, cada um submetido a uma taxa de deslocamento de 1m/s até a ruptura completa de cada corpo de prova, sendo considerados para fins de cálculo dos coeficientes apenas as coletas efetuadas dentro da região de deformação elástica do material. Os dados de deformação longitudinal obtidos pelo software de aquisição foram pareados com os valores medidos pela máquina de ensaios, a fim de que se obtivessem os resultados de módulo de elasticidade. A Figura 14 mostra a fixação dos corpos de prova antes da execução dos ensaios, na qual pode-se observar a fixação do *strain-gage* no sentido longitudinal, correspondente à direção em que foram retiradas as informações referentes a deformação do material para o cálculo do módulo de elasticidade, além do coeficiente de Poisson.

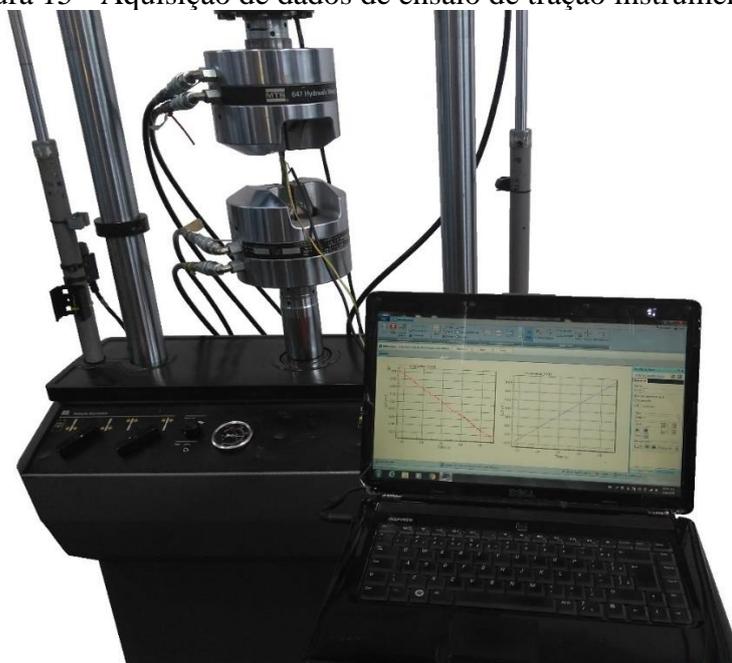
Figura 14 - Ensaio de tração instrumentado.



Fonte: o autor.

Para os ensaios com carregamento monotônico foi utilizado 1 corpo de prova, sendo submetido a 3 sequências de carregamento e descarregamento, com taxas de deslocamento de 0,375mm/min para ambas as direções de ensaio, dentro do regime de deformação elástica do material, ou seja, em cada sequência de ensaio, o corpo de prova foi mantido a uma tensão abaixo da tensão de escoamento, sendo observado que em nenhuma das sequências foi ultrapassado um valor de 70% da tensão de escoamento do material. A Figura 15 ilustra a execução do ensaio, onde se pode observar a aquisição de dados em tempo real pelo software.

Figura 15 - Aquisição de dados de ensaio de tração instrumentado.



Fonte: o autor.

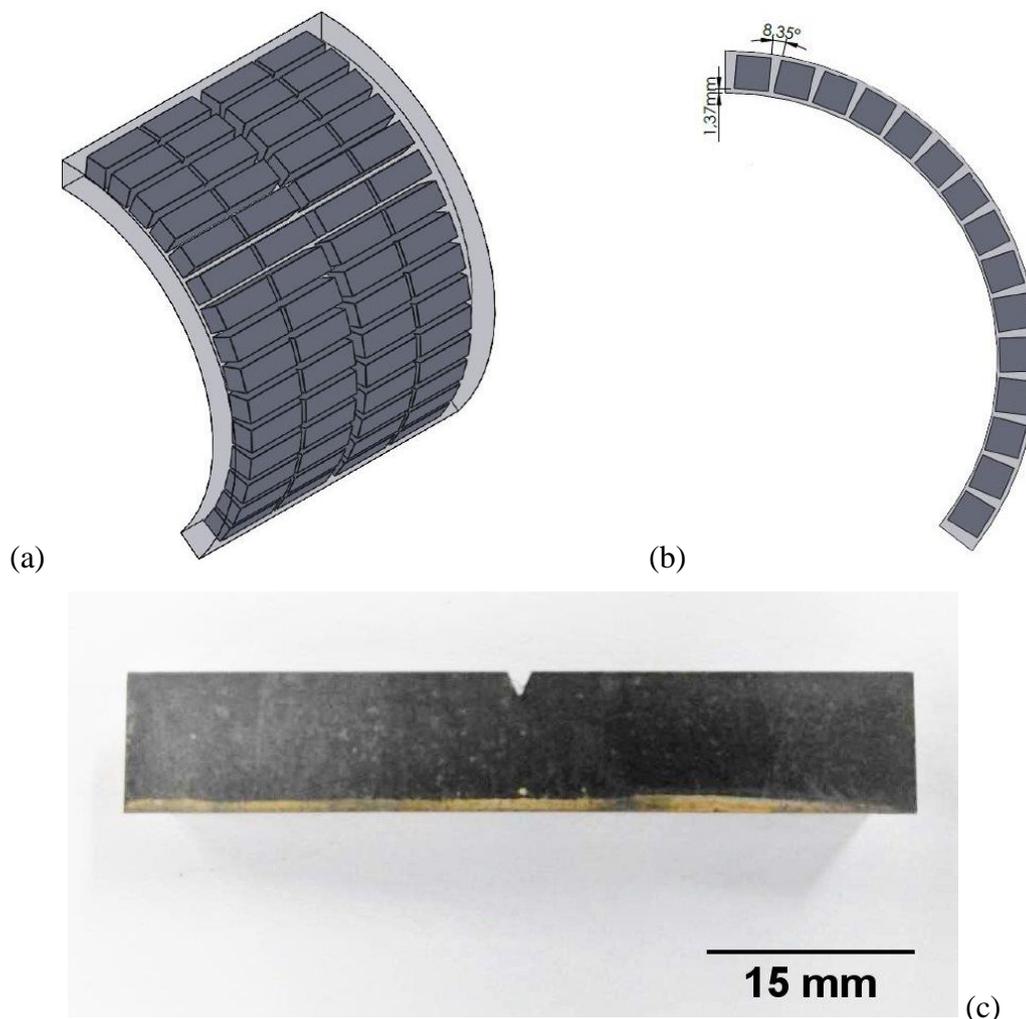
3.7 DETERMINAÇÃO DA CURVA J-R

3.7.1 Pré-ensaio

A partir da seção de tubo, foram extraídos 24 corpos de prova de Charpy por eletro erosão a fio, de geometria padrão fornecida pela norma ASTM E23 (2018), sendo selecionada a geometria com entalhe em formato de “V” com uma seção lateral de 10x10mm. A posição de retirada dos corpos de prova dentro do tubo foi escolhida considerando o posicionamento da ponta da trinca, após a etapa de pré-trincamento, exatamente na região central da espessura do tubo no sentido longitudinal, com a face contendo a boca do entalhe voltada para a face externa do tubo, de modo que a ponta da trinca estivesse localizada na zona de maior probabilidade de

encontrar defeitos derivados do processo de fabricação, que atuam como agentes de aumento de concentração de tensões locais, como inclusões não-metálicas provenientes dos processos de siderurgia e conformação mecânica (AVILA, 2016). Esta localização da ponta da trinca permite que se possua uma maior probabilidade de encontrar os valores mais baixos de tenacidade à fratura ao longo da espessura do tubo, de modo que os resultados encontrados forneçam dados mais seguros para a especificação de aplicação do material. A Figura 16 traz um exemplo de corpo de prova, assim como a sua configuração de extração do tubo.

Figura 16 - (a) Vista isométrica da extração dos corpos de prova; (b) Vista frontal da extração dos corpos de prova; (c) Corpo de prova de Charpy após a usinagem.

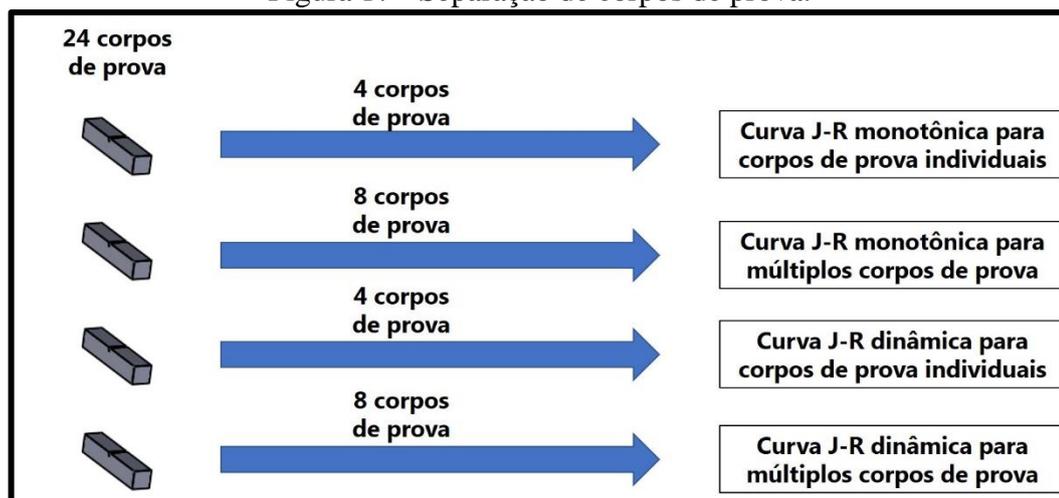


Fonte: o autor.

A divisão dos corpos de prova para a realização de cada metodologia de ensaio está ilustrada na Figura 17. Os corpos de prova foram lixados nas superfícies laterais, partindo da lixa de 80mesh até a de 1200mesh, para diminuir a rugosidade superficial e permitindo o acompanhamento visual do crescimento da trinca durante a etapa de pré-trincamento. Além

disso, foram lixadas as faces superiores dos corpos de prova com uma lixa de 80mesh em direções aleatórias de preparo, a fim de remover a oxidação superficial e facilitar a colagem dos *knife-edges*, responsáveis por acomodar o *clip-gauge* à boca do entalhe, permitindo, assim, a determinação dos dados da variação do comprimento da boca do entalhe durante as etapas de pré-trincamento e dos ensaios com carregamento monotônico.

Figura 17 - Separação de corpos de prova.

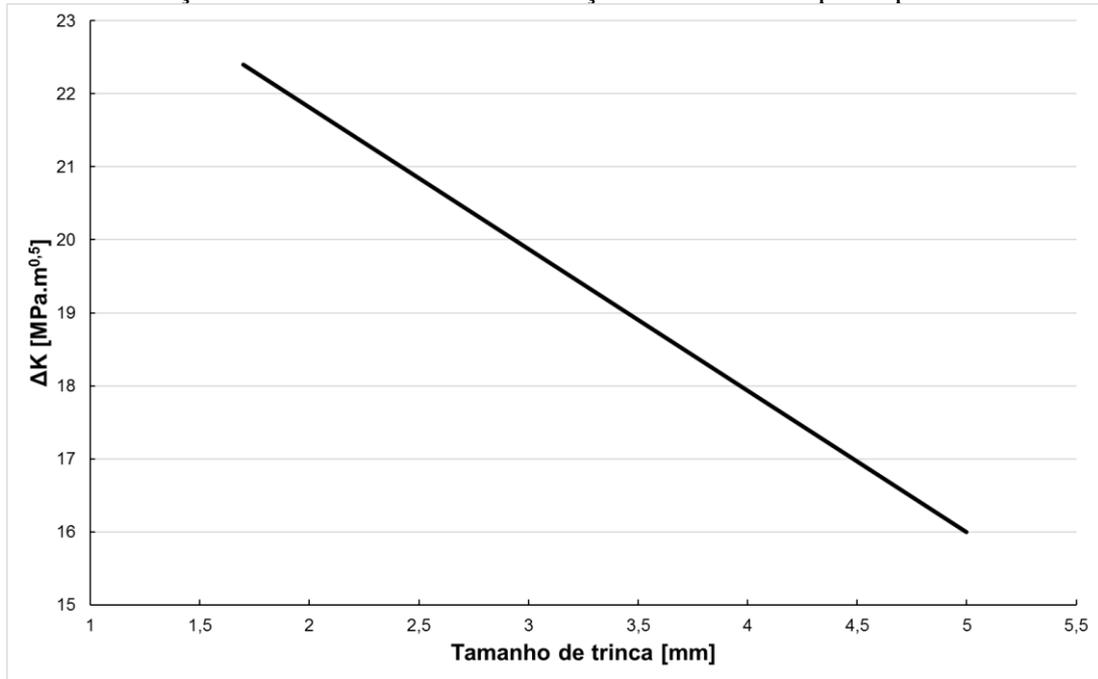


Fonte: o autor.

Após a etapa de preparação dos corpos de prova, foi realizada a etapa de pré-trincamento em fadiga, que é prevista em norma para que os ensaios reproduzam trincas com um ângulo mais agudo possível, ou de mesmo modo, possuindo um raio de curvatura na ponta da trinca tendendo a zero. Estas condições permitem uma reprodução fiel de trincas, já em estágio de propagação, encontradas em aplicações práticas, já que os ensaios de tenacidade à fratura se aplicam a situações em que se considera a presença de um defeito prévio na estrutura.

Os pré-trincamentos em fadiga foram realizados em uma máquina servo-hidráulica, da marca MTS, modelo 810, utilizando uma taxa variação de ΔK decrescente, com valor de ΔK_{Final} de $16\text{MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$, razão de carregamento de 0,1, frequência de 15Hz e razão de a/W final de 0,5. O acompanhamento do avanço da trinca foi monitorado pela fixação de um *clip-gauge* na boca do entalhe dos corpos de prova, tornando possível a determinação do tamanho de trinca em tempo real através do método do *compliance*. A Figura 18 apresenta a relação entre os valores de ΔK e o comprimento de trinca a partir do início ao término da etapa de pré-trincamento.

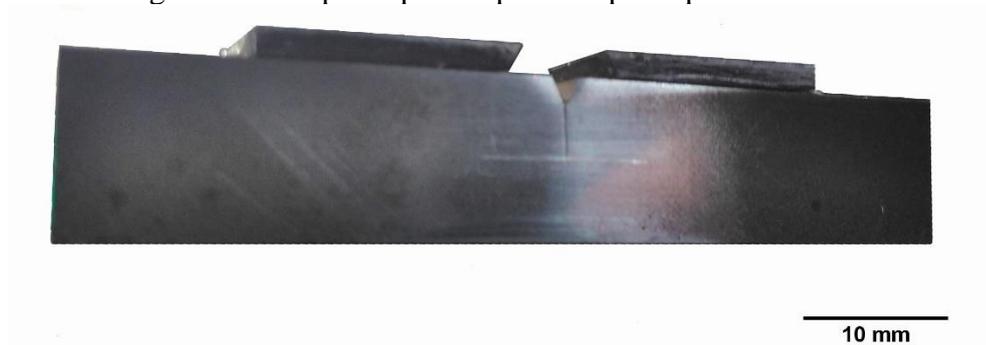
Figura 18 - Variação do valor de ΔK com o avanço da trinca na etapa de pré-trincamento.



Fonte: o autor.

A Figura 19 apresenta o corpo de prova após a etapa de pré-trincamento por fadiga. Percebe-se a ocorrência da nucleação e crescimento da trinca até a região central do corpo de prova, condição necessária para a realização dos ensaios, com um comprimento mínimo tal que a maior concentração de tensões encontrada seja nesta região, evitando-se possíveis zonas de deformação plástica formadas por processos anteriores de preparação, como usinagem, desbaste ou polimento (KOVARIK, 1993).

Figura 19 - Corpo de prova após a etapa de pré-trincamento.



Fonte: o autor.

Após a realização do pré-trincamento, as amostras foram separadas em 4 grupos: grupo (a): corpos de prova a serem submetidos ao ensaio de determinação da curva J-R monotônica para corpos de prova de forma individual; grupo (b): submetido a obtenção da curva J-R

monotônica para múltiplos corpos de prova; grupo (c): ensaios para obtenção da curva J-R dinâmica para corpos de prova de modo individual; grupo (d): dedicado a se obter uma curva J-R dinâmica para múltiplos corpos de prova.

3.7.2 Determinação da curva J-R monotônica para múltiplos corpos de prova

A Figura 20 ilustra a realização dos ensaios, em corpos de prova extraídos do tubo, numa máquina servo-hidráulica da marca MTS, modelo 810, sendo realizado em duas etapas, uma de carregamento e outra de descarregamento. A velocidade de deslocamento do pistão foi de 1mm/min para a etapa de carregamento e 0,2mm/min para a etapa de descarregamento, de modo que, cada corpo de prova foi submetido a etapa de carregamento até que se atingisse um valor de abertura de clip (CMOD) pré-estabelecido para que houvesse um crescimento de trinca (Δa) mensurável, isto é, dentro dos padrões estabelecidos pela norma ASTM E1820 (2020), onde se estima que valores de Δa válidos para a obtenção de uma curva J-R se encontram dentro da faixa de 0,15-1,5mm.

Figura 20 - Ensaio de tenacidade à fratura por flexão em 3 pontos.



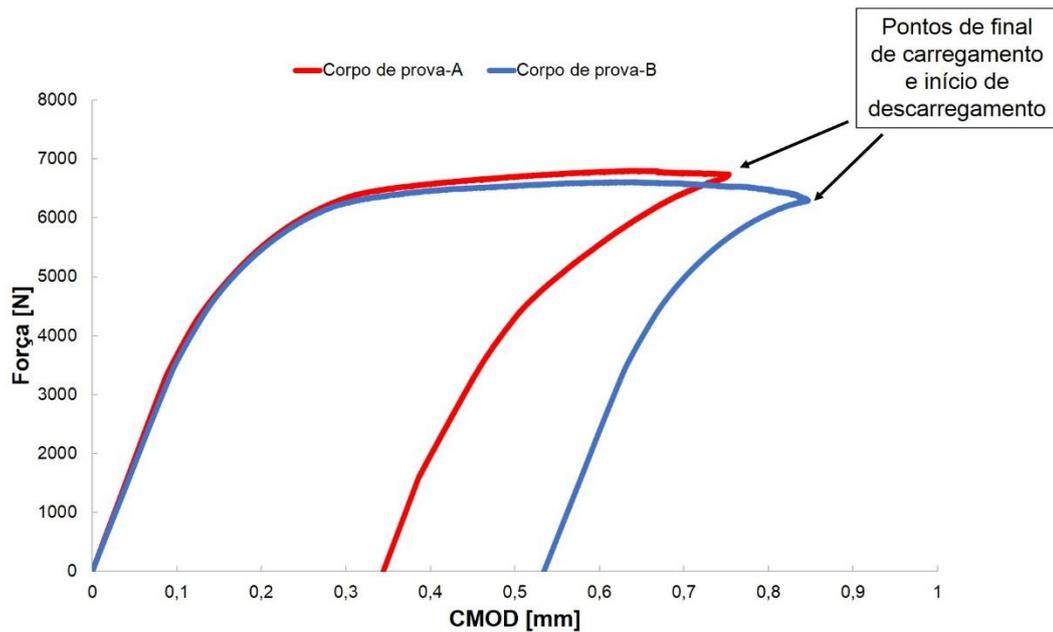
Fonte: o autor.

Os valores de CMOD foram pré-definidos a partir de um primeiro ensaio, no qual o corpo de prova foi submetido ao mesmo procedimento, porém, a etapa de descarregamento foi iniciada após o corpo de prova atingir um ponto máximo de carregamento. A partir dos valores de CMOD correspondente ao ponto de carga máxima, foi determinado o ponto subsequente,

distinto do CMOD de carga máxima de 0,25mm conforme a necessidade de se encontrar um crescimento maior ou menor de trinca, para o próximo corpo de prova.

A Figura 21 apresenta as sequências de carregamento e descarregamento encontradas para 2 corpos de prova distintos, de forma que se pode observar a diferença entre os pontos finais das etapas de carregamento.

Figura 21 - Sequência de carregamento e descarregamento para determinação da tenacidade à fratura.



Fonte: o autor.

3.7.3 Determinação da curva J-R monotônica para corpos de prova individuais

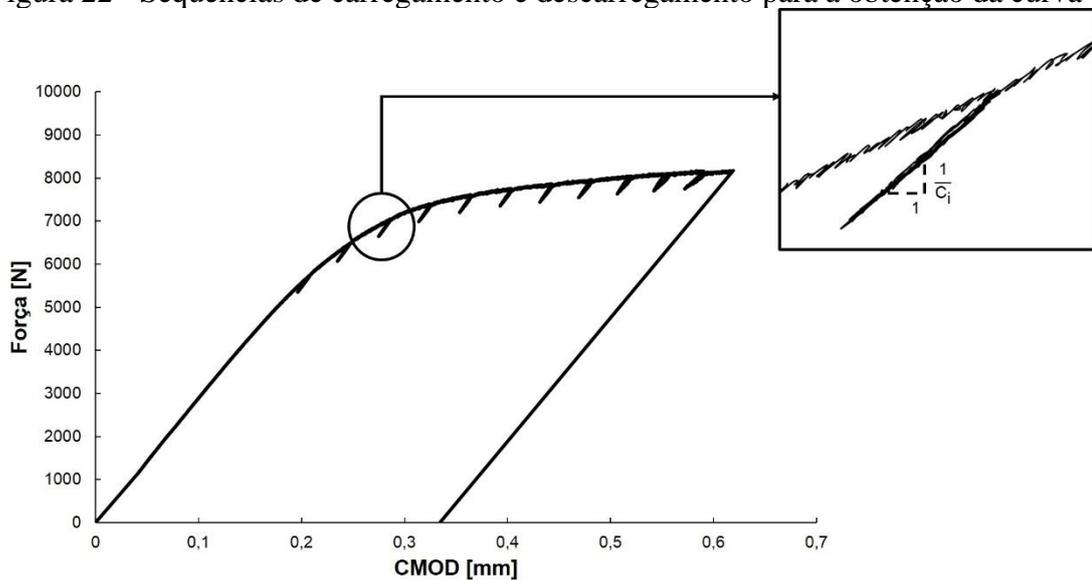
Os ensaios foram executados de forma a se obter o crescimento da trinca através dos dados de *compliance* do material pela curva Força vs CMOD em corpos de prova extraídos a partir do tubo. As curvas foram obtidas através da análise dos corpos de prova flexionados por 3 pontos em uma máquina servo-hidráulica da marca MTS, modelo 810.

Cada corpo de prova foi submetido a uma sequência de carregamentos e descarregamentos, de 1mm/min e 0,2mm/min, respectivamente, com controle dos pontos pelo valor de CMOD, sendo o primeiro ponto de descarregamento alocado com o valor de 0,25mm e o último de 0,85mm. Estes valores foram determinados com o objetivo da obtenção de pelo menos 7 pontos antes que o corpo de prova atingisse o ponto de carga máxima durante o ensaio e, pelo menos, 3 pontos após o ponto de carga máxima.

Os intervalos entre os pontos foram de 0,05mm, com quedas de cargas entre o último ponto da sequência de carregamento, para o primeiro ponto da próxima sequência de carregamento de 300N, totalizando 13 pontos de descarregamento por curva, sendo que no último ponto de descarregamento, o corpo de prova foi retornado ao ponto de carga zero, finalizando o ensaio.

A Figura 22 ilustra o gráfico de Força vs CMOD encontrado após a execução de um ensaio, onde cada ponto de queda de carga no gráfico simboliza uma sequência de descarregamento para a obtenção do valor de *compliance*.

Figura 22 - Sequências de carregamento e descarregamento para a obtenção da curva-R.



Fonte: o autor.

O valor de *compliance* pode ser obtido tanto pela inclinação da reta durante o descarregamento parcial, quanto do carregamento, já que elas são sobrepostas, porém, devido ao significado físico do parâmetro (oposto de rigidez ou a capacidade do material liberar energia armazenada), foram utilizados para fins de cálculo apenas os dados correspondentes às etapas de descarregamento (OKAMURA, 1973).

3.7.4 Determinação da curva J-R dinâmica para corpos de prova individuais

Os ensaios foram realizados a partir de corpos de prova pré-trincados, extraídos a partir do tubo, sendo rompidos completamente numa máquina para ensaios de Charpy com cabeçote instrumentado, da marca Instron, modelo SI-1D3, com capacidade de 406,7J, velocidade

máxima de impacto de 5,18m/s e com célula de carga de capacidade de 89kN. Os dados obtidos por ensaio foram adquiridos através do *software* Impulse e pelo equipamento de aquisição da marca Dynatup. A Figura 23 apresenta a realização dos ensaios no equipamento.

Figura 23 - (a) Visão geral do equipamento para ensaio de Charpy instrumentado; (b) Visão próxima a base do equipamento.



(a)



(b)

Fonte: o autor.

Foram efetuados testes em 3 condições distintas, ao se alterarem a velocidade inicial de impacto e o comprimento inicial de trinca, sendo que a condição considerada ideal, foi duplicada, de modo a avaliar a reprodutibilidade dos resultados entre 2 condições semelhantes.

Server (1978) elaborou uma metodologia de cálculo direto de valores de J_{ID} partindo do cálculo dos dados de tenacidade obtidos a partir da curva de ensaio de Charpy instrumentado, sendo altamente difundido para a obtenção de dados práticos de tenacidade à fratura dinâmica, sendo possível calcular diretamente os valores de $J_{0,2}$ a partir dos dados de J_{ID} (CHAOUADI, 2008). Esta abordagem não foi utilizada no presente estudo, de modo a se determinar com a mesma metodologia e comparar os resultados de $J_{0,2}$ para ensaios sob carregamento dinâmico e monotônico, através da curva-R, de acordo com o método previsto na norma ASTM E1820 (2020).

3.7.5 Determinação da curva J-R dinâmica para múltiplos corpos de prova

A fim de se obter os pontos para elaborar a curva J-R para múltiplos corpos de prova extraídos do tubo, foi realizado primeiramente um ensaio com um corpo de prova pré-trincado com a capacidade total do equipamento de impacto Charpy, de modo que o corpo de prova fosse rompido completamente. A energia necessária para romper o corpo de prova foi utilizada como parâmetro para o cálculo das alturas às quais o martelo seria lançado para impactar os corpos de prova que viriam formar a curva J-R, conforme mostra as Equações 12-14.

$$h_0 = \frac{E_0}{m \cdot g} \quad (12)$$

$$v_i = \sqrt{\frac{2 \cdot E_0}{m}} \quad (13)$$

$$\Delta h = \frac{h_0}{N} \quad (14)$$

Dados:

h_0 – Altura mínima necessária para fraturar completamente a amostra [m]

E_0 – Energia absorvida num ensaio com fratura completa (33,45J)

m – Massa do martelo (30,239kg)

g – Aceleração da gravidade (9,8m/s²)

v_i – Velocidade mínima necessária para romper completamente a amostra [m/s]

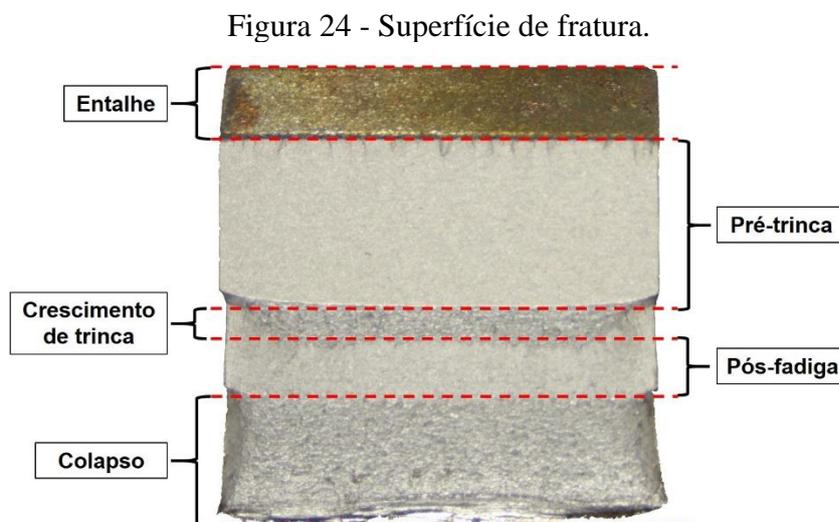
Δh – Diferença de altura entre os lançamentos do martelo para fraturas parciais [m]

N – Número de corpos de prova disponíveis

Os cálculos foram executados prevendo a utilização de 9 corpos de prova, portanto, a diferença de altura entre os lançamentos foi de 0,0125m, partindo da base onde o corpo de prova estava alocado até a ponta do gume do martelo, sendo a distância inicial de 0,0125m e a final de 0,1125m.

3.7.6 Pós-ensaio e medição de trincas

Após o término dos ensaios, cada corpo de prova foi submetido a um processo de pós-fadiga, com o intuito de separar as etapas de ensaio de forma que se tornassem visíveis na superfície de fratura, a pré-trinca em fadiga, o crescimento da trinca durante os ensaios, a região de pós-fadiga e a zona de colapso, onde a taxa de crescimento de trinca associada ao carregamento aplicado se tornam insustentáveis para a zona remanescente e a peça rompe. A Figura 24 apresenta a superfície de fratura, com o intuito de representar as regiões classificadas após a execução dos ensaios.



Fonte: o autor.

As medidas das pré-trincas e do crescimento de trinca ao término dos ensaios foram medidas através de um projetor de perfis da marca Insize, modelo ISP-Z3015, através da técnica de 9 pontos especificada pela norma ASTM E1820 (2020).

4 RESULTADOS

4.1 ANÁLISE QUÍMICA

A Tabela 2 traz os resultados de composição química determinados via espectrometria de emissão ótica. O material é um aço ao carbono, com adição de cromo e molibdênio, visando o aumento da temperabilidade do aço. Percebe-se, também, a presença de elementos microligantes, como boro (ajuda a aumentar a temperabilidade), titânio e vanádio (elementos formadores de carbonitretos, a fim de ajudar a manter o boro em solução sólida e ainda provocar um ganho de resistência mecânica por precipitação) (PYSHMINTSEV, 2018).

A presença de silício em baixas quantidades, não possui efeito notório nas propriedades mecânicas, sendo adicionado, geralmente, para desoxidação e dessulfuração, além de melhorar a soldabilidade em aços de baixo teor de carbono. Já o manganês, pode atuar de modo a melhorar a resistência ou a tensão de fluxo do aço, desde que esteja dissolvido na ferrita antes da etapa de aquecimento para têmpera (BOGOMOLOV, 2019).

Tabela 2 - Composição química (% em massa).

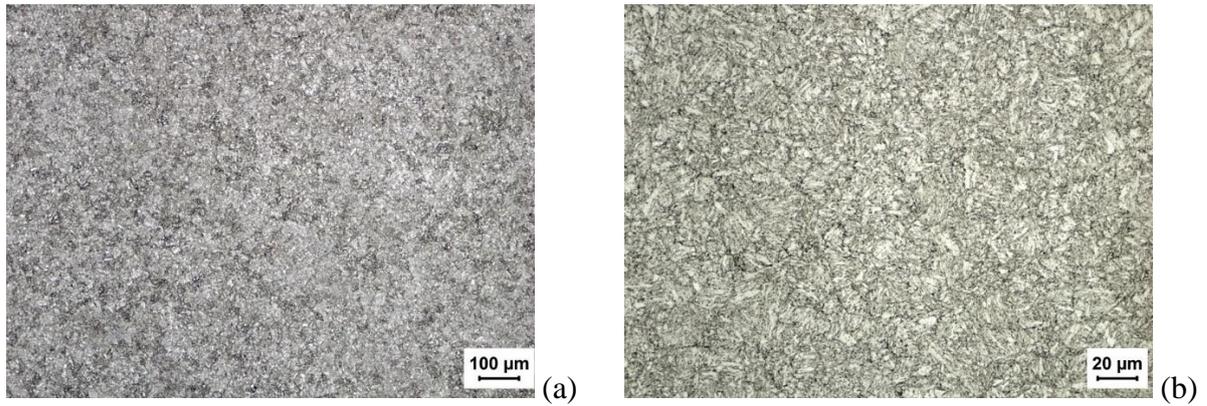
Elemento	C	Mn	Cr	Mo	Ni	S	P
Q 125	<u>Máx.</u>	<u>Máx.</u>	<u>Máx.</u>	<u>Máx.</u>	<u>Máx.</u>	<u>Máx.</u>	<u>Máx.</u>
	<u>0,35</u>	<u>1,35</u>	<u>1,50</u>	<u>0,85</u>	<u>0,99</u>	<u>0,010</u>	<u>0,020</u>
Amostra	0,26	0,53	0,83	0,52	0,021	0,00250	0,0120
Elemento	Si	Al	Ti	V	B	Residuais	Fe
Q125	-	-	-	-	-	-	-
Amostra	0,24	0,036	0,029	0,0013	0,0051	<0,011	Balanço

Fonte: (BSI STANDARDS PUBLICATION, 2014); o autor.

4.2 ANÁLISE METALOGRAFICA

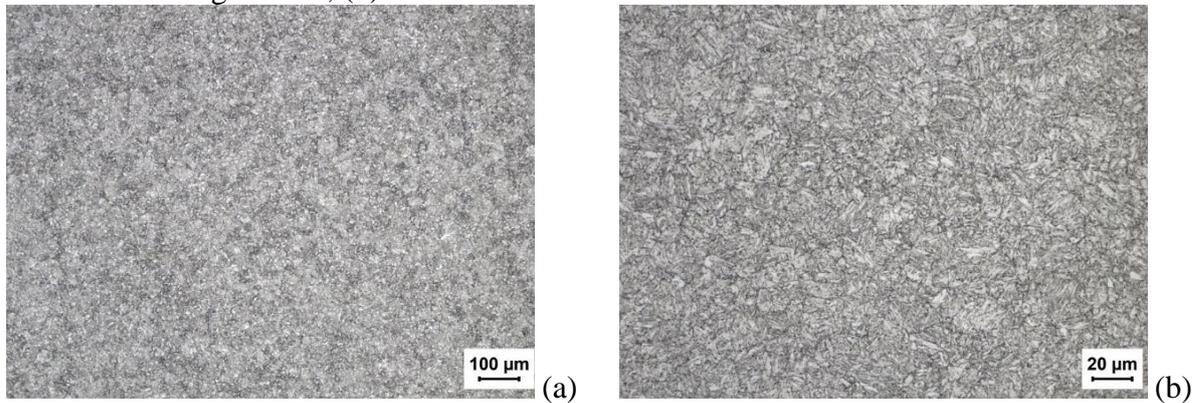
As Figuras 26-30 apresentam as micrografias da seção analisada do tubo, assim como as suas direções correspondentes.

Figura 26 - (a) Micrografia detalhando a microestrutura observada na direção de topo; (b) Maior aumento.



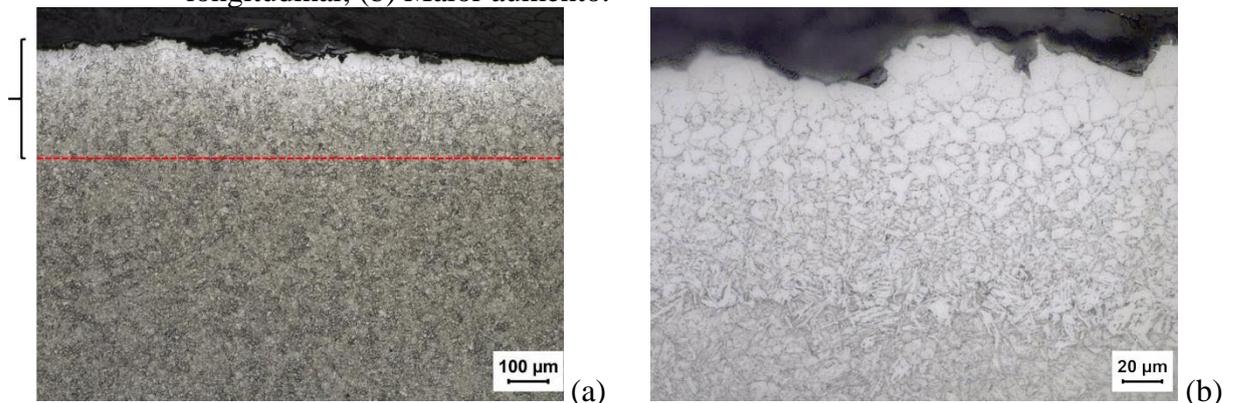
Fonte: o autor.

Figura 27 - (a) Micrografia detalhando a microestrutura observada no centro da direção longitudinal; (b) Maior aumento.



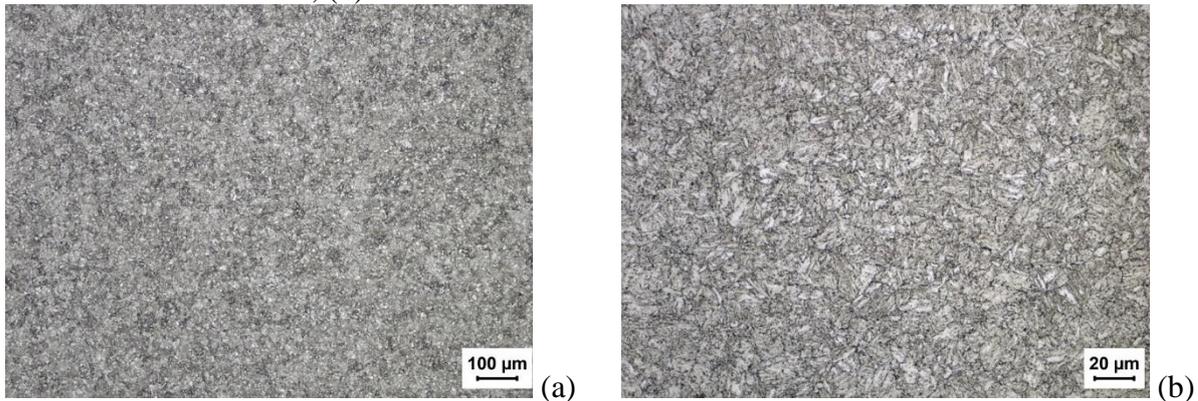
Fonte: o autor.

Figura 28 - (a) Micrografia detalhando a microestrutura observada na superfície da direção longitudinal; (b) Maior aumento.



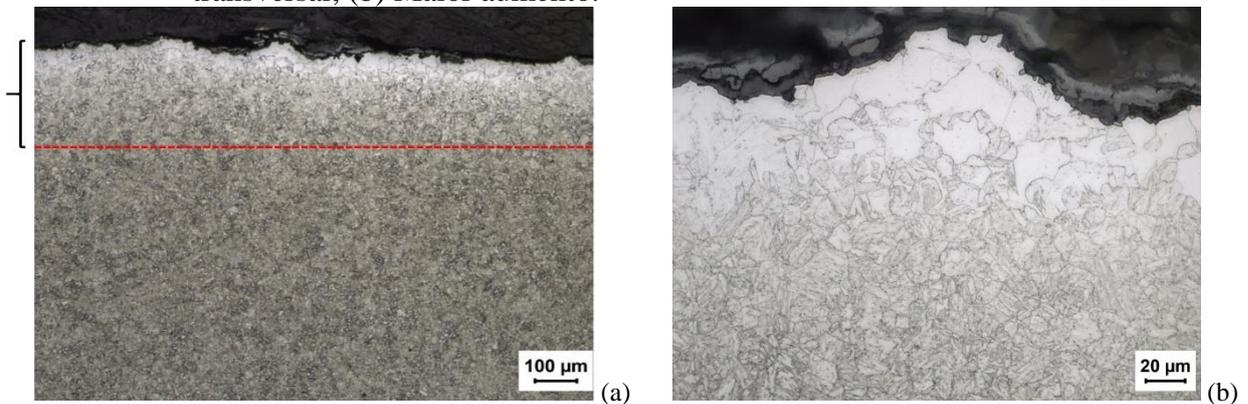
Fonte: o autor.

Figura 29 - (a) Micrografia detalhando a microestrutura observada no centro da direção transversal; (b) Maior aumento.



Fonte: o autor.

Figura 30 - (a) Micrografia detalhando a microestrutura observada na superfície da direção transversal; (b) Maior aumento.



Fonte: o autor.

A microestrutura observada nas amostras embutidas apresenta prevalência de martensita revenida nas regiões mais afastadas da superfície, sendo que para as três direções analisadas se observou que a mesma predominância de microestrutura, conforme mostram as Figuras 26-30, o que geralmente se observa nessa classe de aços de alta resistência mecânica.

Nas amostras longitudinal e transversal observou-se uma camada descarbonetada com aumento do tamanho de grão ferrítico, atingindo um máximo de aproximadamente 0,3mm, como indicado nas Figuras 28 (a) e 30 (a), sendo um efeito normalmente causado pela perda de carbono durante alguma das etapas de aquecimento na realização de tratamento térmico do material (VANDER VOORT, 2004). A fim de evitar a inclusão desta camada nas análises das propriedades mecânicas e de tenacidade à fratura do material, de forma que não correspondem ao todo da amostra, cada corpo de prova foi obtido das regiões centrais do tubo, evitando-se, assim, uma análise mista das propriedades da superfície (não desejado) e do núcleo (desejado).

4.3 DUREZA E MICRODUREZA

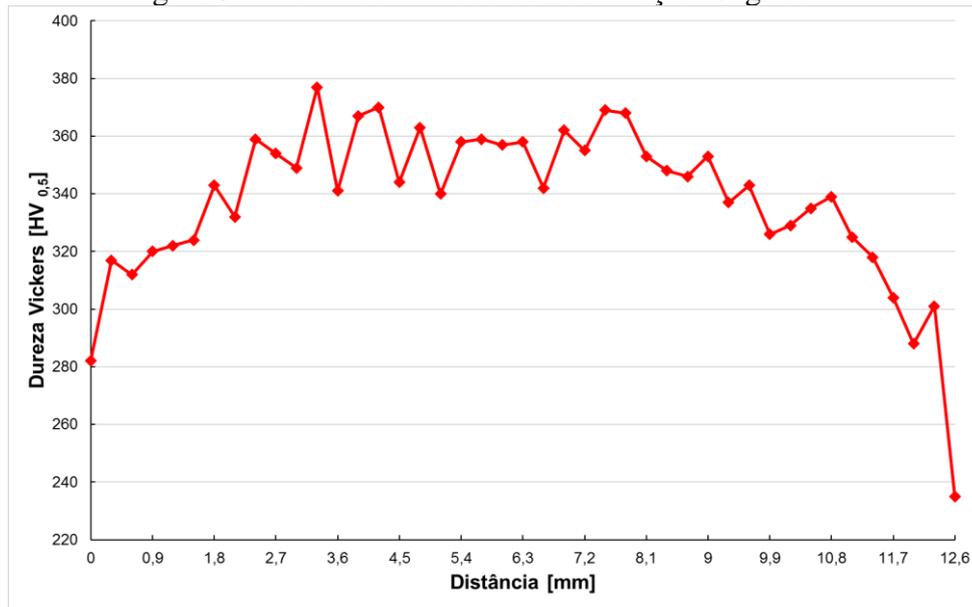
Os resultados do ensaio de dureza estão apresentados na Tabela 3. A norma BS EN ISO 11960 (2014) não estipula um valor máximo de dureza para tubos Q125, porém, orienta que a variação entre as medidas, isto é, o desvio padrão, seja menor do que 4,0HRC através da espessura do tubo, para tubos com espessura de parede superior a 0,5in. Como as análises foram realizadas a partir da escala Brinell, os valores convertidos para a escala Rockwell-C são apresentados em parênteses na Tabela 3, a fim de comparação. Nota-se que o material possui uma homogeneidade de comportamento mecânico por toda a sua espessura, de forma macroscópica, devido ao baixo desvio padrão encontrado entre as medições, sendo valores compatíveis ao esperado para um.

Tabela 3 - Resultados dos ensaios de dureza. Valores em HB 2,5 187,5 (HRC).

Ensaio 1	Ensaio 2	Ensaio 3	Ensaio 4	Ensaio 5	Média
319 (34)	321 (34)	323 (34)	325 (35)	321 (34)	321,8 ± 2,3 (34,2 ± 0,4)

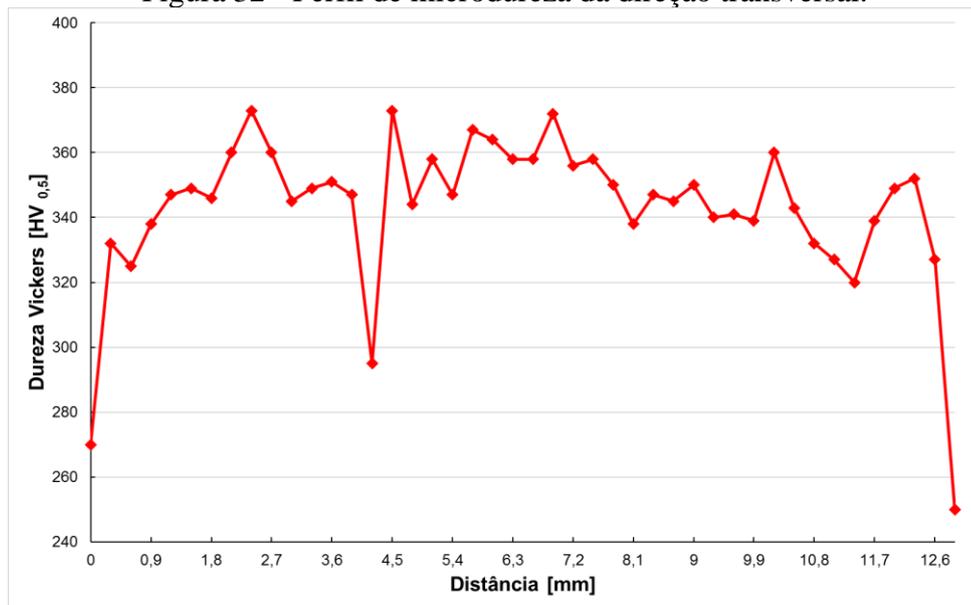
As Figuras 31-32 trazem os gráficos dos perfis de microdureza realizados nas amostras longitudinal e transversal, respectivamente. Percebe-se uma queda na dureza nas indentações realizadas próximas às superfícies devido a diferença provocada pela existência da camada descarbonetada formada durante a etapa de tratamento térmico, que possui menor resistência mecânica pela perda de carbono no processo (VANDER VOORT, 2015).

Figura 31 - Perfil de microdureza da direção longitudinal.



Fonte: o autor.

Figura 32 - Perfil de microdureza da direção transversal.



Fonte: o autor.

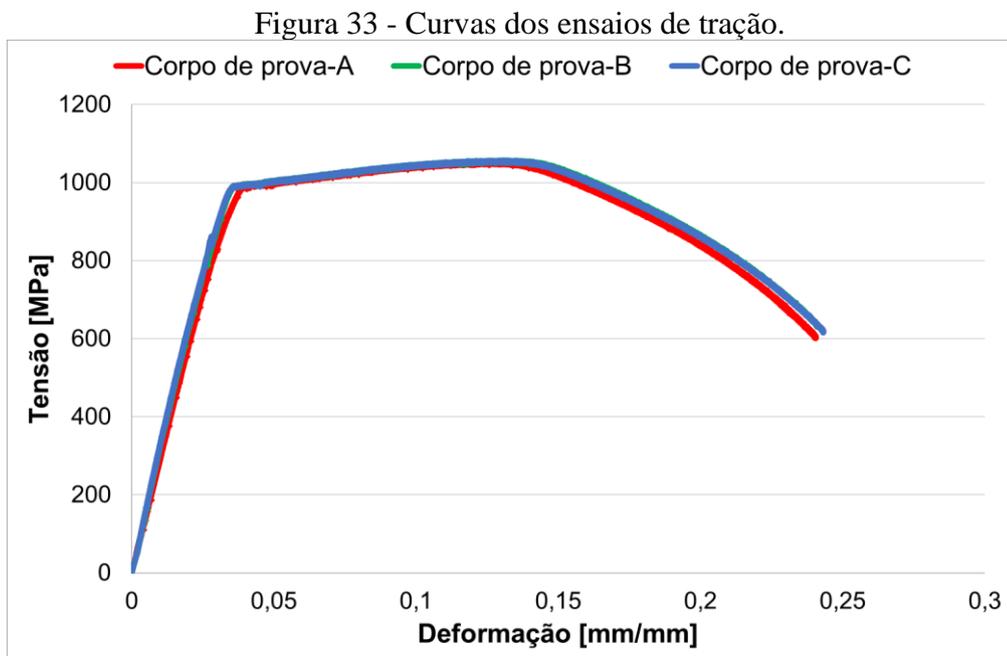
Pode-se observar a ocorrência de uma queda da dureza no ponto distante 4,2mm da superfície no sentido transversal, observado na Figura 32, possivelmente causado pela presença pontual de uma microestrutura predominantemente ferrítica, originada de um grão austenítico prévio maior do que o restante da matriz. Para que fosse possível uma análise mais detalhada, seria necessária uma nova análise microestrutural, com revelação do grão austenítico prévio, de modo a elucidar a diminuição da dureza neste ponto. Porém, como durante a execução das análises metalográficas não se encontrou tamanhos de grãos ferríticos que pudessem ser a causa

desta situação, se considerou a queda da dureza um fator pontual no perfil.

Os ensaios de perfil de microdureza nas amostras transversal e longitudinal indicaram que em ambas as seções a amostra apresentou durezas similares entre si, com médias entre 340-360HV e baixas durezas junto a superfície, próximas de 240HV, condizente com a presença da camada descarbonetada observada na análise metalográfica.

4.4 ENSAIO DE TRAÇÃO

A Figura 33 mostra os gráficos Tensão vs Deformação de engenharia encontrados após a realização de ensaios de tração na amostra de tubo, onde se observa a sobreposição dos gráficos, sugerindo propriedades mecânicas similares para os corpos de prova analisados. O formato dos gráficos é compatível com um aço temperado e revenido de alta resistência, com boa ductilidade, sendo que após os corpos de prova ultrapassarem a carga de maior valor, ainda se nota uma grande quantidade de energia, representada pela área abaixo da curva, absorvida em forma de deformação plástica, de forma a dificultar a ocorrência de falha catastrófica de forma abrupta, o que indica que o material possa possuir uma tenacidade suficiente para que se possa determinar a sua curva J-R.



Fonte: o autor.

A Tabela 4 apresenta os resultados obtidos após os ensaios de tração, pode-se perceber que o material apresenta uma alta resistência mecânica, assim como uma boa ductilidade,

representada pelo alto valor de alongamento. Pode-se observar que o material apresenta as características esperadas para o material Q125, conforme especifica a norma BS EN ISO 11960 (2014). A baixa variação entre os resultados, indicada pelos valores de desvio padrão, ilustram a homogeneidade de propriedades do tubo na seção analisada.

Tabela 4 - Resultados dos ensaios de tração.

Amostra	Tensão de escoamento [MPa]	Limite de resistência [MPa]	Alongamento à fratura [%]
Corpo de prova-A	987	1051	22,0
Corpo de prova-B	990	1058	22,1
Corpo de prova-C	989	1057	22,4
Média	989 ± 1	1055 ± 4	22,2 ± 0,2
Especificação Q125	<u>862-1034</u>	<u>Mín. 931</u>	-

Fonte: (BSI STANDARDS PUBLICATION, 2014); o autor.

Uma característica de importância significativa atualmente é a razão elástica do material de tubos (razão entre a tensão de escoamento e o limite de resistência), o que ajuda a entender a capacidade de absorção de energia do material, principalmente nas etapas de conformação mecânica anteriores a utilização do tubo, sendo que valores muito próximos a 1,0 caracterizam um material com baixa capacidade de absorção de energia e suscetível a ocorrência do efeito “*spring-back*” durante a conformação do material, por exemplo (PAIVA, 2017). Esse efeito é responsável por um retorno elástico além do esperado após a conformação e afeta diretamente a parte dimensional dos tubos, sendo que apesar do material de estudo apresentar boa resiliência e alta resistência mecânica, que são responsáveis pela capacidade do material de resistência a aumentos dinâmicos de pressão e pequenas explosões internas, estaria suscetível a este efeito, por possuir uma razão elástica aproximada de 0,94 (PAIVA, 2017).

4.5 ENSAIO DE TRAÇÃO INSTRUMENTADO MONOTÔNICO

A Tabela 5 apresenta os resultados obtidos via ensaio instrumentado de tração, de onde

foram obtidos os dados de módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson. Cabe ressaltar que cada sequência de carregamento foi tomada como um resultado, considerando a homogeneidade de propriedades esperada pelo material. Para oportunidades futuras, considera-se a realização de ensaios em seções diferentes do tubo para confirmar a homogeneidade das propriedades do material nas demais seções.

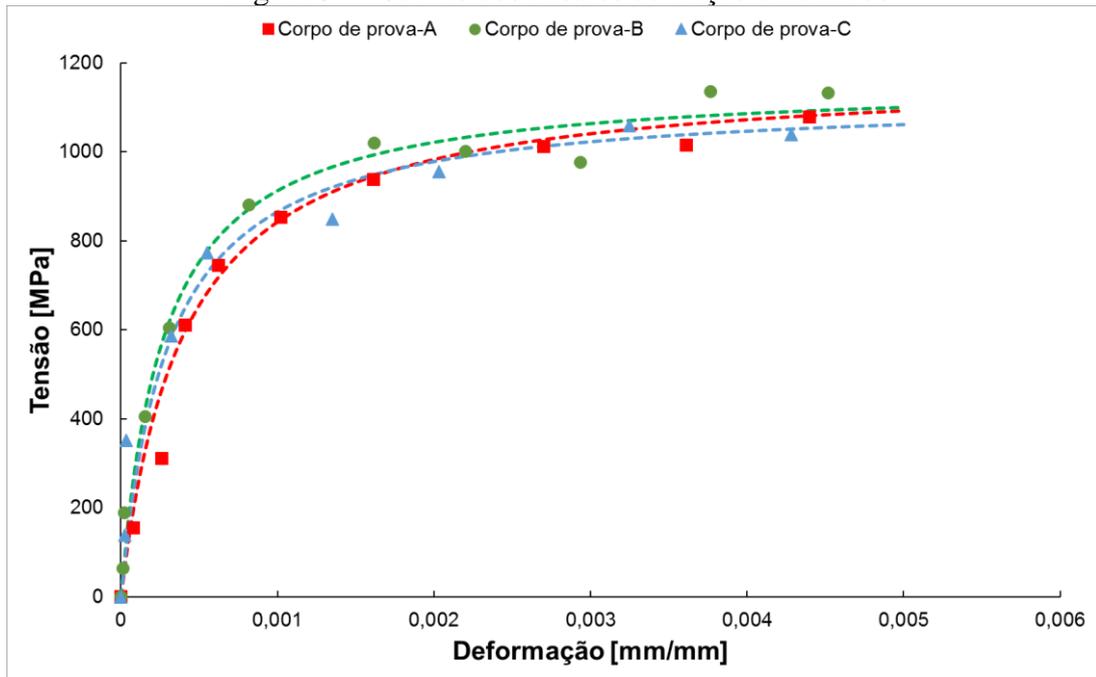
Tabela 5 - Resultados dos ensaios de tração instrumentado monotônico.

Amostra	Módulo de elasticidade [GPa]	Coefficiente de Poisson [-]
Sequência-A	213,9	0,286
Sequência-B	213,4	0,285
Sequência-C	213,4	0,285
Sequência-D	213,4	0,285
Média	213,5	0,285

4.6 ENSAIO DE TRAÇÃO INSTRUMENTADO DINÂMICO

A Figura 34 apresenta os gráficos obtidos após os ensaios de tração instrumentados com taxa de carregamento elevada. Apesar da pequena quantidade de pontos obtidos, devido ao equipamento possuir um limite de frequência de aquisição de dados de 512Hz, os resultados foram homogêneos entre os corpos de prova analisados.

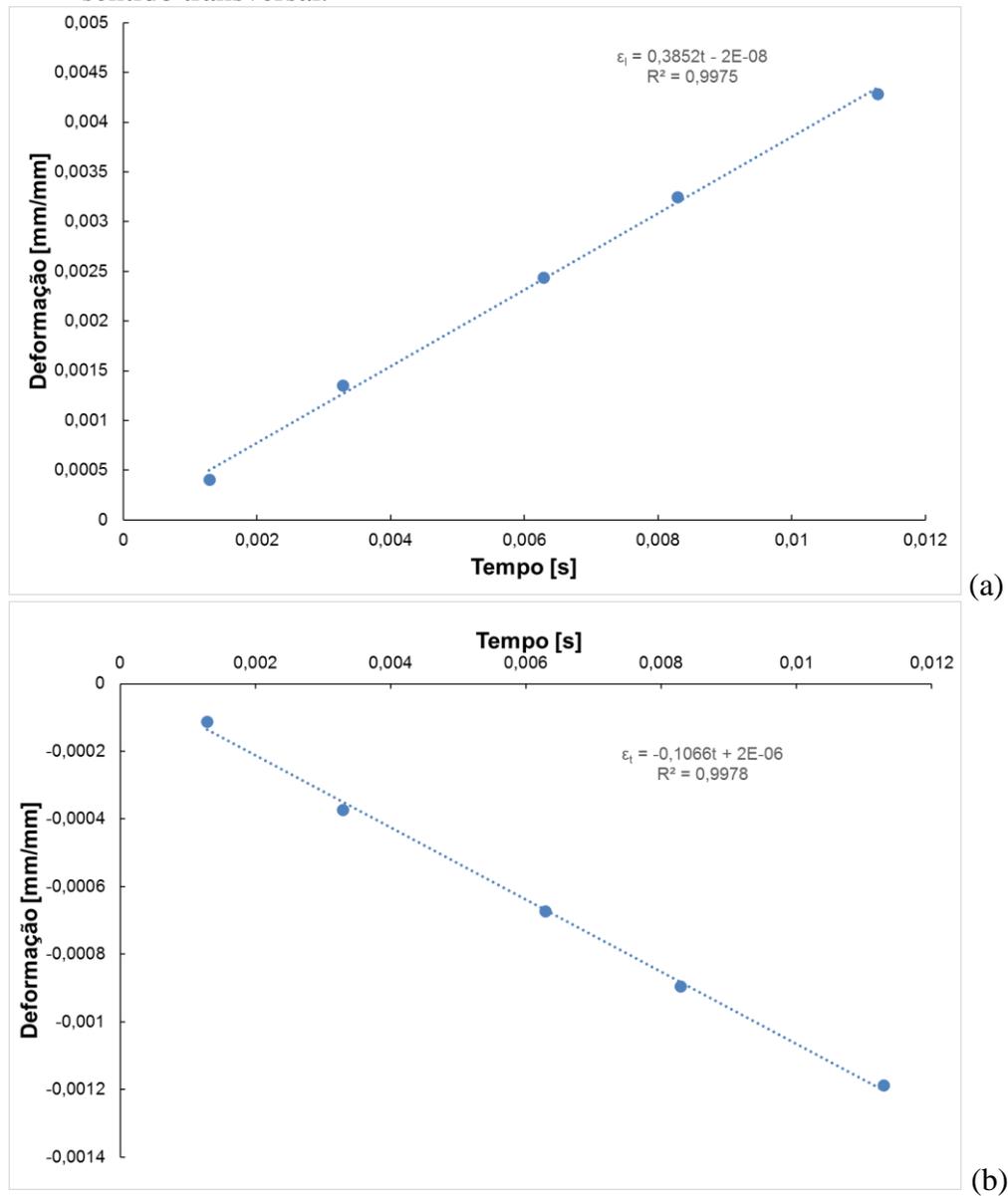
Figura 34 - Curvas dos ensaios de tração dinâmicos.



Fonte: o autor.

Para a região elástica das curvas do ensaio de tração foram obtidos 5 pontos de leitura para cada corpo de prova. Nesta região se obtém os parâmetros de módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson, que eram os dados de interesse. Apesar de ser esperada uma oscilação entre os pontos de leitura, devido à baixa frequência de aquisição relativa à taxa de ensaio, o que poderia gerar curvas de deformação de baixa correlação, os dados apresentaram comportamento uniforme, fornecendo valores confiáveis para os cálculos dos coeficientes, como ilustra a Figura 35.

Figura 35 - (a) Curva de deformação no sentido longitudinal; (b) Curva de deformação no sentido transversal.



Fonte: o autor.

A Tabela 6 apresenta os resultados obtidos através dos ensaios, onde se destacam a semelhança entre os resultados, apesar da já observada baixa frequência de aquisição, que pode ter sido um fator determinante para valores mais dispersos de módulo de elasticidade e tensão de escoamento. A utilização de uma máquina de ensaios com maior frequência de aquisição ou com um equipamento de leitura de dados de alta frequência (4-5kHz) acoplado poderia gerar dados mais confiáveis para pesquisas futuras.

Tabela 6 - Resultados dos ensaios de tração instrumentado dinâmico.

Amostra	Módulo de elasticidade [GPa]	Coefficiente de Poisson [-]	Tensão de escoamento [MPa]
Corpo de prova-A	205,4	0,267	994
Corpo de prova-B	227,4	0,286	1140
Corpo de prova-C	218,2	0,277	1004
Média	217,1	0,276	1046

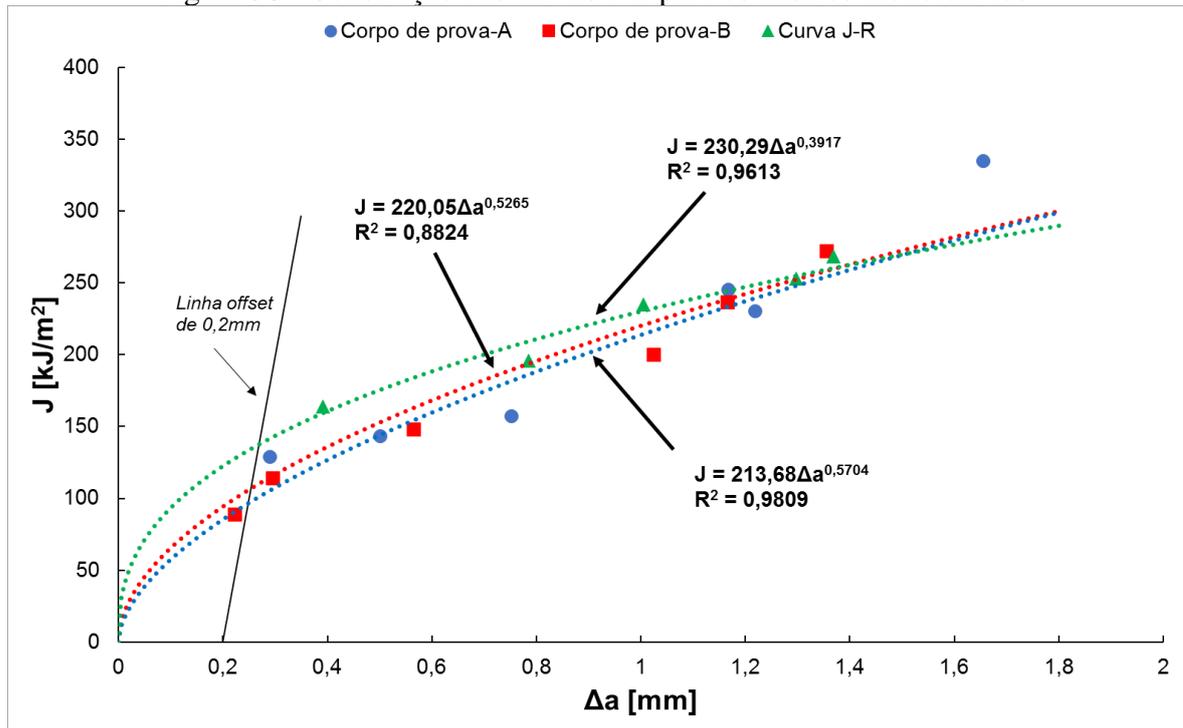
4.7 ENSAIOS DE TENACIDADE À FRATURA

4.7.1 Curva J-R monotônica

As Tabelas A1-A3 apresentam os resultados encontrados após a execução dos ensaios de tenacidade à fratura para determinação das curvas- J-R monotônicas para múltiplos corpos de prova, identificados como curva J-R, e para corpos de prova individuais, identificados como corpos de prova A e B, seguidos da sequência de carregamento aos quais foram submetidos.

Após a execução dos ensaios, se tornou possível a construção das curvas, como mostra a Figura 36. Nota-se visualmente a proximidade das curvas, sendo mais evidente o distanciamento entre a curva de múltiplos corpos de prova e as demais na região onde se dá o início do crescimento de trinca instável, ou seja, a partir da região onde as curvas cruzam a reta *offset* de 0,2mm. Este distanciamento pode estar associado ao erro de leitura via compensador geométrico (*compliance*), cujo ponto de maior dificuldade de associação de dados aos valores reais é encontrado justamente na região onde a deformação na ponta da trinca atinge uma saturação (ocorrência de embotamento) antes que ocorra uma nova nucleação de trinca para que a propagação seja continuada. Ou seja, o erro encontrado seria devido à leitura da abertura da trinca com deformação plástica em um caso (medidas por *compliance*), enquanto no outro (medidas pela superfície de fratura) o corpo de prova já sofreu deformação elástica de retorno completo, sendo que se observa graficamente uma maior energia nos pontos iniciais para que se obtenha o mesmo valor de abertura de trinca para este último caso.

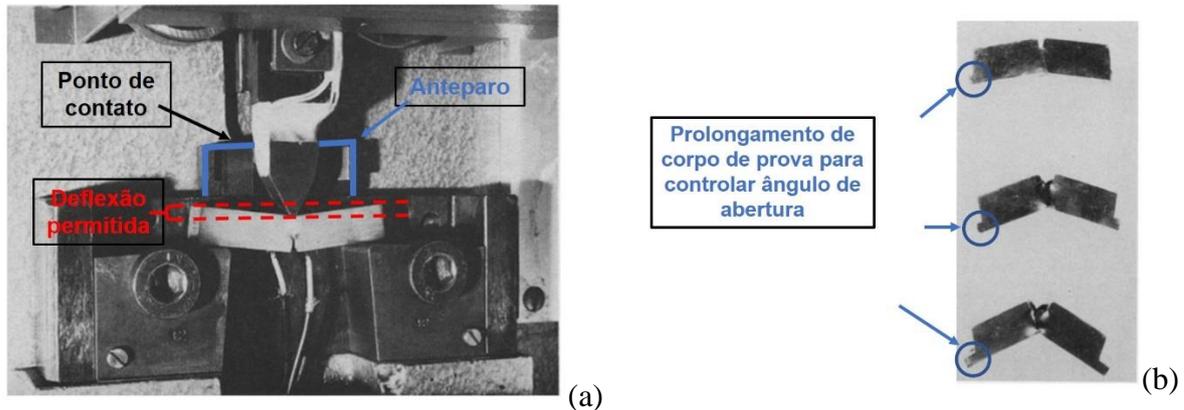
Figura 36 - Construção das curvas J-R para os ensaios monotônicos.



4.7.2 Curva J-R dinâmica

A variação da altura de lançamento do martelo para provocar diferentes energias iniciais de ensaio, de forma a causar diferentes crescimentos de trinca em corpos de prova pré-trincados, leva a uma alteração da taxa de deformação entre cada corpo de prova ensaiado, sob as mesmas condições iniciais ao impacto (BUZZICHELLI, 1984). Esta condição passa a se tornar um problema para o caso de materiais que possuem uma alta sensibilidade à taxa de deformação, sendo recomendada a utilização da mesma velocidade inicial, com o uso de anteparos para bloquear o movimento do martelo, para materiais com nessa condição, de modo que se possa reproduzir diferentes avanços de trinca durante os ensaios, sem que se alterem as características de deformação de cada corpo de prova, sendo que a técnica mais utilizada seria a de utilização de anteparo para controlar a quantidade de deflexão, através do contato do martelo ou do gume com o anteparo ou, ainda, já se utilizou a técnica do prolongamento e inclinação das extremidades do corpo de prova, de forma a controlar a ângulo da fratura, como mostra a Figura 37 (BUZZICHELLI, 1984) (LOIBNEGGER, 1986).

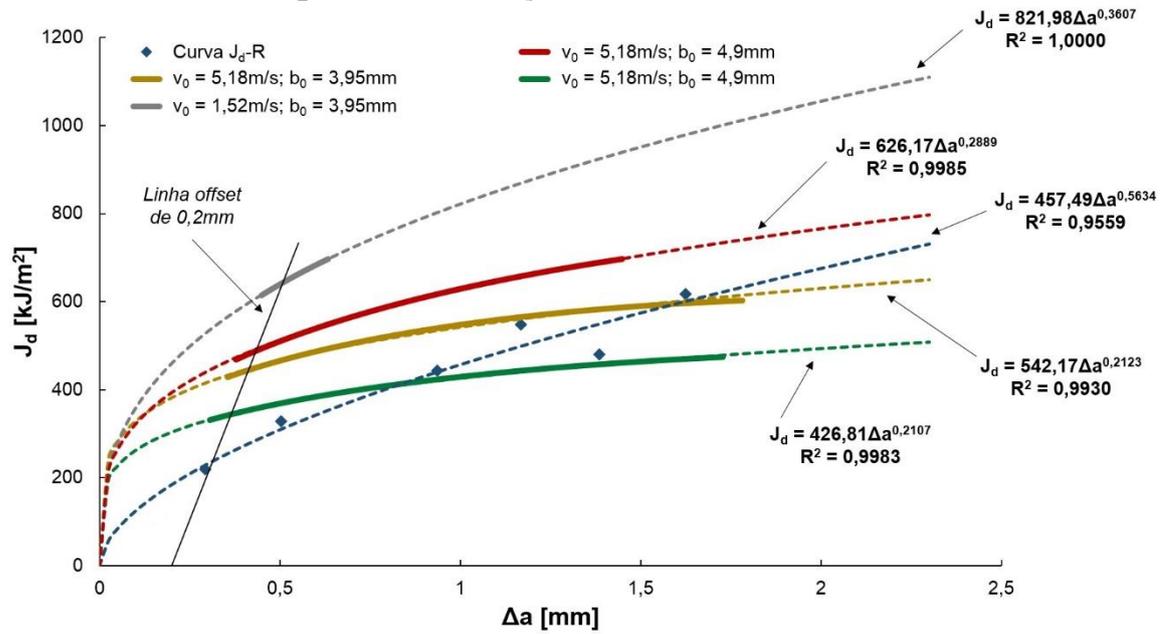
Figura 37 - (a) Utilização de anteparo em ensaio de Charpy interrompido; (b) Prolongamento de corpo de prova.



Fonte: (a) Adaptado de (LOIBNEGGER, 1986); (b) Adaptado de (BUZZICHELLI, 1984).

As Tabelas B1-B2 apresentam os resultados dos ensaios de tenacidade à fratura dinâmica. A Figura 38 ilustra as curvas encontradas nos ensaios com corpos de prova individuais e múltiplos, sendo alocadas num mesmo gráfico, a fim de comparação. Pode-se observar que as curvas aos corpos de prova individuais apresentam um maior crescimento de J inicial do que a curva para múltiplos corpos de prova (Curva J_d-R). Isso se justifica pela maior energia consumida durante a etapa de iniciação da trinca para corpos de prova rompidos completamente e maior capacidade de desaceleração de crescimento da trinca (*crack arrest*) para múltiplos corpos de prova, ou seja, apesar dos mecanismos de iniciação e propagação da trinca serem semelhantes, o tempo de carregamento e a taxa de energia empregados nos ensaios afetam consideravelmente nos valores de tenacidade, conforme apresenta a Tabela 7 (MÜLLER, 2002).

Figura 38 - Construção das curvas J-R dinâmicas.



Fonte: o autor.

Tabela 7 - Resultados dos ensaios de impacto para múltiplos corpos de prova.

Amostra	P_{gy} [N]	$P_{m\acute{a}x}$ [N]	V_i [m/s]	Tempo total de impacto [ms]	Energia de impacto total [J]
Dina-Curva J_d - R-A	4227	6162	0,70	4,50	7,39
Dina-Curva J_d - R-B	4036	5777	0,82	5,17	9,93
Dina-Curva J_d - R-C	4585	5832	0,96	5,83	13,55
Dina-Curva J_d - R-D	3092	4009	1,07	7,61	14,11
Dina-Curva J_d - R-E	5063	6726	1,10	5,61	17,34
Dina-Curva J_d - R-F	4115	5522	1,13	7,57	17,98

Nota-se que o corpo de prova ensaiado com menor velocidade de impacto inicial apresenta a curva mais acentuada, o que poderia indicar, erroneamente, que o material absorve uma quantidade maior de energia quando submetido a velocidades menores ou que uma velocidade maior de impacto seria mais nociva ao material. Porém, essa disparidade é

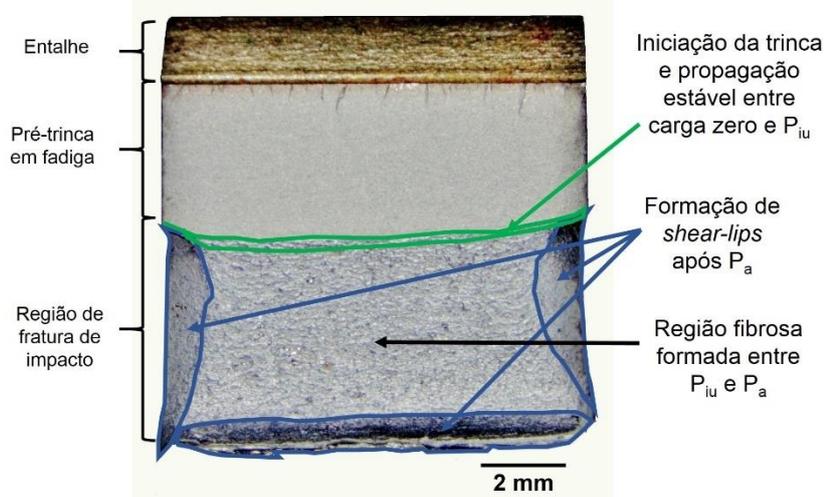
encontrada devido às condições de ensaio, do que propriamente a propriedades do material.

A Tabela B2 apresenta os resultados referentes aos corpos de prova cujas curvas foram obtidas de forma individual. Nota-se que os valores de P_{GY} foram significativamente maiores para os corpos de prova ensaiados a uma taxa de carregamento mais elevada, situação similar a encontrada ao se comparar os valores de tensão de escoamento monotônica e dinâmica.

Quando um material, que possui a capacidade de se deformar plasticamente, é submetido a um carregamento, a tensão percorre o corpo de prova na forma de ondas, da mesma forma que a deformação imposta ao material, sendo que a propagação de ondas de deformação elástica e a tensão propagam numa velocidade próxima a velocidade do som a partir da origem até a extremidade oposta do material, podendo, inclusive, retornar, caso o carregamento seja mantido por um tempo suficiente. Já as ondas de deformação plástica propagam numa ordem de grandeza inferior, ou seja, a inércia do material causa um atraso da ocorrência de deformação plástica uniforme em todo o material, levando a um aumento da tensão de escoamento, que depende diretamente da quantidade de deformação plástica (CHIOU, 2005). Este fenômeno depende da sensibilidade do material a taxa de deformação e da sua densidade (KUHN, 2000).

A Figura 39 apresenta os mecanismos de fratura, relacionados às etapas de execução do ensaio, onde se observa que a maior quantidade de propagação de trinca ocorre durante a etapa de propagação instável (entre P_{iu} e P_a), sendo que a direção da propagação da fratura parte do centro em direção às superfícies do corpo de prova, partindo da região de término do pré-trincamento e finalizando nas formações das *shear-lips* nas superfícies com o consumo da energia de propagação instável e de arraste.

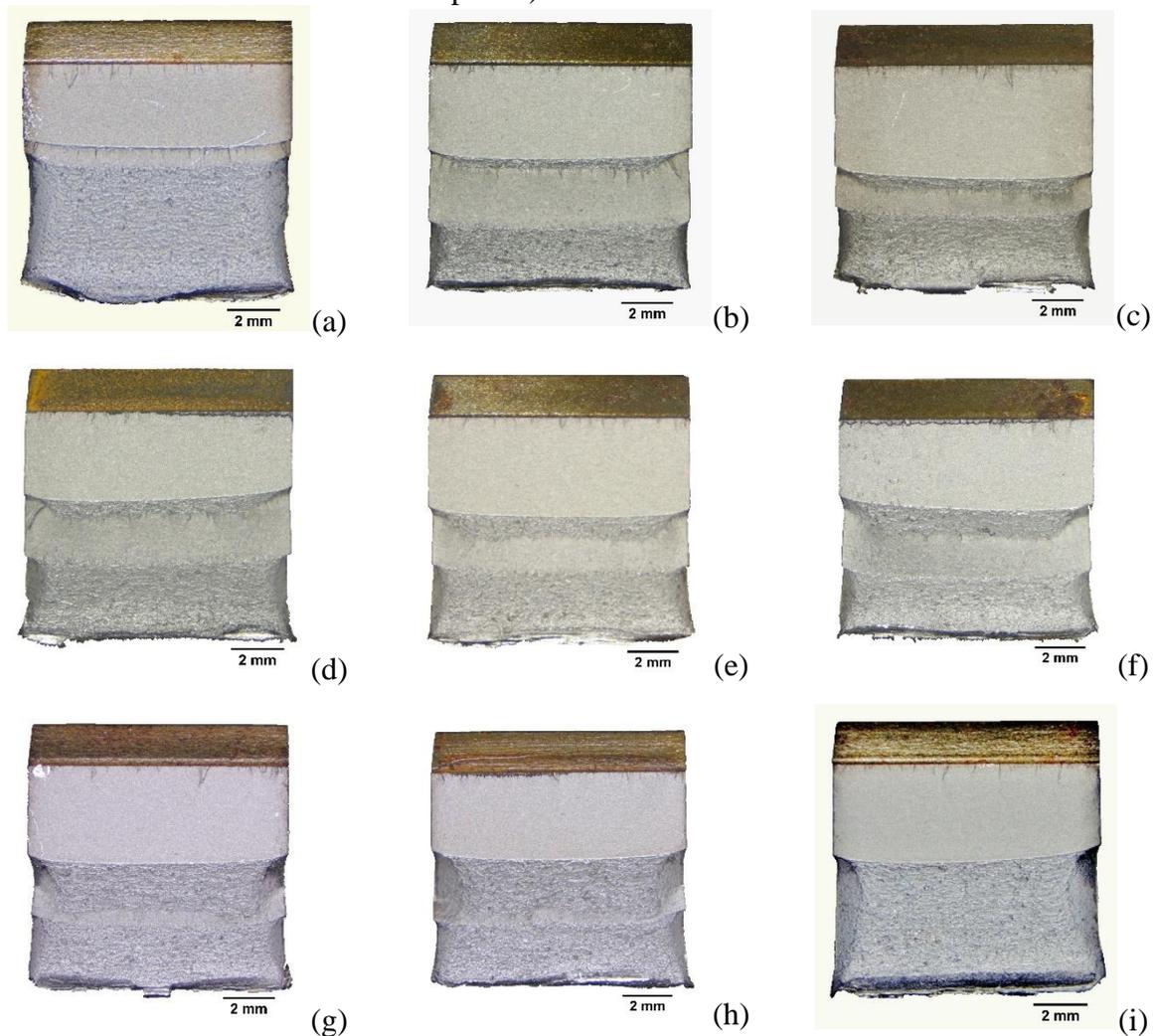
Figura 39 - Propagação de trinca durante um ensaio dinâmico.



Fonte: o autor.

A Figura 40 apresenta as superfícies de fratura encontradas após os procedimentos de ensaio e da etapa de pós-fadiga, com exceção a imagem da Figura 40(i), onde o corpo de prova rompeu completamente durante a etapa de ensaio. As imagens estão em ordem crescente de liberação de energia durante os ensaios, e, conseqüentemente, de crescimento de trinca, que se percebe logo abaixo da pré-trinca de fadiga (região cinza-escuro entre as regiões cinza-claro).

Figura 40 - Superfícies de fratura após os ensaios de impacto (de (a) para (i) aumento da velocidade inicial de impacto.)



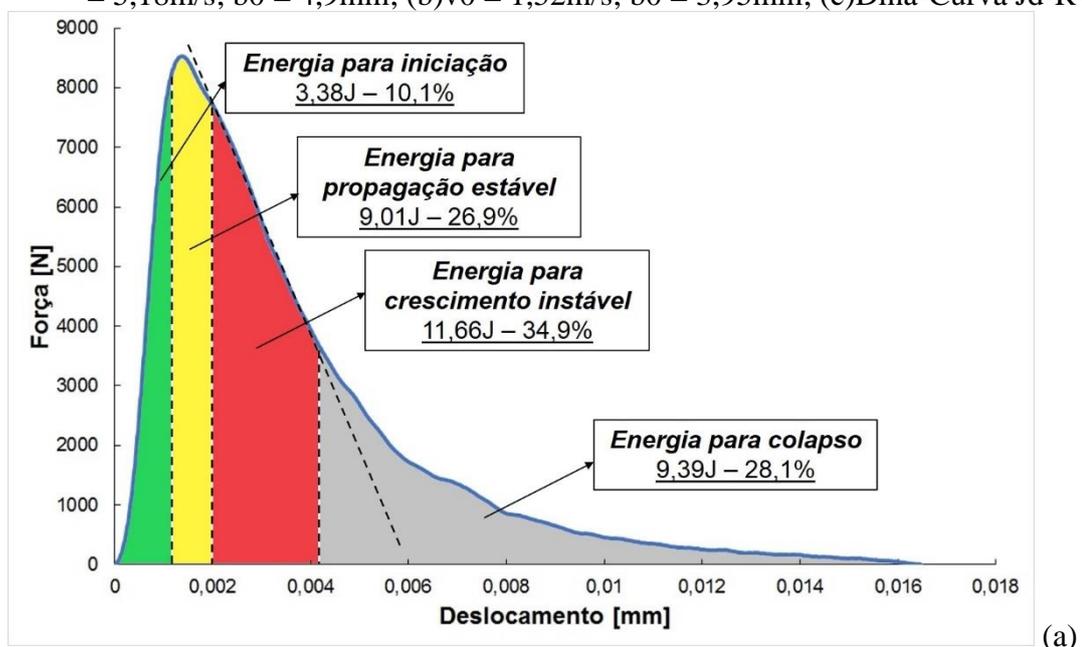
Fonte: o autor.

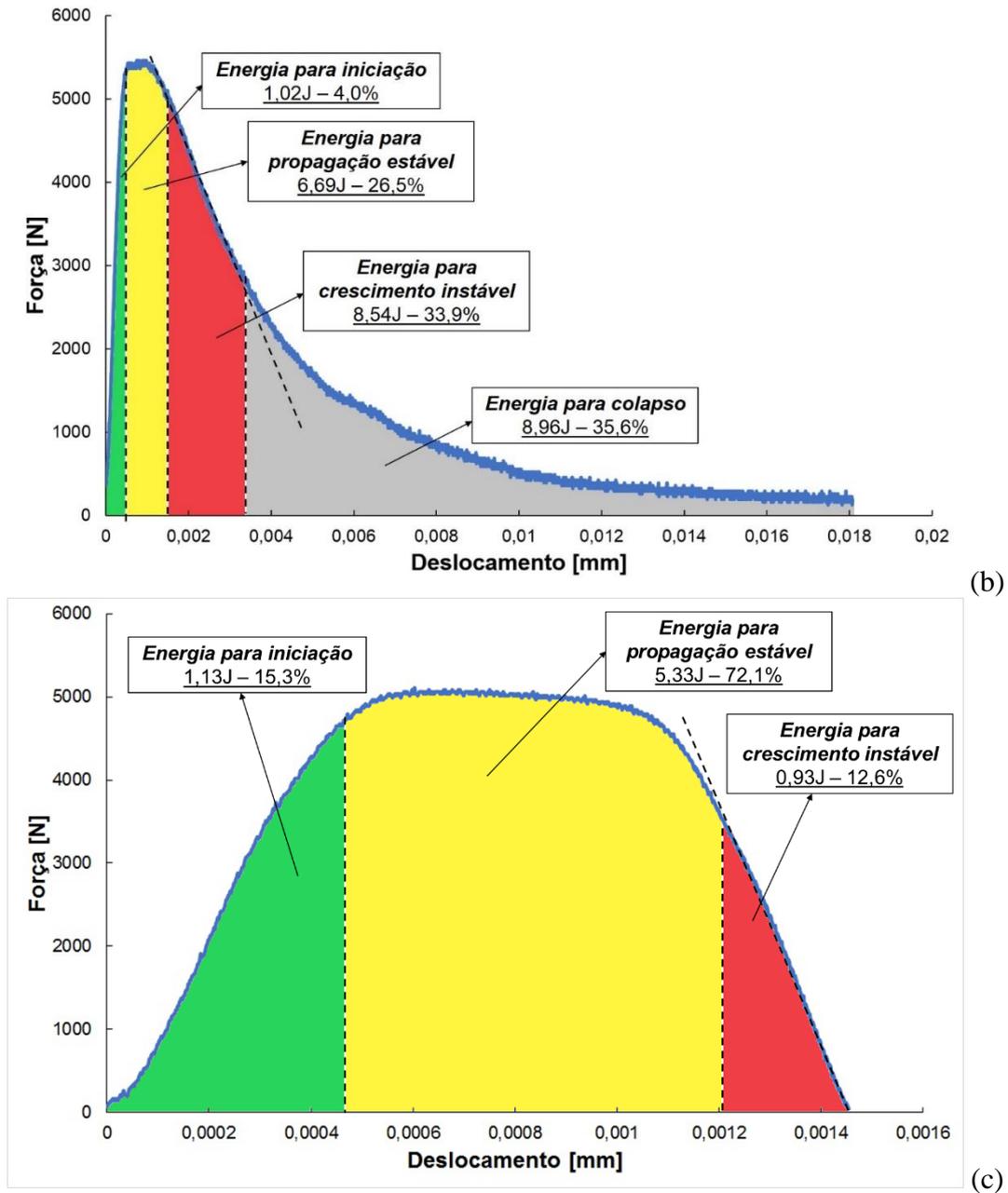
A zona fibrosa e a zona de fratura instável formadas logo após o início da propagação da trinca por cisalhamento cobrem praticamente toda a superfície de propagação. Nota-se que a zona de cisalhamento é tão pequena a ponto de não ser percebida via lupa, o que caracteriza, juntamente ao tamanho da zona fibrosa, uma fratura consideravelmente dúctil. Para casos onde

há ocorrência de fraturas frágeis, a zona de fratura instável cresce, enquanto a zona dúctil (ou fibrosa) desaparece, nisto levando a redução da energia de propagação. Finalmente, *shear lips* são formadas nos outros três planos restantes e cobrem a energia de pós-propagação. Quando a taxa de crescimento instável de trinca é muito elevada, não ocorre a formação de *shear lips*, e isto reduz a energia de propagação da fratura (KIM, 2016).

Conforme há o crescimento no fornecimento de energia para que ocorra a etapa de final de propagação, nota-se um aumento significativo das *shear lips* laterais, que evidenciam o aumento da etapa de crescimento instável, para exemplificar, a Figura 41 apresenta os gráficos de Força vs Deslocamento dos corpos de prova $v_0 = 5,18\text{m/s}$; $b_0 = 4,9\text{mm}$, $v_0 = 1,52\text{m/s}$; $b_0 = 3,95\text{mm}$ e Dina-Curva J_d-R-A , respectivamente, que ilustram o contraste da região de pós-propagação entre um corpo de prova que recebeu menor energia de impacto (Figura 41-(c)) com um corpo de prova completamente rompido (Figura 41-(a) e (b)). Além disto, observa-se que conforme se diminui a velocidade de ensaio, para fraturas completas (Figura 41-(a) e (b)), o valor de energia para iniciação diminui, sendo o valor de energia para que a fratura se concretize aumenta.

Figura 41 - Curvas Força vs Deslocamento dos ensaios de tenacidade à fratura dinâmicos: (a) $v_0 = 5,18\text{m/s}$; $b_0 = 4,9\text{mm}$; (b) $v_0 = 1,52\text{m/s}$; $b_0 = 3,95\text{mm}$; (c) Dina-Curva J_d-R-A .





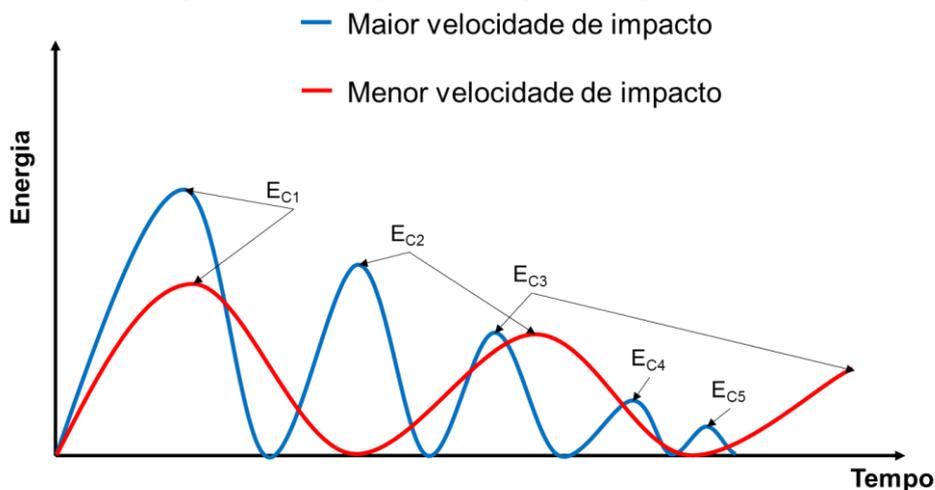
Fonte: o autor.

Kobayashi (1987) apontou que um grande empecilho para a obtenção de resultados confiáveis de energia em ensaios de Charpy instrumentado seria proveniente da oscilação das leituras de carga, devido a utilização de baixas velocidades de ensaio. Isto causa a ocorrência de vários pequenos choques entre corpo de prova e martelo, com o consumo de energia elástica não desejável a cada novo choque, o que gera oscilações e erros de leitura de carga, além de pontos de carga zero, durante o retorno do martelo, antes de um próximo choque. Server (1978) mostrou que a utilização de uma energia potencial inicial de ensaio maior do que o triplo do valor esperado para um máximo de energia, diminui consideravelmente os efeitos restritivos da leitura de carga, devido às oscilações entre corpo de prova e o martelo, o que torna o valor de

energia de um primeiro impacto muito maior do que os demais valores de energia das colisões subsequentes.

Esse fenômeno pode ser observado com a diminuição do número de colisões entre a ponta do gume com o corpo de prova, onde se observa que a energia da primeira colisão é maior do que a das colisões subsequentes, devido à energia já consumida pelas colisões anteriores, sendo a energia E_{C1} se torna maior conforme se aumenta a velocidade de impacto ou a altura de lançamento do martelo, com a energia total do impacto sendo caracterizada pela soma de todas as energias de colisões. Para velocidades menores de impacto, geralmente, ocorre uma menor quantidade de colisões com um peso maior de energia para os impactos iniciais e maior consumo de energia elástica para as colisões que ocorrem após o primeiro contato entre corpo de prova e gume, conforme ilustra a Figura 42 (AGGAG, 1996).

Figura 42 - Variação da energia de impacto com a velocidade.



Fonte: o autor.

Pode-se perceber que, além do crescimento da energia de propagação instável, a energia absorvida para iniciar a trinca é visualmente menor do que a absorvida durante a etapa de propagação, de modo geral, tornando-se necessário estudar os mecanismos de iniciação da trinca, a fim de melhorar a tenacidade à fratura do material. Foi analisado que ocorre o desenvolvimento de picos de tensão mais elevados no campo de tensões a frente da trinca quando se submete um corpo de prova a uma alta taxa de deformação. Mostrando que o material estaria submetido a uma tensão acima da tensão de escoamento em uma região maior do que a observada para carregamentos monotônicos, sendo que Wilshaw (1966) determinou que para que a deformação plástica se inicia com aproximadamente um quarto do valor de P_{GY} e, para que a deformação plástica atravessasse toda a extensão da largura do corpo de prova para

materiais ferríticos, seria necessária uma carga superior a 2x o valor de P_{GY} , determinado através da curva de força por deflexão (TVERGAARD, 1986).

Koppenhoefer (1996 e 1999) sugeriu que a elevação da tenacidade à fratura se devesse a perda de restrição da zona de triaxialidade a frente da trinca, pelo aumento da taxa de deformação. Isto implica na alteração da forma como ocorre a deformação plástica no material. Passando de um escoamento a baixa escala na ponta da trinca para um escoamento a larga escala, envolvendo, inclusive, o ligamento remanescente.

O escoamento em baixa escala é um processo que governa o mecanismo de deformação plástica e nucleação de uma nova trinca para carregamentos monotônicos, que devido ao efeito da taxa de deformação mais baixa, mantém a deformação plástica localizada logo a frente da trinca (RICE, 1974).

Para um escoamento a larga escala a quantidade de tensão aplicada no ligamento remanescente aumenta, sendo que ocorrem picos de tensão acima da tensão de escoamento do material dentro da zona de processo. Este fenômeno leva a uma ocorrência de deformação plástica no ligamento remanescente do corpo de prova, antes que ocorra um aumento do tamanho de trinca, levando a um aumento da resistência do ligamento remanescente, através do processo de encruamento em materiais dúcteis. Isto acaba exigindo que seja atingido um valor mais alto de tenacidade para que ocorra uma iniciação e propagação na frente de avanço da trinca (CHAOUADI, 2008).

Esta alteração do campo de tensões costuma implicar numa alteração dos valores de tenacidade à fratura. Para materiais com comportamento dúctil, em que o processo de fratura ocorre por nucleação e coalescimento de microcavidades controlado por deformação, um aumento do valor de J aparente é necessário para que ocorra a iniciação da trinca, devido a ocorrência do processo de escoamento em larga escala, antes do início da propagação de uma nova trinca (BISWAS, 2002). Já para materiais de comportamento frágil ou que possuam alta sensibilidade a taxa de deformação, onde o processo de fratura ocorre pelo mecanismo de clivagem controlado por tensão, se observa um processo oposto, onde há a diminuição do valor de tenacidade à fratura para que ocorra um início de propagação instável (TVERGAARD, 1986).

Outro ponto importante, para o aumento de consumo de energia num processo de falha dinâmica, é o de que os materiais tendem a apresentar um valor limite de velocidade de propagação de trinca, sendo que em muitos casos, a ocorrência da frenagem do crescimento de trinca (*crack arrest*), através do processo de deformação plástica durante a etapa de propagação, costuma aumentar o valor de energia total necessário para a ocorrência da fratura (MULLER,

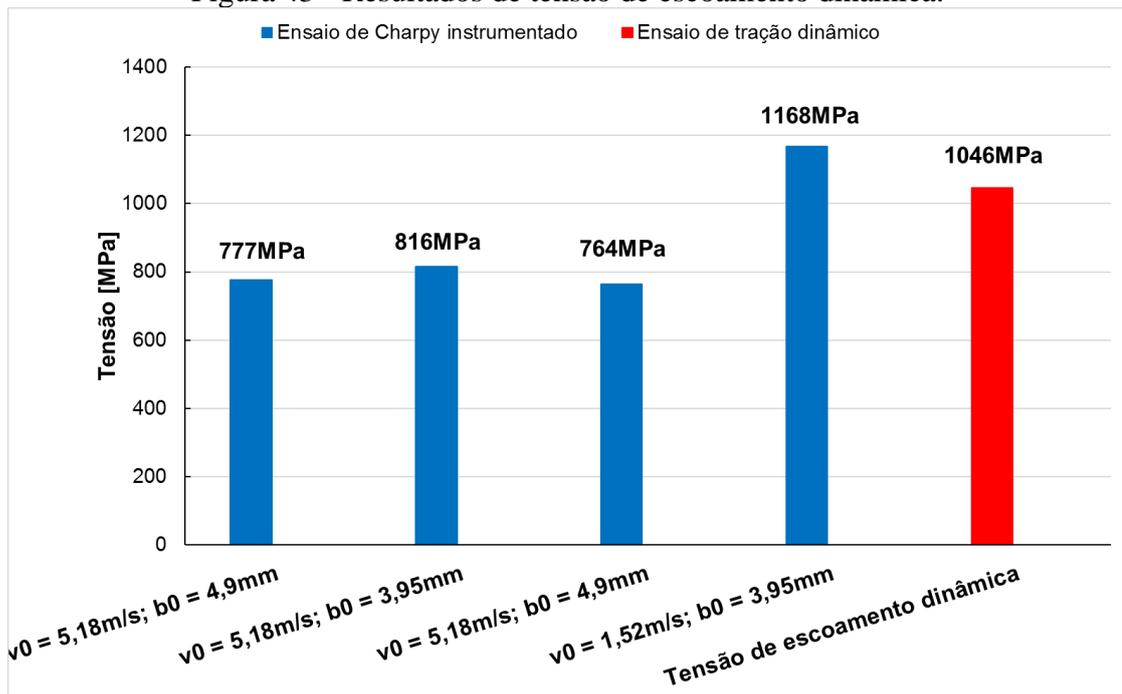
2002). Além da grande probabilidade de aparecimento de ramificações da trinca durante o processo, mesmo para materiais que apresentam um crescimento simétrico, sendo o consumo de energia para nuclear e propagar estas microtrincas também associado a energia total de fratura (GROSS, 2018).

Além disso, a alteração do formato e velocidade das ondas de propagação de deformação entre as regiões do corpo de prova, por exemplo, as ondas de propagação de deformação elástica são mais rápidas do que as ondas de propagação de deformação plástica e ambas se movimentam dentro do núcleo da peça (GROSS, 2018). Já na região superficial, as ondas que costumam prevalecer são as ondas de Love e Rayleigh, que são muito mais energéticas e costumam gerar uma velocidade de propagação maior da trinca na superfície do que no núcleo, diferentemente do que acontece nos ensaios monotônicos, onde a trinca costuma propagar do núcleo em direção a superfície (KOLSKY, 1964).

Devido à dificuldade de previsão teórica dos fatores que irão prevalecer durante o processo de falha, muitos autores, inclusive, têm sugerido a implementação de parâmetros como a resistência ao rasgamento dúctil (T) e o parâmetro de triaxialidade (Q) como formas alternativas mais adequadas a caracterizar o comportamento do campo de tensões do corpo de prova, sendo associados aos resultados de tenacidade à fratura dinâmica (NARASIMHAN, 2001) (KOPPENHOEFER, 1996) (MALESKI, 2004).

Finalmente, a Figura 43 traz os valores calculados de tensão de escoamento dinâmica a partir da Equação 10. Como o raio do gume utilizado é de 8mm, foi escolhido um valor de C_{gy} de 1,402. Percebe-se que o fator determinante para a variação dos valores é a velocidade inicial de impacto, como os valores estão distantes do valor encontrado para a tensão de escoamento dinâmica, pode-se supor que uma velocidade onde se encontre um valor mais próximo daquele encontrado durante os ensaios de tração instrumentados, seja a velocidade ideal de impacto para a determinação da curva-R do material, na qual se encontre uma baixa influência das vibrações entre corpo de prova e máquina, caso do corpo de prova $v_0 = 1,52\text{m/s}$; $b_0 = 3,95\text{mm}$, ou nos demais casos, onde a energia excessiva fornecida, apesar de reduzir a quantidade de vibrações, pode causar a perda de dados de ensaio, dependendo da frequência de aquisição do equipamento, cujos dados obtidos para gerar a curva de ensaio podem apresentar uma quantidade de ruído demasiada (LUCON, 2009).

Figura 43 - Resultados de tensão de escoamento dinâmica.



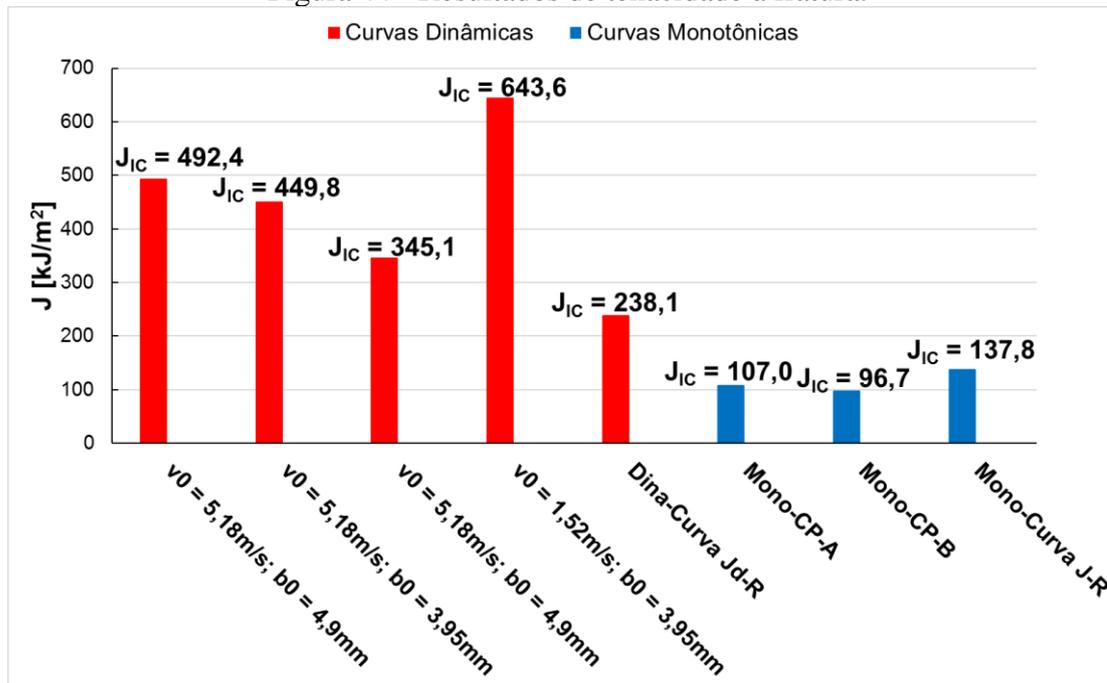
Fonte: o autor.

4.7.3 Discussão dos resultados de tenacidade à fratura

A Figura 44 traz os resultados de tenacidade à fratura, na forma dos valores de J_{IC} , que foram obtidos com a metodologia da reta offset de 0,2mm sobre as curvas-R determinadas através dos ensaios. Percebe-se que em todos os casos os valores de tenacidade à fratura dinâmica se apresentam maiores do que os valores de tenacidade à fratura monotônica, este é um efeito esperado, devido as diferenças nos mecanismos de iniciação e propagação de trinca. Mathur (1996) descreve um modelo para fratura dinâmica de materiais dúcteis como a nucleação, crescimento e coalescimento de poros visco-elásticos, diferentemente da formação de microcavidades, modelo tradicional para micromecanismos de fraturas dúcteis.

Já Freund (1990) caracteriza este efeito como sendo causado pela inércia e avalia a capacidade do material de propagar entre a sua estrutura as ondas de choque causadas pelo efeito do carregamento, sendo a resistência do material uma responsabilidade maior dos mecanismos de repressão do crescimento de trinca (*crack arrest*), como a ação de partículas de segunda fase, porosidades ou contornos de grão, por exemplo, que dificultam a propagação da trinca, do que propriamente a capacidade do material de gerar uma nova superfície. De todo modo, é de consenso que a diferença entre os processos se dá na etapa em que a energia é consumida, sendo no caso da fratura dinâmica uma maior quantidade de energia consumida para frear o crescimento da trinca.

Figura 44 - Resultados de tenacidade à fratura.



Fonte: o autor.

Nota-se uma inversão de casos entre os ensaios dinâmicos e monotônicos quanto aos resultados das curvas-R determinadas para corpos de prova individuais ou para múltiplos corpos de prova, com um maior valor para o caso de múltiplos corpos de prova para os ensaios monotônicos, em comparação aos corpos de prova individuais, enquanto nos ensaios dinâmicos se observa a situação oposta. Neste caso, a justificativa seria da alteração da forma de obtenção dos dados de comprimento de trinca, no caso dos ensaios monotônicos, sendo obtidas via cálculo via *compliance* (corpos de prova individuais) ou via medição ótica (múltiplos corpos de prova), tanto que se percebe uma certa proximidade entre os resultados.

Para a situação dos ensaios dinâmicos, a principal diferença está na taxa de energia fornecida para cada ensaio, sendo que conforme se diminui a velocidade de ensaio, a quantidade de energia total fornecida diminui, o tempo total de ensaio aumenta e ocorre a diminuição do número de choques entre corpo de prova e base, além de permitir uma maior atuação das ondas mecânicas através do corpo de prova.

Na medida em que se aplica uma velocidade menor, se aumenta a relação entre as energias necessárias para a propagação e iniciação da trinca, devido a atuação das oscilações de contato entre o gume e o corpo de prova, onde deve-se notar um maior consumo de energia para ocorrência de deformação plástica no corpo de prova, notabilizada pelo aumento da zona fibrosa e da formação de *shear lips* mais proeminentes nas laterais da superfície de fratura

durante o processo de fratura.

Nota-se que os valores de carga para que se obtenha o mesmo valor de crescimento de trinca são menores para os ensaios dinâmicos, ao se comparar os resultados das Tabelas A1 e B1, por exemplo, ou seja, caso o tubo seja submetido a cargas de mesmas proporções, porém, com diferentes taxas de carregamento, pode levar a uma possível falha catastrófica prematura do tubo em condições de aplicação prática.

Hesse (1986) encontrou, para aços ferríticos (liga 20MnMoNi55 temperado e revenido) uma faixa de 350-500kJ/m² para o valor de $J_{I0,2}$ ao variar as taxas de carregamento de quasistáticas a dinâmicas sob temperatura ambiente. Chaouadi (2008) estudou aços ferríticos da mesma liga 20MnMoNi55 (~550kJ/m²) e da liga A533B (~200kJ/m²). Lin (2020) avaliou a variação da tenacidade à fratura dinâmica através do gradiente de tamanho de grão de chapas de níquel puro, obtendo um maior valor nas regiões de transição de grãos ultra finos (~50nm) para grãos mais grosseiros (~8µm) de aproximadamente 400kJ/m². Zhao (2019) testou um aço martensítico de baixo carbono (liga 3Mn-Si-Ni), encontrando energia de carga máxima de 27,9J e energia total de 45,8J para corpos de prova não pré-trincados, numa relação de consumo de energia próxima a metade do valor total para a ocorrência de propagação instável e arraste de trinca. Porém, como os mecanismos de iniciação se diferem entre materiais e condições de aplicação (composição química, variação de tamanho de grão e ausência de pré-trincamento, por exemplo) não seria possível relacionar diretamente os resultados com os do presente estudo.

5 CONCLUSÃO

- Através deste estudo foi caracterizado o tubo de aço Q125, determinando que a amostra possui características adequadas a suas aplicação, com microestrutura constituindo de martensita revenida e com parâmetros de dureza e tração de acordo com a norma BS EN ISO 11960, se tratando de um material com alta resistência mecânica e boa ductilidade.

- Foram obtidos os valores de coeficiente de Poisson e módulo de elasticidade sob carregamentos monotônico (0,285 e 213,5MPa, repectivamente) e dinâmico (0,276 e 217,1MPa, repectivamente), necessários para os cálculos de determinação dos valores de integral-J.

- As curvas-R monotônicas e dinâmicas foram construídas para corpos de prova individuais e múltiplos corpos de prova, de forma que se obtive os dados de tenacidade do material na forma de J_{IC} , cujos valores correspondem a: 492,4 kJ/m²; 449,8 kJ/m²; 354,1 kJ/m²; 643,6 kJ/m²(resultados dinâmicos para corpos de prova individuais); 238,1 kJ/m² (resultado dinâmico para múltiplos corpos de prova); 107,0 kJ/m²; 96,7 kJ/m² (resultados monotônicos para corpos de prova individuais); 137,8kJ/m² (resultado monotônico para múltiplos corpos de prova).

- Tanto para ensaios monotônicos quanto dinâmicos, a utilização da análise por múltiplos corpos de prova se mostra como a solução mais confiável, apesar de mais custosa, sendo que uma boa aproximação, mais econômica, pode ser feita ao se utilizar de ensaios com corpos de prova individuais, desde que se leve em conta a utilização de fatores de segurança mais elevados, para o emprego prático dos resultados na elaboração de projetos de estruturas que envolvam a análise da integridade estrutural.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Identificar a influência da alteração da geometria do entalhe nos resultados de tenacidade à fratura dinâmica;
- Analisar o comportamento de tubos soldados submetidos a ensaios de tenacidade à fratura dinâmicos;
- Utilização da determinação da tensão de escoamento dinâmica para determinar a velocidade ideal de impacto inicial;
- Realizar a determinação de J_{IC} para diferentes temperaturas de análise;
- Avaliar os mecanismos de repressão do crescimento de trinca para ensaios monotônicos e dinâmicos no aço Q125.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AGGAG, G.; TAKAHASHI, K. **Study of oscillation signals in instrumented Charpy impact testing.** *Polymer Engineering & Science* 36,(17), p. 2260-2266, 1996.
- ANDERSON, T. L. **Fracture mechanics : fundamentals and applications.** 3 ed. Boca Raton: Taylor & Francis, 2004.
- ANTOLOVICH, S. D.; SAXENA, A.; GERBERICH, W. W. **Fracture mechanics – an interpretive technical history.** *Mechanics Research Communications* 91, p. 46-86, 2018. DOI: 10.1016/j.mechrescom.2018.03.003.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E3:** Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. West Conshohocken, 2017.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/E8M:** Tension Testing of Metallic Materials. West Conshohocken, 2016.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E23:** Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. West Conshohocken, 2018.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1820:** Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. West Conshohocken, 2020.
- AVILA, J., et al. **Guide for recommended practices to perform Crack Tip Opening Displacement in High Strength Low Alloy steels.** *Soldagem & Inspeção* 21(3), p. 290-302, 2016. DOI: 10.1590/0104-9224/SI2103.05.
- BARSOM, J. M.; ROLFE, S. T. **Fracture and fatigue control in structures: applications of fracture mechanics.** 3 ed. ASTM: West Conshohocken, 1999.
- BISWAS, P.; NARASIMHAN, R. **A numerical study of constraint effects on dynamic ductile crack initiation.** *Mechanics of Materials*, 34(9), p. 577-592, 2002. DOI: 10.1016/S0167-6636(02)00154-0.
- BOGOMOLOV, A.; ZHAKUPOV, A.; KUANDYKOV, A. **Efficiency of thermocycling treatment application for hardening casing pipes from steel 09G2S to strenght Group Q125.** *Materials Science Forum* 946, p. 320-324, 2019. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.946.320
- BROCKS, W. **Plasticity and fracture.** *Solid Mechanics and its applications* 244. Cham: Springer International Publishing, 2017. DOI: 10.1007/978-3-319-62752-6.
- BROEK, D. **Elementary engineering fracture mechanics.** 1 ed. The Hague: Martinus Nijhoff Publishers, 1982.
- BSI STANDARDS PUBLICATION. **BS EN ISO 11960:** Petroleum and natural gas industries – Steel pipes for use as casing or tubing for wells. Londres, 2014.

BUZZICHELLI G.; et al. **Ductile fracture propagation studies by a kinematic approach.** Application of Fracture Mechanics to Materials and Structures, p. 295-305, Dordrecht: Springer, 1984. DOI: 10.1007/978-94-009-6146-3_15

CHAOUADI, R.; FABRY, A. **On the utilization of the instrumented Charpy impact test for characterizing the flow and fracture behavior of reactor pressure vessels steels.** From Charpy to present impact testing, *ESIS 30*, Oxford: Springer Science, 2002.

CHAOUADI, R. PUZZOLANTE, J. **Loading rate effect on ductile crack resistance of steels using precracked Charpy specimens.** International Journal of Pressure Vessels and Piping, 85(11), p. 752-761, 2008. DOI: 10.1016/j.ijpvp.2008.08.004.

CHIOU, S. T.; CHENG, W. C.; LEE, W. S. **Strain rate effects on the mechanical properties of a Fe–Mn–Al alloy under dynamic impact deformations.** Materials Science and Engineering: A, 392(1–2), p. 156-162, 2005. DOI: 10.1016/j.msea.2004.09.055.

DELGADO, F.; FEBRARO, J. A desmistificação do fraturamento hidráulico no Brasil. **Cenários Gás.** Rio de Janeiro, 21 de set. de 2018. Disponível em: <<https://cenariosgas.editorabrasilenergia.com.br/a-desmistificacao-do-fraturamento-hidraulico-no-brasil/>>. Acesso em: 10 de jul. de 2020.

ELGADDAFI, R.; AHMED, R.; SHAH, S. **Modeling and experimental studies on CO₂-H₂S corrosion of API carbon steels under high-pressure.** Journal of Petroleum Science and Engineering 156, p. 682-696, 2017. DOI: 10.1016/j.petrol.2017.06.030.

ELMEGUENNI, I.; MAZARI, M. **Numerical investigation on stress intensity factor and J Integral in friction stir welded joint through XFEM method.** Frattura ed Integrità Strutturale 47, p. 54-64, 2019. DOI: 10.3221/IGF-ESIS.47.05.

ESHELBY, J. D. **The force on an elastic singularity.** Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences 244 (877), p. 87–112, 1951. DOI: 10.1098/rsta.1951.0016.

FAHEY, N. H. **The Charpy impact test - Its accuracy and factors affecting test results.** Impact Testing of Metals ASTM STP 466, p. 76-92, 1970. DOI: 10.1520/STP32057S.

FARAHMAND, B. **Fracture mechanics of metals, composites, welds, and bolted joints: application of LEFM, EPFM, and FMDM theory.** 1 ed, New York: Springer Science, 2001.

FREUND, F. B. **Dynamic fracture mechanics.** 1 ed. New York: Cambridge University Press, 1990.

GDOTOS, E. E. **Fracture mechanics: an introduction.** Solid Mechanics and Its Applications 263. Cham: Springer Nature Switzerland, 2020. DOI: 10.1007/978-3-030-35098-7.

GROSS, D.; SEELIG, T. **Fracture Mechanics: with an introduction to micromechanics.** 3 ed. Cham: Springer International Publishing, 2018.

HASHEMI, S. H. **Apportion of Charpy energy in API 5L grade X70 pipeline steel.** International Journal of Pressure Vessels and Piping 85, p. 879-884, 2008. DOI:

10.1016/j.ijpvp.2008.04.011.

HERTZBERG, R. W. **Deformation and fracture mechanics of engineering materials**. 4 ed. Hoboken: John Wiley & Sons, 1996.

HESSE, W.; BRÜNINGHAUS, K.; DAHL, W. **Yielding and fracture behaviour of ferritic steels in the transition region of quasistatic to dynamic loading**. Nuclear Engineering and Design 96, p. 167-172, 1986. DOI: 10.1016/0029-5493(86)90258-X

JUNSHENG, Z.; et al. **Influence of tin on properties and corrosion behavior of Q125 grade tube used in deep well**. Advanced materials research 535-537, p. 538-544, 2012. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.535-537.538.

KANTANEN, P.; et al. **Microstructural characterization and mechanical properties of direct quenched and partitioned high-aluminum and high-silicon steels**. Metals 256 (9), p. 1-17, 2019. DOI: 10.3390/met9020256.

KIM, H.; et al. **Interpretation of cryogenic-temperature Charpy fracture initiation and propagation energies by microstructural evolution occurring during dynamic compressive test of austenitic FE-(0.4,1.0)C-18Mn steels**. Materials Science & Engineering A 641, p. 340-347, 2015. DOI: 10.1016/j.msea.2015.05.095.

KIM, H.; PARK, J.; KANG, M.; LEE, S. **Interpretation of Charpy impact energy characteristics by microstructural evolution of dynamically compressed specimens in three tempered martensitic steels**. Materials science & engineering A 649, p. 57-67, 2016. DOI: 10.1016/j.msea.2015.2015.09.099.

KOBAYASHI, T.; YAMAMOTO, I.; NIINOMI, M. **On the accuracy of measurement of dynamic elastic-plastic fracture toughness parameters by the instrumented Charpy test**. Engineering Fracture Mechanics, 26(1), p. 83-94, 1987. DOI: 10.1016/0013-7944(87)90082-8.

KOLSKY, H. **Stress waves in solids**. J. Sound Vib, 1(1), p. 88-110, 1964. DOI: 10.1016/0022-460X(64)90008-2.

KOPPENHOEFER, K.; DODDS JR, R. **A numerical investigation of loading rate effects in pre-cracked CVN specimens**. Fatigue and Fracture Mechanics, 29, West Conshohocken: ASTM International, p. 135-153, 1999. DOI: 10.1520/STP14947S

KOPPENHOEFER, K.; DODDS JR, R. **Constraint effects on fracture toughness of impact-loaded precracked Charpy specimens**. Nuclear Engineering and Design 162, p. 145-158, 1996. DOI: 10.1016/0029-5493(95)01151-X.

KOVARIK, R. E.; FAIRHURST, C. W. **Effect of Griffith precracks on measurement of composite fracture toughness**. Dental Materials 9(4), p. 222-228, 1993. DOI: 10.1016/0109-5641(93)90065-X.

KUHN, H.; MEDLIN, D. **High Strain Rate Tension and Compression Tests**. Mechanical Testing and Evaluation, ASM Handbook vol. 8, p. 429-446. ASM International, 2000. DOI:10.1399/asm.hb.v08.a0003294

LIAN, Z.; YU, H.; LIN, T.; GUO, J. **A study on casing deformation failure during multi-stage hydraulic fracturing for the stimulated reservoir volume of horizontal shale wells.** Journal of Natural Gas Science and Engineering 23, p. 538-546, 2015. DOI: 10.1016/j.jngse.2015.02.028

LIN, Y.; et al. **On the impact toughness of gradient-structured metals.** Acta Materialia 193, p. 125-137, 2020. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.04.027.

LIU, A. F. **Mechanics and mechanisms of fracture: an introduction.** 1 ed. Materials Park: ASM International, 2005.

LOIBNEGGER, F.; SALZMANN, F.; VARGA, T. **Detection of crack initiation in fatigue precracked Charpy-type specimens.** Nuclear Engineering and Design, 96(2-3), p. 139-148, 1986. DOI: 10.1016/0029-5493(86)90255-4.

LUCON, E. **Experimental assessment of the equivalent strain rate for an instrumented Charpy test.** Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology 121, p. 165-179, 2016. DOI: 10.6028/jres.121.007.

LUCON, E.; MCCOWAN, C. N.; SANTOYO, R. L. **Instrumented impact tests: effect of machine variables and specimen position.** Journal of testing and evaluation 37, p. 59-68, 2009. DOI: 10.1520/JTE102094.

MALESKI, M.; KIRUGULIGE, M.; TIPPUR, H. **A method for measuring mode I crack tip constraint under static and dynamic loading conditions.** Experimental Mechanics, 44(5), p. 522-532, 2004. DOI: 10.1007/BF02427964.

MATHUR, K. K.; NEEDLEMAN, A.; TVERGAARD, V. **Three dimensional analysis of dynamic ductile crack growth in a thin plate.** J. Mech. Phys. Solids 44(3), p. 439-464, 1996. DOI: 10.1016/0022-5096(95)00087-9.

MILNE, I. **The importance of the management of structural integrity.** Engineering Failure Analysis 1(3), p. 171-181, 1994. DOI: 10.1016/1350-6307(94)90016-7.

MORITA, S.; OTANI, M.; KOBAYASHI, T. **Problems related to the measurement of load signal in the instrumented Charpy impact test.** From Charpy to present impact testing, *ESIS* 30, Oxford: Springer Science, 2002.

MOROZOV, N.; PETROV, Y. **Dynamics of fracture.** 1 ed. Heidelberg: Springer, 2000.

MOTRA, H. B.; HILDEBRAND, J.; DIMMIG-OSBURG, A. **Assessment of strain measurement techniques to characterise mechanical properties of structural steel.** JESTECH 17(4), p. 260-269, 2014. DOI: 10.1016/j.jestch.2014.07.006.

MÜLLER, K.; PUSCH, G. **Use of Charpy impact testing to evaluate crack arrest fracture toughness.** European Structural Integrity Society 30, p. 263-270, 2002. DOI: 10.1016/S1566-1369(02)80029-2.

NARASIMHAN, R. **Constraint loss in ductile solids under dynamic loading.** International Conference on Fracture (ICF10), Honolulu, 14 de outubro de 2001. Disponível em:

<<https://www.gruppofrattura.it/ocs/index.php/ICF/ICF10/paper/view/4493>>

NEALE, B. K.; PRIEST, R. H. **The unloading compliance method for crack length measurement using compact tension and precracked Charpy specimens.** Elastic-plastic fracture test methods: the user's experience, *ASTM STP 856*, p. 375-393, Philadelphia: American society for testing and materials, 1985.

OKAMURA, H.; WATANABE, K.; TAKANO, T. **Applications of the compliance concept in fracture mechanics.** Progress in flaw growth and fracture toughness testing, *ASTM STP 536*, p. 423-438, 1973. DOI: 978-0-8031-8151-9.

PAIVA, B. **Avaliação da degradação da tenacidade frente a uma falha dinâmica no aço API 5L X70.** *Dissertação de Mestrado*. UFRGS, Porto Alegre-Brasil, 2017.

PEREZ, N. **Fracture mechanics.** 2 ed. Cham: Springer International Publishing, 2017.

PYSHMINTSEV, I. Y.; et al. **Specific effects of microalloying elements on the development of the strenght properties of low-alloyed chromium-molybdenum pipe steels.** Mechanics, Resource and Diagnostics of Materials and Structures (MRDMS-2018), *AIP Conf. Proc. 2053*, p. 030056-1–030056-3, 2018. DOI: 10.1063/1.5084417.

RICE, J. R.. **Conserved integrals and energetic forces.** Fundamentals of Deformation and Fracture, p. 33–56. Cambridge: Cambridge University Press, 1985. CiteSeer^x: 10.1.1.645.3998.

RICE, J. **Limitations to the small-scale yielding approximation for crack tip plasticity.** J. Mech. Phys. Solids, 22(1), p. 17-26, 1974. DOI: 10.1016/0022-5096(74)90010-6.

ROSSOLL, A.; et al. **Mechanical aspects of the Charpy impact test.** Nuclear Engineering and Design 188(2), p. 217-229, 1999. DOI: 10.1016/S0029-5493(99)00017-5.

SERVER, W. L. **General yielding of Charpy V-Notch and precracked Charpy specimens.** J Eng Mater-T Asme 100(2), p. 183-188, 1978. DOI: 10.1115/1.3443469.

SADOUGH VANINI, S. A.; et al. **Dynamic notch fracture toughness J_C^V assessment of functionally austenitic-martensitic graded steels.** Mat. Sci. and Eng. A. 546, p. 198-206, 2012. DOI: 10.1016/j.msea.2012.03.051.

SCHINDLER, H.J.; TIPPING, P. **Instrumented impact testing of pre-cracked Charpy-type specimens to obtain fracture toughness data for in master curve methodology.** IAEA Specialists Meeting on Master Curve Testing and Results Application 17-19.09.2001, 8 p., Prague.

SERVER, W. **Impact Three-Point Bend Testing for Notched and Precracked Specimens.** Journal of Testing and Evaluation 6(1), p. 29-34, 1978. DOI: 10.1520/JTE10915J.

SIEWERT, T. A.; et al. **The history and importance of impact testing.** Pendulum impact testing: century of progress *STP 1380*, p. 3-16. ASTM, West Conshohocken, 2000.

SOROCHAK, A. P.; et al. **Evaluation of dynamic fracture toughness parameters of locomotive axle steel by instrumented Charpy impact test.** Fatigue Fract. Engng. Mater.

Struct. 40, p. 512-522, 2017. DOI: 10.1111/ffe.12510.

TANG, D.; WANG, L. WU, H.; LIANG, J. **Mechanical properties and CO₂ corrosion behavior of Q125 grade oil tube steel used in deep oil well.** Advanced materials research 524-527, p. 1471-1479, 2012. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.524-527.1471.

TOTH, L.; ROSSMANITH, H. P.; SIEWERT, T. A. **Historical background and development of the Charpy test.** From Charpy to present impact testing *ESIS Publication 30*, p. 3-19. Elsevier Science: Oxford, 2002.

TRONSKAR, J. P.; MANNAN, M. A.; LAI, M. O. **Measurement of fracture initiation toughness crack resistance in instrumented Charpy impact testing.** Eng. Frac. Mech. 69, p. 321-338, 2002. DOI: 10.1016/S0013-7944(01)00077-7.

TVERGAARD, V.; NEEDLEMAN, A. **Effect of material rate sensitivity on failure modes in the Charpy V-Notch test.** J. Mech. Phys. Solids, 34(3), p. 213-241, 1986. DOI: 10.1016/0022-5096(86)90019-0.

VANDER VOORT, G. F. **Understanding and measuring decarburization.** Advanced materials & processes Feb. 2015, p. 22-27. ASM International, Materials Park.

VANDER VOORT, G. F. (ed.); et al. **ASM Handbook vol. 9.** Materials Park: ASM International, 2004.

WILSHAW, T.; PRATT, P. **On the plastic deformation of Charpy specimens prior to general yield.** J. Mech. Phys. Solids, 14(1), p. 7-19, 1966. DOI: 10.1016/0022-5096(66)90015-9.

ZHU, X. K.; JOYCE, J. A. **Review of fracture toughness (G, K, J, CTOD, CTOA) testing and standardization.** J. Eng. Frac. Mech. 85, p. 1-46, 2012. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2012.02.001.

ANEXO A – RESULTADOS DOS ENSAIOS DE CURVA J-R MONOTÔNICOS

Tabela A1 - Resultados de tenacidade à fratura monotônica para múltiplos corpos de prova.

Amostra	P _i [N]	a _i [mm]	a _N [mm]	W [mm]	B _N [mm]	S [mm]	A _{pl} [N.mm]	K _i [MPa.m ^{0,5}]	J [kJ/m ²]
Mono- Curva J-R- A	6739	5,47	5,08	9,94	9,95	41,50	2236	89,25	163,66
Mono- Curva J-R- B	5495	6,12	5,34	10,01	9,92	41,50	2484	92,86	196,01
Mono- Curva J-R- C	4429	7,01	6,00	9,96	10,00	41,50	2372	111,79	234,83
Mono- Curva J-R- D	5619	6,17	4,87	10,06	9,97	41,50	3323	96,75	253,15
Mono- Curva J-R- E	5324	6,62	5,25	10,05	9,92	41,50	3096	111,35	268,45

Tabela A2 - Resultados de tenacidade à fratura monotônica para o corpo de prova "A".

Amostra	P _i [N]	a _i [mm]	a _N [mm]	W [mm]	B _N [mm]	S [mm]	A _{pl} [N.mm]	K _i [MPa.m ^{0,5}]	J [kJ/m ²]
Mono- CP-A-01	7970	6,57	6,28	10,00	9,96	41,50	1274	117,70	128,91
Mono- CP-A-02	8048	6,78	6,28	10,00	9,96	41,50	1377	128,60	143,05
Mono- CP-A-03	8112	7,03	6,28	10,00	9,96	41,50	1396	143,21	157,15
Mono- CP-A-04	8176	7,50	6,28	10,00	9,96	41,50	2009	176,81	230,37
Mono- CP-A-05	8180	7,45	6,28	10,00	9,96	41,50	2280	172,86	245,33
Mono- CP-A-06	7918	7,94	6,28	10,00	9,96	41,50	2908	213,05	334,66

Tabela A3 - Resultados tenacidade à fratura monotônica para o corpo de prova "B".

Amostra	P_i [N]	a_i [mm]	a_N [mm]	W [mm]	B_N [mm]	S [mm]	A_{pl} [N.mm]	K_i [MPa.m ^{0,5}]	J [kJ/m ²]
Mono-CP-B-01	9883	5,98	5,76	9,99	9,88	41,50	523	120,69	88,83
Mono-CP-B-02	10118	6,05	5,76	9,99	9,88	41,50	886	126,48	113,79
Mono-CP-B-03	10266	6,33	5,76	9,99	9,88	41,50	1278	140,58	147,84
Mono-CP-B-04	10396	6,78	5,76	9,99	9,88	41,50	1683	168,38	199,74
Mono-CP-B-05	10493	6,93	5,76	9,99	9,88	41,50	2062	179,60	236,55
Mono-CP-B-06	10534	7,12	5,76	9,99	9,88	41,50	2315	194,83	271,98

ANEXO B – RESULTADOS DE TENACIDADE PARA CURVAS-R DINÂMICAS

Tabela B1 - Resultados de tenacidade à fratura dinâmica para múltiplos corpos de prova.

Amostra	P_m [N]	a_f [mm]	a_N [mm]	W [mm]	B_N [mm]	S [mm]	A_{pl} [N.mm]	K_i [MPa.m ^{0,5}]	J [kJ/m ²]
Dina- Curva J_d- R-A	5195	5,36	5,07	9,95	9,97	40,00	5475	46,93	219,06
Dina- Curva J_d- R-B	4907	5,95	5,44	10,02	9,95	40,00	7894	49,65	328,15
Dina- Curva J_d- R-C	5208	6,20	5,27	9,98	9,96	40,00	11341	53,83	442,98
Dina- Curva J_d- R-D	3551	6,98	5,59	9,97	9,98	40,00	12051	40,61	480,86
Dina- Curva J_d- R-E	5894	6,09	4,92	9,92	9,91	40,00	15041	54,32	547,35
Dina- Curva J_d- R-F	4818	7,02	5,40	9,99	9,93	40,00	16261	50,42	616,63

Tabela B2 - Resultados dos ensaios de impacto para corpos de prova dedicados a determinação de tenacidade à fratura dinâmica para corpos de prova individuais.

Amostra	P_m [N]	P_{gy} [N]	a_N [mm]	W [mm]	B_N [mm]	S [mm]	Velocidade inicial de impacto [m/s]	Tempo total de impacto [ms]	Energia total de impacto [J]
v₀ = 1,52m/s; b₀ = 3,95mm	5464	4345	6,02	9,97	9,95	40,00	1,52	18,86	25,21
v₀ = 5,18m/s; b₀ = 4,9mm	8529	6948	5,06	9,95	9,91	40,00	5,18	3,29	33,45
v₀ = 5,18m/s; b₀ = 3,95mm	5318	4737	6,06	10,01	9,96	40,00	5,18	3,14	21,37
v₀ = 5,18m/s; b₀ = 4,9mm	7590	6887	5,11	10,03	9,94	40,00	5,18	1,85	21,51