

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ INSTITUTO DE TECNOLOGIA PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA QUÍMICA MESTRADO ACADÊMICO EM ENGENHARIA QUÍMICA

NINA BENCHIMOL XAVIER DO NASCIMENTO

INFLUÊNCIA DAS CARACTERÍSTICAS DO FLUIDO NA CORROSÃO E EROSÃO EM AMOSTRAS DE AÇO 5L X65

Belém - PA 2024

NINA BENCHIMOL XAVIER DO NASCIMENTO

INFLUÊNCIA DAS CARACTERÍSTICAS DO FLUIDO NA CORROSÃO E EROSÃO EM AMOSTRAS DE AÇO 5L X65

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Química da Universidade Federal do Pará - PPGEQ, do Instituto de Tecnologia - ITEC, da Universidade Federal do Pará - UFPA, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Química.

Área de Concentração: Desenvolvimento de Processos

Linha de Pesquisa: Engenharia de Processos Inorgânico

Orientador: Dr. Lênio José Guerreiro de Faria

Belém - PA 2024

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP) de acordo com ISBD Sistema de Bibliotecas da Universidade Federal do Pará Gerada automaticamente pelo módulo Ficat, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

B457i Benchimol Xavier do Nascimento, Nina. INFLUÊNCIA DAS CARACTERÍSTICAS DO FLUIDO NA CORROSÃO E EROSÃO EM AMOSTRAS DE AÇO 5L X65 / Nina Benchimol Xavier do Nascimento. — 2024. 121 f. : il. color.

> Orientador(a): Prof. Dr. Lênio José Guerreiro de Faria Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Pará, Instituto de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Química, Belém, 2024.

1. Aço 5L X65. 2. Mineroduto. 3. pH ácido. I. Título.

CDD 620.11223

NINA BENCHIMOL XAVIER DO NASCIMENTO

INFLUÊNCIA DAS CARACTERÍSTICAS DO FLUÍDO NA CORROSÃO E EROSÃO EM AMOSTRAS DE AÇO 5L X65

Defesa de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Química da Universidade Federal do Pará, como parte dos requisitos necessários para obtenção do título de Mestre em Engenharia Química, na área de concentração de Desenvolvimento de Processos.

Data da Aprovação: 30/09/2024

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. Lénio José Guerreiro de Faria (PPGEQ/ITEC/UFPA Orientador)

Mark tailice lus

Prof. Dra. Marlice Cruz Martelli (PPGEQ/ITEC/UFPA)

Dr. Rodrigo Vieira Landim (WORLEY)

À Deus, que SEMPRE sabe o que faz.

AGRADECIMENTOS

À Deus, por me permitir saúde e serenidade nos momentos mais difíceis. Aos amores da minha vida: Eva e Joaquim, que me ensinaram a ser multitarefas. Aos meus pais Esther e Carlos, que sempre foram meu porto seguro e me criaram com muito amor. Aos meus irmãos, Karl, Eugênia e Orsini que sempre me ensinaram e estiveram ao meu lado. Aos meus amigos que atravessaram décadas me incentivando a ser alguém melhor: Suelen, Natasha, Marcio, Luana, Edgar, Caio, Zandonai. À Simone, que com muita sabedoria me ajudou sem medir esforços. E, não menos importante, ao Beto, que me cobrava e apoiava diuturnamente para a conclusão desse projeto.

Obrigada, de coração, a todos.

RESUMO

INFLUÊNCIA DAS CARACTERÍSTICAS DO FLUIDO NA CORROSÃO E EROSÃO EM AMOSTRAS DE AÇO 5L X65

Área de Concentração: Desenvolvimento de Processos Linha de Pesquisa: Engenharia de Processos Inorgânico

O objetivo desta pesquisa foi o de avaliar o comportamento corrosivo e erosivo em amostras de aço carbono API 5L X65 com revestimento externo em FBE utilizado para transporte de suspensão aquosa com média de 40% de sólidos com alto teor de silicatos hidratados de alumínio, principalmente caulinita e água, a fim de identificar a melhor forma de operação para regimes de bombeamento intermitentes, visando suas influências na integridade do aço. As amostras foram divididas em: três amostras de tubulações de aço carbono em dimensões com diâmetro externo (DE) de 14 polegadas, espessura (Esp) de 8,74 mm (original) e 1 metro de comprimento; uma amostra de água de processos e amostra de suspensão aquosa com média de 40% de sólidos com alto teor de silicatos hidratados de alumínio com pH ácido, com aproximadamente 60 litros cada uma (divididas em dois recipientes plásticos de 30 litros). Os resultados mostram que a amostra KM-0 apresentou limite de escoamento abaixo do mínimo especificado, e a amostra KM-23 também apresentou desvio padrão alto, sugerindo falta de homogeneidade. As amostras do tubo novo apresentaram valores dentro das especificações. A grande diferença no resultado de dureza entre as amostras reside na baixíssima porcentagem de carbono apresentada na amostra TR. Isso minimiza problemas com possíveis pontos frágeis, além de aumentar a soldabilidade dos materiais, porém em alguns casos, dutos com tratamento por laminação controlada alcançam elevada resistência mecânica e tenacidade com relativa baixa dureza. O que pode proporcionar resistência à erosão maior que em dutos temperados. . As amostras KM-23 e KM-0, apesar de terem dureza e composição química semelhantes, mostraram diferenças na energia absorvida e redução de área. Isso pode ser atribuído ao teor de enxofre mais elevado na amostra KM-23, evidenciado por inclusões ricas em enxofre detectadas. A tenacidade global foi alta para todas as amostras, sem indicação de fragilidade nas condições testadas. Os resultados de corrosão uniforme e localizada, desconsiderando a influência do oxigênio, indicaram que a polpa com pH ácido é menos corrosiva que a água. Durante a operação com água, a taxa de corrosão estabiliza com o passar do tempo, mas, ao intercalar a produção, a película formada pela água desaparece, retornando à condição inicial desta taxa, sendo ainda mais prejudicial à integridade do duto.

Palavras-chave: Aço 5L X65, Mineroduto, pH ácido.

ABSTRACT

INFLUENCE OF FLUID CHARACTERISTICS ON CORROSION AND EROSION IN API 5L X65 STEEL SAMPLES

Concentration Area: Process Development Research Line: Inorganic Process Engineering

The objective of this research was to evaluate the corrosive and erosive behavior of API 5L X65 carbon steel samples with an external FBE coating used for transporting an aqueous suspension containing around 40% solids with a high content of aluminum hydrated silicates, mainly kaolinite and water, to identify the best operational method for intermittent pumping regimes, focusing on their influence on steel integrity. The samples were divided as follows: three samples of carbon steel pipes with an outer diameter (OD) of 14 inches, thickness (Th) of 8.74 mm (original), and 1 meter in length; a sample of process water and a sample of aqueous suspension with an average of 40% solids with a high content of aluminum hydrated silicates and acidic pH, each with approximately 60 liters (divided into two plastic containers of 30 liters). The results show that the KM-0 sample presented a yield limit below the specified minimum, and the KM-23 sample also showed a high standard deviation, suggesting a lack of homogeneity. The new pipe samples presented values within specifications. The significant difference in hardness between samples lies in the very low carbon percentage presented in the TR sample. This minimizes issues with potential weak points and increases material weldability; however, in some cases, pipes treated by controlled rolling achieve high mechanical strength and toughness with relatively low hardness, which can provide greater erosion resistance than tempered pipes. Samples KM-23 and KM-0, although having similar hardness and chemical composition, showed differences in absorbed energy and area reduction. This may be attributed to the higher sulfur content in sample KM-23, evidenced by detected sulfur-rich inclusions. Overall toughness was high for all samples, with no indication of brittleness under the tested conditions. The results of uniform and localized corrosion, disregarding the influence of oxygen, indicated that the acidic pH slurry is less corrosive than water. During water operation, the corrosion rate stabilizes over time; however, when production is intermittent, the film formed by water disappears, returning this rate to its initial condition, being even more detrimental to the pipe's integrity.

Keywords: Steel 5L X65, Slurry Pipeline, Kaolin.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - F	Processo de trefilação a frio(a) com mandril fixo e (b) com mandril flutuante	26
Figura 2 -D	viagrama esquemático de a) erosão de partículas sólidas sob condição de fluxo turbulento e b) abrasão sob condição de fluxo laminar	30
Figura 3 - E	Erosão causada por mecanismo de deformação no impacto normal e mecanismo de corte no impacto oblíquo em a) materiais dúcteis e b) materiais frágeis	30
Figura 4 - I	lustração esquemática de a) microaragem e b) mecanismo de microcorte	32
Figura 5 - I	lustração das etapas de remoção de metal em baixa velocidade e alto ângulo de impacto	32
Figura 6 - I	lustração das etapas do processo de corte secundário em alta velocidade e alto ângulo de impacto	33
Figura 7 - a	a–c) Micrografia MEV das camadas transversais de uma cicatriz de erosão. As setas brancas indicam a direção do fluxo de partículas. (a) Camada erodida e deformada, (b) propagação de trincas abaixo da superfície, (c) fratura da camada deformada. a´–c´) Ilustrações esquemáticas da remoção do metal (Teste de erosão: Um testador do tipo jato de areia com partículas de óxido de alumínio)	34
Figura 8 - F	Parâmetros importantes que influenciam a erosão causada pela polpa	36
Figura 9 - E	Efeito da dureza e da microestrutura na taxa de erosão em estado estacionário	38
Figura 10 -	Resultados do teste de polarização potenciodinâmica	40
Figura 11 -	Taxa E-C determinada a partir de medições de perda de massa para duas velocidades de fluxo e dois níveis de oxigênio dissolvido nominal	42
Figura 12 -	Polarização potenciodinâmica para variação de: (a) Velocidade de fluxo da polpa, e (b) Teor de oxigênio dissolvido na polpa	43
Figura 13 -	Micrografias MEV da superfície (coluna da esquerda) e seções transversais (coluna da direita) de amostras expostas a 3 e 7m·s ⁻¹ da polpa a 0 ppm de oxigênio dissolvido	44
Figura 14 -	Micrografias MEV representativas da superfície (coluna da esquerda) e seção transversal (coluna da direita) de amostras expostas a 0 ppm e 10 ppm de OD à polpa à velocidade de 7m·s ⁻¹	45
Figura 15 -	Representação esquemática do efeito da velocidade da polpa sobre o mecanismo de E-C em baixíssima concentração de oxigênio.	46
Figura 16 -	Representação esquemática do efeito do oxigênio dissolvido contido na pasta sobre o mecanismo de E-C	47
Figura 17 -	Amostras de tubo de aço carbono especificadas como API 5L X65 PSL2-DN fornecidas por uma empresa: (A) Amostra retirada da tubulação próxima à bomba no km 0 (Mina); (B) Amostra retirada do duto a 23 km após a mina; Nova amostra produzida	54
Figura 18 -	Dois recipientes de 30 Litros para soluções de teste com Caulim pH Ácido	54
Figura 19 -	Dureza das amostras	59
Figura 20 -	Resistência à tração (TS), Resistência ao escoamento (YS) e alongamento (EI%) das amostras	60

Figura 21 -	Resultados do teste de impacto	62
Figura 22 -	Microestrutura das amostras KM-23 mostrando. Reagente Nital 2%	64
Figura 23 -	Imagens mais detalhadas da microestrutura das amostras KM-23	65
Figura 24 -	Microestrutura das amostras KM23 removidas da posição 9h, evidenciando distribuição não homogênea das fases e aspecto mais acicular do que a observada na posição 6h. As setas vermelhas indicam inclusões	66
Figura 25 -	Detalhes da amostra KM23-9h	68
Figura 26 -	Amostra KM0-9h	70
Figura 27 -	Detalhes da microestrutura da amostra KM0-9h. Amostra TR	71
Figura 28 -	Microestrutura da amostra TR	72
Figura 29 -	Microestrutura da amostra KM-23, observada em modo de elétron secundário em MEV/FEG, apresentando maiores detalhes dos microconstituintes e precipitados presentes: F - Ferrita, B - Bainita, FA - Ferrita Acicular, A/M – Austenita-Martensita, C - Carbetos	73
Figura 30 -	Imagem MEV da amostra KM-23, evidenciando a presença de inclusão, cuja composição obtida por EDS é apresentada no espectro. (a) Possível sulfeto, (b) Possível carboneto e (c) Possível sulfeto	75
Figura 31 -	Microestrutura da amostra KM-0, observada em modo de elétron secundário em MEV/FEG, apresentando maiores detalhes dos microconstituintes e precipitados presentes.	76
Figura 32 -	Imagem obtida por MEV para a amostra KM-0, evidenciando a presença de inclusão, cuja composição obtida por EDS é apresentada no espectro ao lado. (a) e (b) identificam partículas ricas em carbono quando comparadas com a matriz.	77
Figura 33 -	Microestrutura de uma região apresentando características típicas de bainita, com precipitados muito finos alinhados entre ripas de ferrita	78
Figura 34 -	Microestrutura da amostra TR, observada no modo elétron secundário em MEV/FEG, apresentando maiores detalhes dos microconstituintes e precipitados presentes: F - Ferrita, B - Bainita, FA - Ferrita Acicular, A/M – Austenita-Martensita, C - Carbetos	79
Figura 35 -	Estrutura bainítica presente na amostra TR	79
Figura 36 -	Reômetro controlado por tensão ARES G2 de instrumentos TA usados para testes reológicos com suspensões com cerca de 40% de sólidos	81
Figura 37 -	Curva de fluxo de uma amostra de caulim de pH ácido e ajuste de curva de acordo com Herschel-Buckley. Avaliação do ponto de rendimento	83
Figura 38 -	Mudança de etapa da taxa de cisalhamento para amostra de polpa de caulim de pH ácido.	84
Figura 39 -	Dimensões das amostras para o teste de corrosão para fluido estagnado	86
Figura 40 -	Sistemas de teste com vasos de 2L em borosilicato: (A) Montagem de teste com água de processo, (B) Montagem de teste com suspensão de caulim	88
Figura 41 -	- Amostra Eletroquímica (eletrodo de trabalho)	91
Figura 42 -	Recipiente de 1,5 L para testes eletroquímicos	92
Figura 43 -	Potencial de circuito aberto (OCP) do aço carbono X65 experimental em a) água de processo e b) suspensão de caulim de pH ácido	93

Figura 44 -	 Densidade de corrente do X65 experimental em a) água de processo e b) suspensão com caulim de pH ácido 	. 94
Figura 45 -	 Gráficos de taxa de corrosão uniforme e taxa de penetração dos fluidos em ensaio estagnado 	95
Figura 46 -	– Taxa de Corrosão do X65 experimental em a) água de processo e b) suspensão com caulim de pH ácido	96
Figura 47 -	 Polarização Potenciodinâmica do X65 experimental em a) água de processo e b) suspensão com caulim de pH ácido 	97
Figura 48 -	· Esquema da curva de polarização para um metal que apresenta uma transição ativa-passiva	97
Figura 49	Espectroscopia de Impedância Eletroquímica (EIS) do X65 experimental em a) água de processo e b) suspensão com caulim de pH ácido	98
Figura 50 -	· Desenho das amostras gaiola rotatória	. 99
Figura 51 -	Sistema de teste da Gaiola rotatória	100
Figura 52 -	Gráfico de taxa de corrosão uniforme e taxa de penetração dos fluidos em ensaio de fluido dinâmico	103
Figura 53 -	 Desenho esquemático do espécime de Jato impingimento à esquerda e o espécime pronto para ser testado à direita 	104
Figura 54 -	 Projeto de suporte de amostra para testes de jato de impingimento com 0 e 8 graus de inclinação 	105
Figura 55 -	Diagrama esquemático do jato incidente cobrindo as regiões de estagnação e parede do jato	106
Figura 56 -	· Características hidrodinâmicas do jato impingimento em uma amostra plana mostrando as regiões de fluxo características	106
Figura 57 -	Sistema de teste de Jato impingimento com 3 amostras	108
Figura 58 -	- Gráfico de resultados de Jato impingimento da taxa de corrosão uniforme	110
Figura 59 -	- Gráfico de resultados de Jato impingimento da taxa de corrosão localizada	110

LISTA DE TABELAS

Fabela 1 - Composição química, % em peso, Fe bal., de carbono e tubos de aço de baixa liga de API 5L PSL2	. 27
abela 2 - Requisitos para os resultados dos testes de tração para tubo API 5L PSL2	. 28
Cabela 3 - Parâmetros eletroquímicos da polarização potenciodinâmica com e sem apresença de O2 (em ppm) dissolvidos	. 43
Fabela 4 - Resultados de análises química	. 57
labela 5 - Comparação de dureza do duto X65	. 59
abela 6 - Resultados dos Ensaios de Tração e Faixa Indicada pela API 5L (API, 2018)	. 61
Tabela 7 Resultados da análise da água de processo usada na tubulação de polpa	. 80
Caracterização da amostra de suspensão com cerca de 40% de sólidos comcaulim de pH ácido	. 81
Tabela 9 - Parâmetros reológicos obtidos para amostra de polpa de caulim de pH ácido	. 83
Fabela 10 - Viscosidade característica para a amostra de polpa de caulim de pH ácido nas vazões nominal (310m³/h) e máxima (350m³/h) em tubulação de aço 5L X65	. 84
Fabela 11 - Condições dos testes de corrosão estagnada a 101 kPa de nitrogênio (99,999%) e 24±3⁰C por 360 horas	. 87
Fabela 12Taxas de corrosão para API 5L X65 PSL1 (km23) 6h imerso em água de processo por 360h a 24±3℃ e 101kPa N2 (99,999%)	. 89
Fabela 13 - Taxas de corrosão para API 5L X65 PSL1 (km23) 6h imerso em suspensão de Caulim de pH ácido por 360h a 24±3ºC e 101kPa N₂ (99,999%)	. 89
Fabela 14 - Valores potenciais (OCP) para o aço carbono X65 para água de processo e suspensão com caulim de pH ácido	. 94
Cabela 15 - Comparação entre taxa de corrosão eletroquímica com taxas de corrosãouniforme e localizada	. 95
Fabela 16 - Condições de teste para testes de corrosão estagnada a 101 kPa de nitrogênio (99.999) e 24±3ºC por 360 horas1	101
Fabela 17 - Taxas de corrosão para API 5L X65 PSL1 (km23) 6h imerso em Água de processo por 360h a 24±3⁰C e 101kPa N₂ (99,999%)1	102
「abela 18 - Taxas de corrosão para API 5L X65 PSL1 (km23) 6h imerso em polpa de Caulim de pH ácido por 360h a 24±3℃ e 101kPa N2 (99,999%)1	102
Fabela 19 - Valores obtidos para taxa de cisalhamento e tensão de cisalhamento na vazão máxima (350m³/h) na parede do tubo	104
Fabela 20 - Condições do teste Jato impingimento no API 5L X65 retirado do tubo no km23 6h, testes a 101kPa N₂, 23±2ºC e por 15 dias1	105
Fabela 21 - Taxas de corrosão para API 5L X65 PSL1 (km23) 6h imerso em água de processo por 360h a 24±3⁰C e 101kPa N₂ (99,999%)	109
Fabela 22 - Taxas de corrosão para API 5L X65 PSL1 (km23) 6h imerso em polpa de caulim de pH ácido por 360h a 24±3℃ e 101kPa N₂ (99,999%)1	109

Lista de abreviaturas e siglas

AF	Ferrita Acicular
BF	Ferrita Bainítica
CR	Taxa de Corrosão
DRX	Difração de Raio-X
EC	Erosão-Corrosão
EDS	Espectroscopia por Energia Dispersiva
ED-XRF	Espectroscopia de Fluorescência de Raios-X por Dispersão de Energia
EIS	Espectroscopia de Impedância Eletroquímica
GB	Ferrita Bainítica Granular
RPL	Resistência de Polarização Linear
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia óptica
OCP	Potencial de Circuito Aberto
PC	Polpa de Caulim
PF	Ferrita Poligonal
PSD	Particle Size Distribution
QF	Ferrita Quase Poligonal
TMCP	Processo de Controle Termomecânico

1 INTRODUÇÃO	18
1.1 Objetivos	19
1.1.1 Objetivo Geral	19
1.1.2 Objetivos Específicos	19
1.2 Justificativa	20
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	22
2.1 Produtos tubulares de aço	22
2.1.1 Microestrutura e Propriedades do Aço	23
2.1.2 Fabricação de Produtos Tubulares	24
2.1.2.1 Produtos tubulares soldados	24
2.1.2.1.1 Produtos tubulares sem costura	25
2.1.2.1.2 Acabamento a frio	26
2.1.3 Composições e propriedades de aço para dutos	26
2.2 Danos durante transporte de suspensões em dutos de aço	29
2.2.1 Danos por erosão causado pela polpa em aços de dutos	29
2.2.1.1 Mecanismo de Dano por Erosão	30
2.2.1.2 Parâmetros que influenciam a erosão causada pela polpa	35
2.2.1.3 Efeito da Microestrutura e Propriedades do Tubo em Danos por Erosão	36
2.2.1.4 Efeito das características da polpa no dano por erosão	38
2.2.2 Corrosão causada pela polpa em sistemas de dutos de aço	39
2.2.3 Tribocorrosão em aço de dutos	41
2.3 Alternativas para Mitigar Danos no Transporte	47
2.3.1 Uso de Materiais de Alta Resistência ao Desgaste	48
2.3.2 Velocidade mínima de deposição	50
2.3.3 Dosagem e tempo de agitação do floculante/coagulante	51
2.3.4 Hibernação de dutos	51
2.4 Tenacidade à fratura do aço para dutos em diferentes condições	52
3 METODOLOGIA	53
3.1 Descrição do Material	53
3.2 Ensaios	55
3.3 Normas e Procedimentos de Referência	55
4 CARACTERIZAÇÃO DO AÇO CARBONO	57
4.1 Análises química	57

SUMÁRIO

4.2 Avaliação de Dureza e Microdureza	58
4.3 Teste de tração	60
4.4 Teste de impacto de entalhe Charpy "v"	61
4.5 Caracterização Microestrutural	63
4.5.1 Microscopia óptica (MO)	63
4.5.1.1 Amostra KM-23 – 6h	63
4.5.1.2 Amostra KM-23 - 9h	66
4.5.1.2 Amostra KM-0 - 9h	69
4.5.2 Microscopia Eletrônica de Varredura	73
4.5.2.1 Amostra KM-23	73
4.5.2.2 Amostra KM-0	76
4.5.2.3 Amostra TR	78
5 CARACTERIZAÇÃO DA POLPA DE CAULIM DE PH ÁCIDO	80
5.1 Caracterização da Água do Processo	80
5.2 Caracterização da amostra de polpa de caulim de pH ácido	81
5.3 Reologia da amostra de polpa de caulim de pH ácido	81
5.3.1 Avaliação da tensão de escoamento e viscosidade característica	82
5.3.2 Efeitos de tixotropia da amostra de polpa de caulim de pH ácido	84
6 ENSAIOS DE CORROSÃO DOS TUBOS DE AÇO	86
6.1 Testes de Corrosão Estagnados	86
6.1.1 Procedimento de Testes de Corrosão Estagnado	87
6.1.2 Resultados dos Testes de Corrosão Estagnado	
6.2 Ensaios de Corrosão Eletroquímica	
6.2.1 Procedimento experimental	90
6.2.2 Resultados dos testes eletroquímicos	92
6.3 Testes de Corrosão Dinâmicos	99
6.3.1 Gaiola Rotatória	99
6.3.1.1 Resultados do teste da Gaiola Rotatória	101
6.3.2 Jato Impingimento	103
6.3.2.1 Procedimento de teste de jato impingimento	104
6.3.2.2 Resultados do teste de jato impingimento	108
CONSIDERAÇÕES FINAIS	112
REFERÊNCIAS	115

1 INTRODUÇÃO

A rede de minerodutos no mundo desempenha um papel importante na indústria de mineração, permitindo o transporte eficiente de minerais, minérios e concentrados a granel a longas distâncias. Esses sistemas de transporte têm se expandido significativamente nas últimas décadas, impulsionados pelo aumento da demanda global por recursos minerais e pela necessidade de transportar esses recursos de maneira mais eficiente e ambientalmente sustentável.

Os minerodutos em operação mais frequentes são utilizados para transportar substâncias (Brum, 2017) como fosfato, carvão, cobre, bauxita, caulim, concentrados de minério de ferro e até mesmo resíduos resultantes do processamento dos minerais. Existe uma extensa rede de minerodutos operando globalmente, responsável pelo transporte de diversos tipos de minérios. Um exemplo disso é o mineroduto de Da Hong Shan, localizado na China, que transporta minério de ferro. Outro caso é o mineroduto de Los Pelambres, situado no Chile, que transporta concentrado de cobre, além do mineroduto Simplot nos Estados Unidos, usado para transportar fosfato.

Existe uma extensa rede de cerca de 2.000 guilômetros (Brum, 2017) atualmente em funcionamento no Brasil, onde é realizado o transporte anual de cerca de 75 milhões de toneladas de minério através de minerodutos. Os principais sistemas de transporte de minérios no Brasil incluem o sistema Samarco, que, apesar de estar temporariamente paralisado, possui a capacidade de transportar minério de ferro ao longo de 398 quilômetros de distância; o mineroduto operado pela MPSA - Mineração Paragominas S/A, responsável pelo escoamento de bauxita através de uma extensão de 244 quilômetros; e o sistema Minas-Rio da Anglo American, que abrange uma extensão total de 530 quilômetros e é usado para transportar minério de ferro com uma concentração de sólidos de 68% e uma taxa de bombeamento de 1.826 metros cúbicos por hora. Os minerodutos, como o Sistema Minas-Rio e o mineroduto operado pela MPSA, têm desempenhado um papel vital no escoamento eficiente de minerais no Brasil. Operando 24 horas por dia, oferecem uma solução ambientalmente vantajosa com menor custo operacional e maior segurança quando comparado ao transporte rodoviário e ferroviário. Essa solução tecnológica tem sido cada vez mais utilizada para o transporte de minérios como bauxita e minério de ferro.

A rede de minerodutos no estado do Pará, Brasil, desempenha um papel crucial na indústria de mineração da região, considerando que o Pará é um dos principais polos de produção mineral do país. Em 2017, o estado foi responsável por 90,6%, 1,6 Mt, do caulim beneficiado no Brasil, segundo a Agência Nacional de Mineração. As maiores produtoras são a Imerys Rio Capim Caulim, Cadam (IRCC) e Pará Pigmentos (PPSA), que juntas produzem 89% do caulim nacional. O caulim é utilizado na fabricação de cerâmica, fibra de vidro, e papel, sendo que para este último é destinado 45% da produção (ANM, 2018). Estas empresas transportam seus produtos através de minerodutos até o Porto de embarque.

Além de resolver desafios logísticos, a rede de minerodutos tem um impacto econômico significativo. A indústria de mineração desempenha um papel significativo na economia brasileira, contribuindo para as exportações e empregos no país.

Enquanto os minerodutos podem ser mais ecologicamente vantajosos em comparação com o transporte rodoviário ou ferroviário, a mineração enfrenta desafios em termos de sustentabilidade ambiental. A gestão responsável desses impactos é essencial. A construção, manutenção e operação dos minerodutos requer investimentos significativos em infraestrutura e tecnologia. Desafios como a corrosão e a segurança operacional precisam ser tratados, bem como o engajamento com as comunidades locais. Com a contínua exploração mineral e a crescente demanda global por recursos, é possível que a rede de minerodutos continue a crescer, buscando maneiras mais eficientes e ambientalmente conscientes de transportar minerais.

1.1 Objetivos

1.1.1 Objetivo Geral

O objetivo desta pesquisa é avaliar o comportamento corrosivo e erosivo em amostras de aço carbono API 5L X65 com revestimento externo em FBE utilizado para transporte de suspensão aquosa com média de 40% de sólidos com alto teor de silicatos hidratados de alumínio, principalmente caulinita e água, com pH ácido, a fim de identificar a melhor forma de operação para regimes de bombeamento intermitentes, visando a manutenção da integridade do aço.

1.1.2 Objetivos Específicos

- Caracterização química das amostras de tubos de aço API 5L X65;
- Caracterização metalúrgica das amostras de tubos de aço API 5L X65;

- Caracterização mecânica das amostras de tubos de aço API 5L X65;
- Caracterização da suspensão sólida e seus resíduos sólidos;
- Testes acelerados de corrosão estagnada e dinâmica.

1.2 Justificativa

Os minerodutos oferecem vantagens em termos de eficiência logística, superando obstáculos geográficos e topográficos para fornecer um transporte contínuo e uniforme, independentemente das condições da estrada ou do clima. No entanto, a construção e operação de minerodutos exigem investimentos significativos em infraestrutura, engenharia e tecnologia, além de uma manutenção contínua para garantir a operação segura e eficiente.

Uma pesquisa sobre as 200 maiores minas brasileiras (Valécio, 2015) revelou que, em 50 das minas selecionadas, o investimento em manutenção das instalações totalizou R\$ 595,7 milhões em 2014, e a previsão para 2015 foi de R\$ 478,8 milhões. Parte desses recursos é destinada à manutenção e à implementação de novas tecnologias em tubulações utilizadas pelas mineradoras, com o objetivo de reduzir custos e minimizar paradas para substituições.

Desafios técnicos também são enfrentados, como a corrosão devido à natureza dos materiais transportados e ao contato com água ou substâncias corrosivas. Nesse sentido, pesquisas são realizadas para desenvolver materiais e revestimentos resistentes à corrosão (Valécio, 2015).

Em 2018, o mineroduto do Sistema Minas-Rio apresentou um primeiro vazamento em um ponto na área rural do município de Santo Antônio do Grama/MG. Na ocasião, houve vazamento de cerca de 318 toneladas de sólidos em um dos córregos da região, o ribeirão Santo Antônio. Um segundo evento, 17 dias após o primeiro, com vazamento de 174 toneladas de sólidos. Os resultados que contribuíram, de forma individual ou combinada, para a falha prematura do mineroduto foram: alta corrosividade da água utilizada no bombeio; corrosão preferencial da Zona Termicamente Afetada (ZTA) da solda longitudinal que promoveu a formação de "valas" que podem ter atuado como concentradoras de tensão (IPT, 2018).

A grande maioria dos minerodutos possui mais de 10 anos de operação, fabricados sob especificação API, e inspeções esporádicas são realizadas para verificar a perda de espessura da parede. Com base nessa necessidade, um estudo sobre a integridade de uma tubulação apoiará a avaliação de risco e prevenirá falhas. Conhecer a influência de cada variável da suspensão em estudo pode ser o caminho para prolongar a vida útil remanescente de dutos ou encontrar as seções de tubo que devem ser substituídas antes de qualquer incidente.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O transporte de polpas de matérias-primas, processos e resíduos como minério, carvão e areia betuminosa por meio de dutos é uma prática comum em todo o mundo (Frimpong; Szymanski; Changirwa, 2003). No entanto, alguns autores relataram desvantagens significativas quanto a erosão-corrosão do duto (Aguirre; Walczak; Rohwerder, 2019; Sinha; Dewangan; Sharma, 2017; Islam et al., 2013).

Os aços carbono e de baixa liga são a melhor escolha para dutos devido à relação entre flexibilidade-resistência, seus métodos de fabricação bem conhecidos e boa disponibilidade, principalmente em longas distâncias (API, 2018). Todavia, embora esses sistemas de transporte ofereçam uma resposta econômica e eficiente quando comparado aos outros métodos, a corrosão e a erosão da tubulação de aço são uma grande ameaça à integridade destes sistemas. À medida que a corrosão e a erosão interagem, o grau de dano é amplificado, caracterizando-se por erosão-corrosão (EC) (Aguirre; Walczak; Rohwerder, 2019), efeito conhecido como tribocorrosão (Xie *et al.*, 2015), sendo um problema ainda maior a ser em considerado.

Para compreender melhor e minimizar os danos à tubulação durante o transporte de diferentes qualidades de fluidos, alguns autores propuseram correlações considerando as características microestruturais e mecânicas do tubo e as características reológicas da suspensão aquosa, como viscosidade, tamanho de partícula e velocidade. Portanto, essa revisão visa apresentar um histórico, servindo de base para comparação com os resultados experimentais obtidos em relação ao desgaste e corrosão do aço API 5L X65 com suspensão aquosa com média de 40% de sólidos com alto teor de silicatos hidratados de alumínio, principalmente caulinita e água.

2.1 Produtos tubulares de aço

Esta seção pretende descrever as principais características dos produtos de aço para dutos conforme suas propriedades mecânicas, corrosão e resistência à abrasão, sem apresentar uma revisão completa na metalurgia do aço, que pode ser encontrada na literatura. (Totten; Xie; Funatani, 2003; Pickering, 1978; Pickering, 1976; Dieter, 1961). Dessa forma, os tipos de aço para dutos empregados no transporte de polpa são o ASTM A 53, ASTM A 106 grau B, API 5L grau B, X42 e X65

(Xie *et al.*, 2015), considerados aços de baixo carbono (Li; Li, 2013). A microestrutura de um determinado tipo de aço é o principal indicador que direciona seu comportamento ao ser exposto à determinadas condições de operação, incluindo as propriedades mecânicas, desgaste e resistência à corrosão, como será discutido a seguir, na seção 2.1.1.

2.1.1 Microestrutura e Propriedades do Aço

A integridade dos dutos depende de propriedades do material associadas ao seu perfil microestrutural, ou seja, dos arranjos, frações de volume, tamanhos e morfologias nas diversas fases que constituem uma seção em grande escala de aço com uma determinada composição em uma dada condição de processamento (Krauss, 2018).

Devido à coexistência de diferentes tipos de cristais, que se misturam fisicamente durante o processo de solidificação, esses materiais experimentam mudanças de fase no estado sólido. Além disso, quando submetidos a aquecimento, após processos de deformação a frio, e ao tratamento térmico apropriado, é possível desenvolver uma variedade de microestruturas. Essas microestruturas resultam em produtos com características mecânicas e físicas distintas, dependendo das rotas de processamento aplicadas, que visam controlar e maximizar as alterações microestruturais. Dessa forma, as tecnologias de processamento não dependem apenas da composição, mas também são usadas para adaptar as microestruturas finais a uma combinação de propriedades adequada e necessária para cada tipo de processo.

É válido ressaltar, conforme Krauss (2018), que o principal componente do aço é o ferro e que além do ferro, os aços também contêm carbono variando de 0,005% em peso até um limite máximo de 2,0% nos aços-ferramenta de maior teor de carbono. O carbono é protagonista na determinação da microestrutura e das propriedades dos aços. Costuma-se utilizar baixo teor de carbono quando o determinado tipo de aço requer alta ductilidade, tenacidade e soldabilidade, e valores mais elevados em aços que exigem alta resistência, dureza, resistência à fadiga e ao desgaste.

Para compensar o baixo teor de carbono, diversos elementos de liga são frequentemente adicionados ao aço, a fim de melhorar suas propriedades mecânicas e garantir um desempenho adequado em aplicações específicas, como em dutos de

transporte. Dentre esses elementos, destacam-se o manganês (Mn), o silício (Si), o vanádio (V), o nióbio (Nb) e o titânio (Ti). O manganês, por exemplo, atua como agente de endurecimento, melhorando a resistência e a dureza do material. O silício, por sua vez, contribui para a resistência mecânica e melhora a resistência à oxidação. O vanádio e o nióbio são adicionados para aumentar a resistência à tração e a tenacidade, além de proporcionar maior resistência à corrosão e à deformação. O titânio, por fim, melhora a resistência ao impacto e a ductilidade, além de atuar como desoxidante. As análises químicas realizadas no aço API 5L X65 confirmaram a presença desses elementos, o que indica um balanceamento adequado para compensar o baixo teor de carbono e garantir as propriedades necessárias para a aplicação em ambientes de transporte de suspensões corrosivas e erosivas.

2.1.2 Fabricação de Produtos Tubulares

É possível produzir aços tubulares através de um esboço plano, folha, tira ou placa em um cilindro oco e soldando a junção longitudinal resultante, considerados tubos com costura, ou gerando uma abertura em um cilindro sólido perfurando e alongando o cilindro oco resultante, sendo classificados como tubos sem costura (Smyth; Lessard; Minden, 2018).

2.1.2.1 Produtos tubulares soldados

Os produtos tubulares soldados podem ser fabricados usando soldagem por resistência elétrica, na qual o aço laminado plano é conformado a frio em um formato tubular. A soldagem é realizada pela aplicação de pressão e calor gerado por indução ou corrente elétrica através da solda. A pressão de soldagem é criada pelo aperto dos cilindros e pelos efeitos eletromagnéticos da alta corrente do processo. Produtos de tubos soldados por resistência elétrica com costuras longitudinais são normalmente produzidos em tamanhos de 3,2 mm (1/8 pol.) nominais a um diâmetro externo real de 0,6 m (24 pol), mas tamanhos maiores estão disponíveis. Os métodos de resistência elétrica também são usados para produzir dutos por soldagem em espiral. Este método é frequentemente usado para produtos de diâmetro maior (Smyth; Lessard; Minden, 2018).

A soldagem por fusão não requer pressão mecânica, assim como o método de resistência elétrica, uma chapa de aço laminada plana, com bordas devidamente preparadas, é moldada em formato tubular por conformação a quente ou a frio. O aço laminado plano pode ser moldado longitudinalmente em forma de costura reta, ou dobrado e soldado em forma de espiral. As arestas são soldadas com ou sem depósito simultâneo de metal de adição em um estado fundido ou fundido-e-vapor. A fusão é comumente realizada por arco elétrico, ou usado aquecimento a gás, podendo até ser uma combinação de ambos. (Davis, 1998)

Se necessários diâmetros maiores, é possível utilizar a técnica de soldagem por arco submerso duplo (Smyth; Lessard; Minden, 2018), indicada para produtos de diâmetro externo com até 3m.

2.1.2.1.1 Produtos tubulares sem costura

De acordo com (Davis, 1998), os produtos tubulares de aço, fabricados pelos processos de produção sem costura, podem ter diâmetros de até 0,67 m (26 pol.) quando produzidos pelo método de perfuração rotativa, e até 1,2 m (48 pol.) por extrusão a quente. No processo de perfuração rotativa, os tarugos aquecidos são conduzidos entre rolos com eixos cruzados, que aplicam força suficiente para alongar e perfurar longitudinalmente o material. O metal é então moldado ao redor de uma ponta de perfuração, expandindo o orifício axial e formando um tubo com superfície interna suavizada. Após essa etapa de perfuração, o tubo bruto passa por laminação a quente até atingir as dimensões finais, sendo utilizados moinhos de mandril ou pinos, seguidos por moinhos redutores de estiramento, quando necessário.

Por outro lado, a extrusão quente é um processo de trabalho a quente adequado para processamento em tubos acabados de forma regular e irregular, forçando tarugos quentes e pré-perfurados através de um orifício de formato adequado formado por uma matriz externa e um mandril interno. A parte externa da cavidade adquire o tamanho e o contorno impostos pela matriz; o interior está em conformidade com o tamanho e contorno do mandril. Cavidades extrudadas podem ser posteriormente trabalhadas em produtos tubulares por métodos de acabamento a frio (Smyth; Lessard; Minden, 2018).

2.1.2.1.2 Acabamento a frio

Tubos em tamanhos adequados e a maioria dos produtos classificados como tubos, tanto sem costura quanto soldados, podem ser acabados a frio. O processo pode ser usado para aumentar ou diminuir o diâmetro, para produzir formas diferentes de arredondadas, para produzir uma superfície mais lisa ou tolerâncias dimensionais mais próximas ou para modificar propriedades mecânicas.

O processo mais utilizado é a trefilação a frio, na qual o tubo descalcificado e trabalhado a quente é deformado plasticamente trefilando-o através de uma matriz e sobre um mandril para trabalhar tanto as superfícies externas quanto as internas. A trefilação a frio apenas através da matriz (sem mandril) é chamada de repuxo ou afundamento, conforme Figura 1.

Figura 1 - Processo de trefilação a frio(a) com mandril fixo e (b) com mandril flutuante



Fonte: Adaptado de Groover (2014)

2.1.3 Composições e propriedades de aço para dutos

Tubo de aço para tubulação, transmissão ou linha é qualquer tubo soldado ou sem costura atualmente produzido em tamanhos que variam de 3 mm (1/8 pol.) nominal a 1,2 m (48 pol.) de diâmetro externo real e é usado principalmente para transportar gás ou óleo. O tubo de transmissão é produzido com extremidades lisas, rosqueadas, chanfradas, ranhuradas, flangeadas ou expandidas, conforme necessário para vários tipos de acopladores mecânicos ou para juntas soldadas. Quando são necessárias extremidades roscadas e acoplamentos, são fornecidos acoplamentos embutidos. O tubo de transmissão é coberto pelas especificações API 5L e CSA Z245.1.

Atualmente, o desenvolvimento e a aplicação de aços para dutos de X52 a X80 são difundidos no mundo, enquanto o desenvolvimento dos aços X100 e X120 para dutos é recente (Okonkwo *et al.*, 2020; GU *et al*, 2016; Zhang; Cheng, 2010). As microestruturas de dutos de alto grau consistem principalmente de ferrita acicular (AF), e as microestruturas complexas de AF geralmente são compostas por ferrita poligonal (PF), ferrita quase poligonal (QF), ferrita bainítica granular (GB) e ferrita bainítica (BF).

O processo de controle termomecânico (TMCP) é usado para produzir aços para dutos com diferentes combinações de microestruturas e propriedades mecânicas. Vários pesquisadores se dedicaram ao estudo da tenacidade à baixa temperatura dos aços para dutos e explicaram a relação entre diferentes microestruturas sob diferentes processos TMCP e tenacidade ao impacto à baixa temperatura (Guo *et al.*, 2020; Wang; Lian, 2014; Shin *et al.*, 2007), no entanto, as características de propagação de trincas e detenção de diferentes microestruturas não têm sido exaustivamente estudadas (Duan *et al.*, 2022), alguns resultados interessantes serão discutidos na seção 2.4.

A composição química de tubos API 5L PSL2 é dada na Tabela 1 e suas propriedades mecânicas apresentadas na Tabela 2.

API 5L Classe PSL2	C (b)	Si	Mn(b)	Ρ	S	V	Nb	Ti	Outros			
	Tubulação Sem Costura e Soldada											
BR	0.24	0.40	1.20	0.025	0.015	(C)	(C)	0.04	(e),(l)			
X42R	0.24	0.40	1.20	0.025	0.015	0.06	0.05	0.04	(e),(l)			
BN	0.24	0.40	1.20	0.025	0.015	(c)	(c)	0.04	(e),(l)			
X42N	0.24	0.40	1.20	0.025	0.015	0.06	0.05	0.04	(e),(l)			
X46N	0.24	0.40	1.40	0.025	0.015	0.07	0.05	0.04	(d),(e),(l)			
X52N	0.24	0.45	1.40	0.025	0.015	0.10	0.05	0.04	(d),(e),(l)			
X56N	0.24	0.45	1.40	0.025	0.015	0.10	0.05	0.04	(d),(e),(l)			
X60N	0.24	0.45	1.40	0.025	0.015	0.10	0.05	0.04	(g),(h),(l)			
BQ	0.18	0.45	1.40	0.025	0.015	0.05	0.05	0.04	(e),(l)			
X42Q	0.18	0.45	1.40	0.025	0.015	0.05	0.05	0.04	(e),(l)			
X46Q	0.18	0.45	1.40	0.025	0.015	0.05	0.05	0.04	(e),(l)			
X52Q	0.18	0.45	1.50	0.025	0.015	0.05	0.05	0.04	(e),(l)			
X56Q	0.18	0.45	1.50	0.025	0.015	0.07	0.05	0.04	(d),(e),(l)			
X60Q	0.18	0.45	1.70	0.025	0.015	(g)	(g)	(g)	(h),(l)			
X65Q	0.18	0.45	1.70	0.025	0.015	(g)	(g)	(g)	(h),(l)			
X70Q	0.18	0.45	1.80	0.025	0.015	(g)	(g)	(g)	(h),(l)			
X80Q	0.18	0.45	1.90	0.025	0.015	(g)	(g)	(g)	(i),(j)			
X90Q	0.16	0.45	1.90	0.020	0.010	(g)	(g)	(g)	(j),(k)			

Tabela 1 - Composição química, % em peso, Fe bal., de carbono e tubos de aço de baixa liga de API 5L PSL2

X100Q	0.16	0.45	1.90	0.020	0.010	(g)	(g)	(g)	(j),(k)	
Tubo Soldado										
BM	0.22	0.45	1.20	0.025	0.015	0.05	0.05	0.04	(e),(l)	
X42M	0.22	0.450	1.30	0.025	0.015	0.05	0.05	0.04	(e),(l)	
X46M	0.22	0.45	1.30	0.025	0.015	0.05	0.05	0.04	(e),(l)	
X52M	0.22	0.45	1.40	0.025	0.015	(d)	(d)	(d)	(e),(l)	
X56M	0.22	0.45	1.40	0.025	0.015	(d)	(d)	(d)	(e),(l)	
X60M	0.12	0.45	1.60	0.025	0.015	(g)	(g)	(g)	(h),(l)	
X65M	0.12	0.45	1.60	0.025	0.015	(g)	(g)	(g)	(h),(l)	
X70M	0.12	0.45	1.70	0.025	0.015	(g)	(g)	(g)	(h),(l)	
X80M	0.12	0.45	1.85	0.025	0.015	(g)	(g)	(g)	(i),(l)	
X90M	0.10	0.55	2.10	0.020	0.010	(g)	(g)	(g)	(i),(l)	
X100M	0.10	0.55	2.10	0.020	0.010	(g)	(g)	(g)	(i),(j)	
X120M	0.10	0.55	2.10	0.020	0.010	(g)	(g)	(g)	(i),(j)	

Fonte: API (2018)

Nota: (a) Para os requisitos de Carbono Equivalente, ver [5]; (b) Para cada redução de 0,01% abaixo do máximo especificado para C, é permitido um aumento de 0,05% acima do máximo especificado para Mn, até um máximo de 1,65% para graus ≥ B, mas ≤ X52; até um máximo de 1,75 % para graus >X52, mas <X70; até o máximo de 2,00 % para notas ≥ X70, mas ≤ X80; e até um máximo de 2,20 % para graus > L555 ou X80. ; (c) Salvo acordo em contrário, Nb + V ≤ 0,06%. ;(d) Nb + V + Ti ≤ 0,15 %.; (e) Salvo acordo em contrário, Cu ≤ 0,50 %; Ni ≤ 0,30%; Cr ≤ 0,30% e Mo ≤ 0,15%. ;(f) Salvo acordo em contrário; (g) Salvo acordo em contrário, Nb + V + Ti ≤ 0,15 %.; (h) Salvo acordo em contrário, Cu ≤ 0,50 %; Ni ≤ 0,50%; Cr ≤ 0,50 % e Mo ≤ 0,50 %. ;(i) Salvo acordo em contrário, Cu ≤ 0,50%; Ni ≤ 1,00%; Cr ≤ 0,50 % e Mo ≤ 0,50 %. ;(j) B ≤ 0,004 %; (k) Salvo acordo em contrário, Cu ≤ 0,50%; Ni ≤ 1,00%; Cr ≤ 0,55% e Mo ≤ 0,80%; (l) Para os graus de tubo PSL 2, exceto os graus aos quais a nota de rodapé j) já se aplica, aplica-se o seguinte: salvo acordo em contrário, nenhuma adição intencional de B é permitida e B residual ≤ 0,001%.

	Corpo de tubo sem costura e soldado									
API 5L Classe PSL2	Resistência ao escoamento (a) R _{t0.5} MPa		Resist traçã R M	ência à ăo (a) ^{Im} Pa	Ratio $R_{t0.5}/R_m$	Elongação em 50 mm A _f %				
	mín.	máx.	mín.	máx.	máx.	mín.				
BR BN BQ BM	245	450	415	655	0.93	(b)				
X42R X42N X42Q X42M	290	495	415	655	0.93	(b)				
X46N X46Q X46M	320	525	435	655	0.93	(b)				
X52N X52Q X52M	360	530	460	760	0.93	(b)				
X56N	390	545	490	760	0.93	(b)				

Tabela 2 - Requisitos para os resultados dos testes de tração para tubo API 5L PSL2

X56Q X56M						
X60N X60Q X60M	415	565	520	760	0.93	(b)
X65Q X65M	450	600	535	760	0.93	(b)
X70Q X70M	485	635	570	760	0.93	(b)
X80Q X80M	555	705	625	825	0.93	(b)
X90Q X90M	625	775	695	915	0.97 0.95	(b)
X100Q X100M	690	840	760	990	0.97	(b)
X120M	830	1050	915	1145	0.99	(b)

Fonte: API (2018)

Nota: (a) Para graus intermediários, a diferença entre o limite de escoamento máximo especificado e o limite de escoamento mínimo especificado deve ser dada na tabela para o grau imediatamente superior, e a diferença entre o limite de escoamento mínimo especificado e o limite de escoamento mínimo especificado deve ser conforme indicado na tabela para o próximo grau superior; para graus intermediários até o grau X46, a resistência à tração deve ser ≤ 655 MPa; para graus intermediários superiores a Grau X46 e inferiores a X80, a resistência à tração deve ser ≤ 760 MPa; para graus intermediários superiores ao grau X80, a resistência à tração máxima admissível deve ser obtida por interpolação; para unidades SI, o valor calculado deve ser arredondado para os 5 MPa mais próximos; (b) O alongamento mínimo especificado é calculado conforme a Tabela 3.

2.2 Danos durante transporte de suspensões em dutos de aço

Os principais tipos de mecanismos de dano em dutos de transporte de polpa e componentes hidráulicos são erosão, abrasão e corrosão, dos quais Javaheri, Porter e Kuokkala (2018) apontam a erosão como a mais crítica. Outros estudos também corroboram esta afirmação (Macchini; Bradley; Deng, 2013; Llewellyn; Yick; Dolman, 2004).

2.2.1 Danos por erosão causado pela polpa em aços de dutos

A erosão é um processo de desgaste que é definido como a perda progressiva, fratura ou deslocamento de material sob o impacto repetido de partículas sólidas em uma superfície sólida particular (Javaheri; Porter; Kuokkala, 2018). A erosão causada pela polpa geralmente ocorre sob condições de fluxo turbulento quando, em movimento, atinge uma superfície e remove o material. Deve-se observar que, apesar de a erosão e a abrasão são processos de desgaste semelhantes (Truscott, 1972), eles não são os mesmos. A diferença básica entre os dois é que a erosão envolve uma transferência de energia cinética da partícula incidente para a superfície alvo, enquanto a abrasão é a perda de material devido à passagem de partículas duras sobre a superfície sem impacto (Javaheri; Porter; Kuokkala, 2018), como ilustrado esquematicamente na Figura 2. Também é importante afirmar que na erosão, o tempo de contato entre o erodente e a superfície erodida é muito menor do que na abrasão (Shitole *et al.*, 2015).

Figura 2 -Diagrama esquemático de a) erosão de partículas sólidas sob condição de fluxo turbulento e b) abrasão sob condição de fluxo laminar



Fonte: Adaptado de Javaheri, Porter e Kuokkala (2018, p. 250) 2.2.1.1 Mecanismo de Dano por Erosão

Independentemente da ductilidade ou fragilidade do material, a erosão ocorre devido a dois mecanismos principais, referidos como "corte" e "deformação" originalmente definidos por Finnie (1960). No entanto, Javaheri, Porter e Kuokkala (2018) apontaram que os termos de corte e deformação empregados para descrever esses mecanismos não significam exatamente o que as palavras "corte" e "deformação" são geralmente entendidas como metalúrgicas. O mecanismo de corte está associado a partículas que impactam a superfície em erosão em um ângulo oblíquo com energia suficiente para arrancar um fragmento solto, enquanto o mecanismo de deformação está associado a partículas que impactam perpendicularmente à superfície em erosão com energia cinética suficiente para causar deformação plástica ou rachadura na subsuperfície do material, como apresenta a Figura 3.

Figura 3 - Erosão causada por mecanismo de deformação no impacto normal e mecanismo de corte no impacto oblíquo em a) materiais dúcteis e b) materiais frágeis



Fonte: Adaptado de Wang (2008, p. 871-878)

Adicionalmente, Islam e Farhat (2014) sugeriram que os principais mecanismos poderiam ser classificados de acordo com diferentes combinações do ângulo de impacto da partícula e da velocidade da partícula, considerando um aço API 5L X42 (0,28C, 1,30Mn e 0,15Si, m%). Esses autores investigaram diferentes combinações de velocidade e ângulo de impacto e concluíram que em baixo ângulo de impacto e baixa velocidade, as partículas formam sulcos conforme interagem com a superfície dos materiais e a aragem é o mecanismo de erosão dominante. Para discriminar entre arar e cortar deve-se notar que no primeiro mecanismo, o material não é removido da superfície e apenas se desloca para o lado do sulco de erosão (Barge *et al.*, 2003). Por outro lado, o corte forma um cavaco de metal na frente da partícula erosiva e um volume de material igual ao volume do sulco de erosão é perdido da superfície, como ilustrado na Figura 4.



Figura 4 - Ilustração esquemática de a) microaragem e b) mecanismo de microcorte

Fonte: Adaptado de Javaheri, Porter e Kuokkala (2018, p. 251)

Ao considerar a erosão com alto ângulo de impacto e baixa velocidade de partícula, Islam e Farhat (2014) informaram que a deformação plástica e achatamento das arestas torna-se o principal mecanismo, conforme ilustrado esquematicamente na Figura 5, onde o impacto repetido pela partícula abrasiva causa fratura e remoção de bordas vulneráveis.

Figura 5 - Ilustração das etapas de remoção de metal em baixa velocidade e alto ângulo de impacto



Fonte: Adaptado de Javaheri, Porter e Kuokkala (2018, p. 252)

A Figura 6 demonstra corte secundário, que constitui uma grande parte da erosão total para alto ângulo de impacto e alta velocidade de partícula. As partículas erosivas atingem e são desviadas por partículas previamente incorporadas, resultando na remoção de uma pequena partícula de metal.

Figura 6 - Ilustração das etapas do processo de corte secundário em alta velocidade e alto ângulo de impacto.



Fonte: Adaptado de Javaheri, Porter e Kuokkala (2018, p. 253)

Já para partículas com baixo ângulo de impacto e alta velocidade, o corte é o principal mecanismo de erosão. No entanto, a remoção de material também ocorre pela fratura das arestas, principalmente nas fases posteriores do processo de erosão onde, devido ao impacto repetido das partículas, a superfície endurecida pelo trabalho é parcialmente quebradiça e propensa a rachaduras, como mostrado na Figura 7.

Figura 7 - a–c) Micrografia MEV das camadas transversais de uma cicatriz de erosão. As setas brancas indicam a direção do fluxo de partículas. (a) Camada erodida e deformada, (b) propagação de trincas abaixo da superfície, (c) fratura da camada deformada. a´–c´) Ilustrações esquemáticas da remoção do metal (Teste de erosão: Um testador do tipo jato de areia com partículas de óxido de alumínio).



Fonte: Adaptado de Javaheri, Porter e Kuokkala (2018, p. 252)

No entanto, deve-se notar que a categorização acima dos mecanismos de erosão não é absoluta, mas uma combinação deles pode ocorrer ao mesmo tempo. Para identificar o mecanismo dominante que leva à erosão de partículas sólidas, Sundararajan, Roy e Venkataraman (1990) propuseram um parâmetro de eficiência de erosão, η, que consiste no volume perdido por unidade de massa do erodente.

$$\eta = \frac{2H_T V}{M_P V_P^2} \tag{1}$$

Onde:

 H_T : Dureza Vickers do material alvo, HV.

V: Volume de material removido, m³.

- *M_P*: Massa de partícula impingente, kg.
- *V_P*: Velocidade da partícula impingente, m/s.

Na erosão de impacto normal, os autores sugeriram que o mecanismo frágil é dominante quando η > 1, enquanto a deformação controla o mecanismo de erosão quando η < 1.

Grewal e Agrawal (2013) introduziram um identificador de mecanismo de erosão, ξ , para prever o mecanismo de erosão sob impacto oblíquo e normal, considerando a energia necessária e gasta para remoção de material na forma de uma relação entre dureza (H) e tenacidade (K) vezes uma tensão crítica (σ) parâmetro que depende do comportamento dos materiais, ou seja, dúctil ou frágil.

$$\xi = \frac{2V\sigma_{cr}\left(\frac{H_T}{K_T}\right)}{M_P V_P^2} \tag{2}$$

Onde:

 H_T : Dureza Vickers do material alvo, HV.

V: Volume de material removido, m³.

M_P: Massa de partícula impingente, kg.

 V_P : Velocidade da partícula impingente, m/s.

 K_T : Dureza dos Materiais, MPa.

 σ_{cr} : Tensão crítica (MPa) dependendo do tipo de material. Material frágil usa a resistência à tração final. Para material dúctil é a tensão de cisalhamento final (~75% do UTS).

Os autores propuseram que o modo de erosão dominante é arador se $\xi < 1$, microcorte se $\xi = 1$ e frágil se $\xi > 1$.

2.2.1.2 Parâmetros que influenciam a erosão causada pela polpa

Vários pesquisadores mediram e quantificaram o efeito de diferentes parâmetros na erosão causada pela polpa de partículas sólidas. Os parâmetros podem ser classificados em quatro grupos: características da superfície do alvo, propriedades das partículas erosivas, características da polpa fluida e condição de contato ou impacto. Estes são apresentados em um diagrama na Figura 8.


Figura 8 - Parâmetros importantes que influenciam a erosão causada pela polpa

Fonte: Adaptado de Javaheri, Porter e Kuokkala (2018, p. 253)

2.2.1.3 Efeito da Microestrutura e Propriedades do Tubo em Danos por Erosão

As propriedades do material alvo são fatores cruciais em relação à taxa de erosão e degradação da superfície em sistemas tribológicos (Al-Bukhaiti *et al.*, 2007). Observou-se que as propriedades não homogêneas do material alvo decorrentes de variações microestruturais levam à deformação localizada por partículas erosivas, mesmo que o fluxo da polpa seja uniforme. Javaheri, Porter e Kuokkala (2018) apontaram que muitos autores usaram dois grandes grupos para classificar os materiais usados em aplicações de erosão causada pela polpa: frágeis e dúcteis, dependendo de seu nível de dureza, microestrutura e se a taxa máxima de erosão ocorre com impacto normal (muitas vezes acontece para o material frágil) ou em ângulos de impacto na faixa de 30 a 50° (geralmente acontece para materiais dúcteis) (Al-Bukhaiti *et al.*, 2007).

Assim como para microestruturas dúcteis, ao considerar condições agressivas de erosão-corrosão como aquelas em processos hidrometalúrgicos, materiais de tubo de aço inoxidável são frequentemente empregados. Lindgren e Perolainen (2014)

estudaram a resistência à erosão de dois aços inoxidáveis austeníticos, 316L e 904L, e três aços inoxidáveis duplex consistindo nos graus LDX 2101, 2205 e 2507. O estudo consistiu em um teste de pote de polpa variando a condição de erosão para cobrir vários materiais erodidos e concentrações de polpa. Seus resultados mostraram que, em média, os graus duplex exibiram maior resistência à erosão do que os graus austeníticos. Os autores concluíram que a razão para a melhor resistência à erosão das microestruturas duplex não era apenas sua maior dureza superficial, mas também sua maior resistência ao escoamento, que reduzia a deformação plástica.

Em relação às aplicações em dutos, algumas pesquisas foram realizadas para desenvolver aços bifásicos ferrita-bainita (Zuo; Zhou, 2015; JI et al., 2014a; Belato Rosado et al., 2013). Nesse sentido, Ji et al. (2014a) compararam as composições de tubos de aço padrão API X70, X80 e X90 com microestruturas normais e de ferritabainita. Os resultados mostraram que a fração de contornos de grão de alto ângulo na microestrutura bifásica foi maior do que nas microestruturas normais, aumentando a resistência à propagação de trincas de forma que a microestrutura bifásica apresentou melhor tenacidade. Confirmando esta afirmação, outro trabalho (Belato Rosado et al., 2013) mostrou que a microestrutura de fase dupla ferrita-bainita do tubo de aço X120 tinha a maior resistência à tração final entre todas as amostras, incluindo bainita inferior e microestrutura martensítica de ripa temperada. Eles sugeriram que em dutos para transporte de gás e petróleo, onde a erosão não é tão intensa quanto em dutos de transporte de polpa, as combinações ótimas de resistência e tenacidade podem ser alcançadas por uma microestrutura bifásica de ferrita-bainita. Como o mecanismo de erosão predominante é o corte/arado, foi sugerido que na família de aços DP, as ilhas de martensita granular fina fornecem a melhor microestrutura para aço resistente à abrasão de baixa dureza sob condições de erosão moderada, enquanto sob condições agressivas, a martensita fibrosa fina melhora a resistência à erosão, reduzindo a área de contato real (JI et al., 2014b).

Apesar de geralmente se acreditar que o aumento da dureza reduz a erosão, alguns pesquisadores acreditam que a dureza do material não é necessariamente um bom indicador para prever a taxa de erosão e que outras propriedades mecânicas também devem ser consideradas (Oka; Yoshida, 2005). Por exemplo, O'Flynn *et al.* (2001) avaliaram a taxa de erosão de dois aços tratados termicamente, um aço eutetoide 0,8% C (EN42) e um aço de baixa liga 0,4% C (EN24) com 12 diferentes microestruturas e valores de dureza. Estudando três diferentes ângulos de impacto de partículas (8°, 30° e 90°) e uma velocidade de partícula de 15 m/s, eles revelaram que a resistência à erosão de uma microestrutura perlítica com dureza de 25 HRC era melhor do que a de uma microestrutura bainítica de 35 HRC, e ainda melhor do que microestruturas martensíticas com dureza de até 55 HRC. A taxa de erosão desses espécimes é apresentada na Figura 9.

Resultados semelhantes também foram relatados para velocidades de partícula de 25 m/s e 35 m/s. Este resultado corroborou o trabalho de Levy (1981), que mostrou que, devido a diferenças na distribuição de carbetos finos, um aço AISI 1075 esferoidizado com dureza de 79 HRB era mais resistente à erosão do que microestruturas perlíticas finas e grossas com valores de dureza de 100 e 90 HRB, respectivamente.



Figura 9 - Efeito da dureza e da microestrutura na taxa de erosão em estado estacionário

Fonte: Adaptado Javaheri, Porter e Kuokkala (2018, p. 260)

2.2.1.4 Efeito das características da polpa no dano por erosão

Alguns trabalhos anteriores (Gandhi; Singh; Seshadri, 1999; Tsai *et al.*, 1981) revelaram que a maior concentração de partículas na polpa leva a uma maior taxa de erosão devido ao aumento do número de partículas que atingem a superfície da

parede. De fato, líquidos viscosos aumentam a flutuabilidade das partículas sólidas, mantendo-as suspensas no fluxo da polpa.

No entanto, o efeito da viscosidade também depende da velocidade do líquido. Kesana *et al.* (2014) relatou que em baixas velocidades superficiais, como 18, 27 e 35 m/s, a perda de metal aumentou com o aumento da viscosidade do líquido, enquanto diminuiu ao considerar uma velocidade mais alta de cerca de 45 m/s. De acordo com, Kowsari et al. (2014) propuseram que, a uma velocidade muito alta, ou seja, 110 m/s, um aumento na viscosidade causa uma diminuição na erosão devido a dois efeitos viscosos. Primeiro, o aumento da viscosidade altera a zona de estagnação e, assim, reduz a energia de impacto das partículas e a capacidade erosiva. Em segundo lugar, o aumento da viscosidade aumenta o número de momento da partícula, o que diminui o ângulo de impacto local na parte inferior do canal erodido. Também alguns pesquisadores (Frosell; Fripp; Gutmark, 2015) acreditam que no teste de erosão por jato de impacto, um aumento na concentração de polpa pode reduzir a taxa de erosão devido ao aumento da eficiência do fluido de viscosidade mais alta na remoção de partículas da superfície do cupom após o impacto. Finalmente, em relação à temperatura da polpa, Young e Ruff (1977) mostraram que o aumento da temperatura do material alvo de 25 °C para 500 °C causou uma diminuição no ângulo de impacto no pico da erosão e na taxa geral de erosão, conforme apresentado na Figura 7. No entanto, no caso do transporte de polpa, as temperaturas operacionais não variam muito, portanto, não se espera que os efeitos da temperatura sejam importantes (Javaheri; Porter; Kuokkala, 2018).

2.2.2 Corrosão causada pela polpa em sistemas de dutos de aço

De acordo com Mishra e Pak (2006), a corrosão em sistemas de bombas e tubulações é um problema bem conhecido nas indústrias de mineração e processamento de minerais. As bombas centrífugas de polpa são usadas quase universalmente para mover misturas de sólidos e líquidos abrasivos em operações de processamento de minerais úmidos. Essas bombas são geralmente de construção robusta e permitem folgas generosas para a passagem de grandes sólidos. Dependendo dos tipos de polpa manuseadas, a vida útil da bomba nessas aplicações pode variar de algumas semanas a alguns anos. Nesse sentido, Santos *et. al.* (2015)

investigaram a corrosão do aço carbono API 5L-X70 usando água de processo e polpa de bauxita (5% p./v.) a 25°C.

Os autores realizaram testes de polarização potenciodinâmica com eletrodo de disco rotativo, que resultaram nas curvas apresentadas na Figura 10. Apesar de ambas as curvas apresentarem basicamente o mesmo formato, claramente o eletrólito da polpa deslocou o potencial de corrosão, Ecorr, na direção catódica quando comparado à água. Porém, a densidade de corrente para a polpa de bauxita foi de 2,2 x 10⁻⁶ A/cm² enquanto na água foi de 6,8 x 10⁻⁷ A/cm². Isso significa que quando na presença de bauxita a densidade de corrente tende a ser maior, ou seja, a taxa de corrosão aumentará.

Finalmente, a micrografia MEV comparando o filme de óxido formado em ambos os casos mostrou microfissuras no caso da polpa de bauxita, enquanto a camada formada em água não apresentou tais danos. Essas rachaduras podem acelerar a taxa de corrosão, pois permitem uma maior difusão de oxigênio (Santos *et al.*, 2015).





Fonte: Adaptado de Santos et al. (2015, p. 181)

2.2.3 Tribocorrosão em aço de dutos

A erosão-corrosão, E-C, ou fenômeno da tribocorrosão é descrito por Huth (2011) como o processo de degradação de materiais onde o desgaste mecânico por partículas sólidas, líquidas ou a combinação de ambos interage com o processo eletroquímico de corrosão. A erosão-corrosão geralmente causa afinamento geral das tubulações e também é fácil induzir corrosão localizada severa em locais com forte impacto. Portanto, ocorre com mais frequência em ângulos, tubos cônicos e Ts, onde as velocidades e pressões mudam abruptamente e a intensidade da turbulência aumenta (Wang *et al.*, 2022). Com o aumento da frequência de impacto entre partículas de areia, bolhas ou cavitação na superfície do aço, é mais provável que ocorram danos tipo cratera e tipo mesa na superfície do aço (Shang *et al.*, 2021; Elemuren *et al.*, 2018; Zeng; Zhang; Guo, 2014).

Extensos trabalhos experimentais (Islam; Farhat, 2013; Lu; Lu; Luo, 2011; Neville; Reyes; Xu, 2002) demonstraram que a erosão e a corrosão causadas pela polpa fluida se intensificariam, resultando em uma perda de peso total maior do que o esperado pela erosão pura e corrosão pura somadas. Esta perda de peso adicional é comumente referida como sinergismo positivo e apresenta um grande problema na compreensão e previsão da taxa de degradação devido a muitas variáveis envolvidas (Aguirre; Walczak; Rohwerder, 2019).

Aguirre, Walczak e Rohwerder (2019) estudaram os mecanismos de desgaste do aço API 5L X65 submetido à erosão-corrosão causada por polpa de mineração, considerando o efeito da velocidade da polpa e do oxigênio dissolvido na microestrutura da subsuperfície. O trabalho experimental foi implementado usando um eletrodo de cilindro rotativo (RCE) para simular o dano por E-C e polpa mineral de quartzo e mistura de alumina em um eletrólito ácido. A Figura 11 apresenta os resultados de perda de massa obtidos pelos autores, corroborando que o aumento da velocidade de fluxo e do teor de oxigênio na pasta resulta em um aumento significativo na perda de massa. Figura 11 - Taxa E-C determinada a partir de medições de perda de massa para duas velocidades de fluxo e dois níveis de oxigênio dissolvido nominal.



Fonte: Adaptado de Aguirre, Walczak e Rohwerder (2019, p.4)

Adicionalmente, na Figura 12 e Tabela 3 - apresentam os resultados da polarização potenciodinâmica. É possível notar que a condição de fluxo do eletrólito na ausência de oxigênio afeta tanto as correntes de polarização anódica quanto catódica, observando-se um aumento maior da catódica em uma velocidade maior, produzindo uma maior densidade de corrente de corrosão (jcorr). Por outro lado, o aumento de oxigênio dissolvido na polpa produz um deslocamento do potencial de corrosão (Ecorr) de quase 0,2 V na direção anódica, associado ao aumento da densidade de corrente do ramo catódico, quase dobrando o jcorr do ramo sistema. A densidade de corrente anódica apresenta um leve aumento em maior teor de oxigênio dissolvido, sem alteração significativa na forma do ramo anódico.



Figura 12 - Polarização potenciodinâmica para variação de: (a) Velocidade de fluxo da polpa, e (b) Teor de oxigênio dissolvido na polpa

Fonte: Adaptado de Aguirre, Walczak e Rohwerder (2019, p. 5).

Tabela 3 - Parâmetros eletroquímicos da polarização potenciodinâmica com e sem a presença de O₂ (em ppm) dissolvidos

Condição	<i>E_{corr}</i> (V vs Ag AgCl)	j _{corr} (A cm²)	Taxa de corrosão (mm yr ⁻¹)
Referência (0 ms ⁻¹ – 0 ppm)	-0,642	6,49 x 10 ⁻⁶	0,08
3 ms ⁻¹ – 0 ppm	-0,675	8,27 x 10 ⁻⁵	0,97
7 ms ⁻¹ – 0 ppm	-0,599	1,76 x 10 ⁻⁴	2,06
7 ms ⁻¹ – 10 ppm	-0,466	3,21 x 10 ⁻⁴	3,75

Fonte: Adaptado de Aguirre, Walczak e Rohwerder (2019, p. 5)

Finalmente, esses autores forneceram imagens MEV da superfície antes e depois da exposição das amostras nas condições de teste. Os resultados apresentados na Figura 13 mostram danos evidentes por deformação plástica na superfície superior devido ao impacto de partículas da polpa no aço na condição sem oxigênio dissolvido. Em ambas as velocidades, crateras do tipo corte, do tipo arado e do tipo indentação (recuo) são observadas na superfície, juntamente com a formação de lábios e presença esparsa de detritos de aço. Como esperado, o incremento na velocidade resulta em um evidente aumento do dano por deformação plástica, mostrando uma maior densidade de crateras e lábios na superfície. Essas crateras tornam-se mais profundas e aleatórias em 7m·s⁻¹, com uma maior presença de crateras do tipo indentação na superfície. As seções transversais das amostras revelam os perfis de superfície, com a profundidade das crateras quantificada em média 0,6 e 1,7 μm para as velocidades de 3 e 7 m·s⁻¹, respectivamente. Imagens

MEV da subsuperfície danificada a 3m·s⁻¹ apresentam um perfil com crateras mais arredondadas e homogêneas em profundidade, em comparação com amostras expostas a 7m·s⁻¹ que revelam crateras irregulares e pontiagudas com áreas maiores que as profundidades. Nas bordas dos entalhes, observa-se algum material extrudado e rachaduras para o interior do aço.

Na Figura 14 se apresenta um tipo distinto de morfologia superficial formada após exposição à polpa com maior teor de oxigênio. As amostras expostas à polpa com 10 ppm de oxigênio apresentaram sulcos grandes e irregulares com partículas retidas de erodente. A magnitude do dano não é clara já que algumas partículas, aparentemente de erosão, e depósitos são encontrados cobrindo a superfície do aço. Essa diferença contrastante também pode ser observada no corte transversal das amostras apresentadas na mesma Figura.

Figura 13 - Micrografias MEV da superfície (coluna da esquerda) e seções transversais (coluna da direita) de amostras expostas a 3 e 7m·s⁻¹ da polpa a 0 ppm de oxigênio dissolvido





Fonte: Adaptado de Aguirre, Walczak e Rohwerder (2019, p. 6)

Figura 14 - Micrografias MEV representativas da superfície (coluna da esquerda) e seção transversal (coluna da direita) de amostras expostas a 0 ppm e 10 ppm de OD à polpa à velocidade de 7m·s⁻¹.



Fonte: Adaptado de Aguirre, Walczak e Rohwerder (2019)

Finalmente, Aguirre, Walczak e Rohwerder (2019) concluíram que o efeito erosivo da velocidade da polpa está associado ao refinamento do grão e ao acúmulo localizado de deformação plástica na subsuperfície. O incremento da velocidade do fluxo aumenta a frequência dos impactos e a energia transportada por partícula através do componente normal da velocidade efetiva do impacto, sendo que ambos são os principais contribuintes para a remoção do material. Além disso, uma contribuição sinérgica da velocidade através da corrosão é produzida pelo transporte mais rápido de espécies eletroativas, o aumento da área de superfície para que a reação eletroquímica ocorra e a possível ativação das zonas endurecidas por deformação.

O efeito do oxigênio dissolvido na polpa, que aumenta significativamente a taxa efetiva de desgaste do aço, está associado à corrosão de tipo localizado diferente do *pitting*. Na presença abundante de oxigênio, o acúmulo de uma camada encruada na subsuperfície é suprimido ou a camada é removida preferencialmente durante a exposição. Os autores apresentaram uma ilustração esquemática descrevendo esses mecanismos, que podem ser observados na Figura 15 e na Figura 16.

Figura 15 - Representação esquemática do efeito da velocidade da polpa sobre o mecanismo de E-C em baixíssima concentração de oxigênio.



Fonte: Adaptado de Aguirre, Walczak e Rohwerder (2019, p. 11)

Figura 16 - Representação esquemática do efeito do oxigênio dissolvido contido na pasta sobre o mecanismo de E-C.



Fonte: Adaptado de Aguirre, Walczak e Rohwerder (2019, p. 12)

Embora vários trabalhos tenham se concentrado em entender os efeitos isolados da tensão e erosão na corrosão, apenas alguns estudos consideraram o efeito sinérgico da tensão e erosão ao estudar danos de erosão-corrosão. Por este motivo, Wang *et al.* (2022) propuseram um teste de *loop* para realizar tal avaliação, corroborando que a tensão de tração e a erosão aumentam a corrosão geral do aço de forma independente. Além disso, eles podem reduzir a compacidade da camada de produtos de corrosão, acelerar o processo de transferência de massa, melhorar a atividade de reação do aço etc. A combinação de ambos gera um efeito sinérgico na corrosão geral. No entanto, a erosão pode aumentar a difusão de dentro para fora dos cátions metálicos no *pit* metaestável e diluir o anólito do *pit*, enquanto a tensão de tração gerará concentração de tensão nos defeitos de corrosão. Portanto, a presença de erosão poderia suprimir a corrosão localizada, o que discorda do resultado apresentado por Aguirre, Walczak e Rohwerder (2019), enquanto a tensão de tração acelera a corrosão localizada.

2.3 Alternativas para Mitigar Danos no Transporte

De acordo com Mishra e Pak (2006), os seguintes procedimentos podem ser usados para reduzir a erosão-corrosão ou aumentar a vida útil da tubulação e dos sistemas de bombeamento:

- Aumentar a espessura dos tubos;
- Utilizar materiais de alta resistência ao desgaste;

- Utilizar tubos de diâmetro interno maiores para reduzir a velocidade do fluido para o transporte de um volume de fluido específico;
- Simplificar as curvas na tubulação para garantir o fluxo laminar;
- Utilizar ponteiras não metálicas inseridas nas extremidades de entrada dos tubos;
- Elaborar projeto para fácil substituição de peças que sofrem forte erosãocorrosão;
- Utilizar revestimentos que produzam uma barreira resistente à corrosão e erosão, como revestimentos de borracha;
- Garantir velocidade mínima acima da velocidade de deposição para manter os sólidos de maior granulometria em suspensão;
- Garantir dosagem e tempo de agitação do floculante/coagulante para formação de flocos da suspensão;
- Em caso de necessidade de hibernação, manter condições especificadas em procedimento.

Elliot (2003) detalham os critérios de projeto para minimizar danos por corrosão e abrasão por corrosão.

2.3.1 Uso de Materiais de Alta Resistência ao Desgaste

A seleção de materiais é uma consideração importante para a resistência à corrosão e erosão (Mishra; Pak, 2006). A dureza da liga também demonstrou ser um fator na resistência à erosão e corrosão. Geralmente, as ligas macias são mais suscetíveis à erosão-corrosão do que suas contrapartes mais duras, mas as propriedades relativas de dureza da liga podem ser enganosas porque o mecanismo de endurecimento afeta a resistência à erosão-corrosão (Totten; Xie; Funatani, 2003). Por exemplo, descobriu-se que o endurecimento por solução sólida oferece maior resistência do que a fornecida pelo tratamento térmico convencional (Mishra; Pak, 2006). O mecanismo de endurecimento em questão envolve a adição de elementos de liga que se dissolvem na matriz metálica, causando distorções no reticulado cristalino. Essas distorções aumentam a resistência ao movimento de discordâncias, resultando em um material mais forte. A resistência é diretamente proporcional à

concentração de átomos de soluto e ao tamanho da diferença entre os átomos do soluto e da matriz, além do módulo de cisalhamento dos átomos de soluto. Esse mecanismo é muito comum em ligas de cobre, como as que contêm alumínio ou magnésio, que são fortalecidas por solução sólida sem depender de precipitados

O tratamento térmico mais adequado para ligas com endurecimento por solução sólida pode variar. Em ligas de cobre, por exemplo, o processo geralmente envolve o **resfriamento rápido após aquecimento** para evitar a formação de precipitados, maximizando a resistência fornecida pela solução sólida. Em casos onde há um leve enriquecimento em cobre, como nas ligas Cu-Al-Mg, um envelhecimento controlado a baixa temperatura (aproximadamente 200°C) pode aumentar ainda mais a resistência ao mesmo tempo em que mantém boa condutividade elétrica

Essas práticas se aplicam bem em ligas que não dependem de tratamentos convencionais de têmpera e revenido e que utilizam o endurecimento por solução sólida para melhorar a resistência enquanto mantêm propriedades desejáveis, como a ductilidade e a resistência à corrosão. Esse tipo de endurecimento é fundamental em ligas de cobre onde há um balanceamento entre resistência mecânica e condutividade. (Krauss, 2018)

Materiais ativo-passivos, como aços inoxidáveis e titânio, devem sua resistência à corrosão à sua capacidade de desenvolver um filme protetor de óxido passivo. Essa película protetora, no entanto, pode ser continuamente danificada por processos erosivo-abrasivos. O dano desta película protetora é uma condição necessária para a perda de resistência à corrosão localizada. A seleção de ligas resistentes a corrosão deve ser baseada apenas na experiência e/ou resultados de testes de laboratório (Mishra; Pak, 2006).

As juntas soldadas também devem ser confiáveis. Tubos com costura, aço carbono ou aço inoxidável, não possuem flanges, mas são caros de instalar. Juntas não soldadas são suscetíveis à corrosão em frestas; portanto, o aço inoxidável não atingirá sua vida útil esperada. O desenvolvimento recente de materiais com propriedades ótimas de erosão e corrosão por erosão e suas técnicas de avaliação estão disponíveis em outros lugares (Clark; Llewellyn, 2001; Sare; Mardel; Hill, 2001).

Neste sentido, Xie *et al.* (2015) apontaram que, apesar da óbvia vantagem de ser uma solução de baixo custo para transporte de polpa mineral, aços carbono como ASTM A106 grau B e API 5L X42 e X65 podem não ser a melhor opção quando alta resistência ao desgaste é necessária. Esses autores enumeraram uma série de

materiais alternativos, como aços endurecidos por indução, que podem apresentar melhor desempenho em ambientes de alto desgaste.

2.3.2 Velocidade mínima de deposição

O estudo de fluidodinâmica da partícula requer o conhecimento da reologia do fluido e das propriedades físicas da partícula expressas pela densidade, dimensão e forma. Entre as múltiplas possibilidades conhecidas na caracterização da partícula e para melhor usufruir um grande número de dados experimentais disponíveis na literatura, adotam-se neste texto o diâmetro volumétrico D_p como dimensão característica e a esfericidade Φ na caracterização da forma da partícula (Massarani, 1990).

Quando o fluido está sendo transportado através de um duto, é essencial manter uma velocidade mínima para evitar a deposição ou acúmulo de sólidos presentes no material bombeando.

A deposição de sólidos nos dutos pode levar a diversos problemas operacionais e econômicos, tais como:

- Redução da capacidade de transporte: A deposição de sólidos nos dutos pode reduzir a seção transversal efetiva disponível para o fluxo de fluido, diminuindo assim a capacidade de transporte.
- Aumento da pressão de bombeamento: Com o acúmulo de sólidos no duto, a resistência ao fluxo aumenta, o que demanda maior pressão para manter a mesma taxa de fluxo.
- Bloqueio total do duto: Se a deposição for significativa o suficiente, pode ocorrer o bloqueio total do duto, impedindo completamente o transporte do fluido.
- Desgaste do duto: A deposição de sólidos pode causar abrasão no interior do duto, resultando em desgaste e danos que podem requerer manutenção e reparos frequentes.

Para evitar esses problemas, é comum definir uma velocidade mínima de transporte, conhecida como "velocidade crítica" ou "velocidade mínima de transporte", que é a velocidade necessária para garantir que os sólidos suspensos no fluido não depositem nos dutos. A velocidade crítica pode variar dependendo das características

do fluido transportado, das condições do duto e das propriedades dos sólidos presentes.

A escolha adequada da velocidade de bombeamento é um dos aspectos do projeto e operação de sistemas de transporte por dutos, juntamente com a seleção de aditivos químicos, controle de temperatura e outras estratégias para evitar a deposição de sólidos e garantir o transporte eficiente e seguro do material.

2.3.3 Dosagem e tempo de agitação do floculante/coagulante

Zhu *et al.* (2016) apresentaram testes com diferentes velocidades de agitação e tempo para compreender o tamanho de floco formado nos diversos cenários simulados e demonstraram que, em estado estacionário, inicialmente formam-se flocos maiores, mas devido a exposição à turbulência, estes flocos diminuem. Em presença de sais, há a inibição da carga elétrica de caulinita, gerando a diminuição da repulsão das partículas e, consequentemente, aumentando a formação de aglomerados a fim de evitar depósito, acúmulo e consequente arraste de material ao longo do duto.

2.3.4 Hibernação de dutos

Prática utilizada para prevenir a corrosão em dutos de polpa enterrados, conforme citado por Lins *et al.* (20016), é a hibernação de dutos com uma solução aquosa, geralmente utilizando água de rio, contendo inibidores de corrosão e biocidas, antes do início da operação de mineração. Esses autores mencionaram uma alternativa inusitada para prevenir a corrosão do aço no interior dos dutos de mineração, que envolve o preenchimento dos dutos com gás nitrogênio antes do início das atividades de bombeamento. Embora seja uma solução sustentável e sem impacto ambiental, é economicamente impraticável. Portanto, foi proposto um novo estudo para avaliar a resistência à corrosão do aço X70 usado nas tubulações expostas à solução de hibernação contendo sulfito de sódio, hidróxido de sódio e glutaraldeído. Esta investigação concluiu que a maior resistência à corrosão do aço API 5L X70 polido foi observada quando o aço foi imerso na solução de glutaraldeído na água do rio. A menor resistência à corrosão do aço API 5L X70 polido foi obtida na

presença de sulfito. O aço API 5L X70 polido em solução de hibernação apresentou resistência à polarização três vezes maior que o aço API 5L X70 em água de rio, o que demonstrou a eficiência da solução de hibernação proposta.

2.4 Tenacidade à fratura do aço para dutos em diferentes condições

A seção 0 apresentou algumas das principais variáveis relacionadas à erosão e danos por corrosão-erosão de aços para dutos comumente usados no transporte de polpa de minério. A seleção de material de tubulação com maior dureza é considerada uma das principais soluções quando a erosão é o principal mecanismo de dano. No entanto, dependendo das condições de fluxo, a combinação da velocidade das partículas e ângulo de impacto pode alterar o mecanismo de dano, e uma alta tenacidade à fratura também é desejável para aumentar a energia necessária para remover um determinado volume de material, e para promover uma maior resistência à corrosão sob tensão, o que é desejável em diversas aplicações de dutos (El-Danaf *et al.*, 2013).

3 METODOLOGIA

Esta pesquisa deve dar suporte à análise de integridade da tubulação de suspensões aquosas com média de 40% de sólidos com alto teor de silicatos hidratados de alumínio, principalmente caulinita, por meio de ensaios químicos, metalúrgicos, mecânicos e de corrosão sob condições de escoamento estagnado e dinâmico.

3.1 Descrição do Material

Foram utilizadas amostras de suspensão aquosa com média de 40% de sólidos com alto teor de silicatos hidratados de alumínio, água de processo, tubos de aço carbono e resíduos sólidos de caulim, conforme descrito abaixo:

- Três (3) amostras de tubulações de aço carbono em dimensões: Diâmetro externo (DE) 14 polegadas, Espessura (Esp) 8,74 mm (original) e 1 metro de comprimento. As tubulações foram identificadas como: (1) API 5L X65 PSL2 DN (km 0); (2) API 5L X65 PSL2 DN (km 23); e (3) API 5L X65 PSL2 DN VM (novo, sem uso), Figura 17.
- Uma amostra de suspensão aquosa com média de 40% de sólidos com alto teor de silicatos hidratados de alumínio, com pH ácido, com aproximadamente 60 litros cada uma (divididas em dois recipientes plásticos de 30 litros), Figura 18.
- Uma amostra de água de processo identificada simplesmente como água de processo.

Figura 17 - Amostras de tubo de aço carbono especificadas como API 5L X65 PSL2-DN fornecidas por uma empresa: (A) Amostra retirada da tubulação próxima à bomba no km 0 (Mina); (B) Amostra retirada do duto a 23 km após a mina; Nova amostra produzida.



Fonte: Elaborada pela autora

Figura 18 - Dois recipientes de 30 Litros para soluções de teste com Caulim pH Ácido.



Fonte: Elaborada pela autora

É importante ressaltar que a escolha de apenas um cenário de polpa de caulim em pH ácido ocorreu devido ao maior impacto nos resultados obtidos quando comparado aos outros cenários de alteração de características da polpa de caulim, além de apresentar um pH próximo ao da água, o que facilita na comparação entre esses dois fluidos.

3.2 Ensaios

Nesta pesquisa, foi realizado um estudo de integridade de dutos por meio de uma matriz com diversos ensaios:

- Caracterização de materiais dos dutos: químicos, metalúrgicos e mecânicos;
- Caracterização da polpa: viscosidade aparente, tixotropia, tensão de escoamento, teor de sólidos, pH, condutividade, TDS, densidade sólida;
- Ensaios de corrosão acelerados para investigar a influência da corrosão sob métodos eletroquímicos: RPL, OCP, Curvas de Polarização e EIS;
- Testes de corrosão para investigar a influência do pH ácido, sob condições de fluxo estagnado e dinâmico com testes eletroquímicos; mediu-se a agressividade de abrasão da polpa contra o material do tubo de aço carbono; o comportamento de erosão por corrosão por meio de ensaios de impacto de jato.

3.3 Normas e Procedimentos de Referência

- ASTM E45/2018 "Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel"
- ASTM E384/2005 "Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials"
- **ASTM E1820/** "Standard test method for measurement of fracture toughness, American Society for Testing and Materials";
- **ASTM G1/2003** "Standard Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens";
- ASTM G16/2013 "Standard Guide for Applying Statistics to Analysis of Corrosion Data";
- **ASTM G31/2021** "Standard Guide for Laboratory Immersion Corrosion Testing of Metals";
- **ASTM G46/2021** "Standard Guide for Examination and Evaluation of Pitting Corrosion";
- **ASTM G102/1989** "Standard Practice for Calculation of Corrosion Rates and Related Information from Electrochemical Measurements";
- **ASTM G184/2020** "Standard Practice for Evaluating and Qualifying Oil Field and Refinery Corrosion Inhibitors Using Rotating Cage";

- **ASTM G202/2012** "Standard Test Method for Using Atmospheric Pressure Rotating Cage";
- BS 7539-9 "Corrosion of metals and alloys. Stress corrosion testing. Preparation and use of pre-cracked specimens for tests under rising load or rising displacement";
- BS 7448-3 "Fracture mechanics toughness tests Part 3".

4 CARACTERIZAÇÃO DO AÇO CARBONO

A identificação das três amostras de tubo de aço carbono fornecidas e definidas como:

- (1) API 5L X65 PSL2 DN (RC Km-0);
- (2) API 5L X65 PSL2 DN (RC Km-23);
- (3) API 5L X65 PSL2 DN VM (TR).

As amostras foram identificadas de acordo com a localização original do duto. A tubulação KM-23 foi retirada do duto em serviço na posição do quilômetro 23 e a KM-0 da posição 0. Além disso, também foi analisada uma amostra ainda não colocada em operação e identificada como TR.

4.1 Análises química

Os resultados da análise química são apresentados na Tabela 4.

Amostra	Análises química, w.%, Fe em equilíbrio.						
KM-0	С	Si	Mn	Р	S	V	Nb
	0.123	0.256	1.29	0.016	0.0039	0.040	0.030
	Ti	Cu	Ni	Cr	Мо	В	AI
	0.0016	0.0086	0.03	0.055	0.0390	0.0006	0.0043
KM-23	С	Si	Mn	Р	S	V	Nb
	0.119	0.244	1.30	0.025	0.0081	0.047	0.0290
	Ti	Cu	Ni	Cr	Мо	В	AI
	0.0016	0.0075	0.026	0.0410	0.0350	0.0007	0.0064
	С	Si	Mn	Р	S	V	Nb
TR	0.034	0.191	1.44	0.0100	<0.001	0.0370	0.024
	Ti	Cu	Ni	Cr	Мо	В	AI
	0.0015	0.0390	0.0380	0.0700	0.0300	0.0007	0.0064

Tabela 4 - Resultados de análises química.

Fonte: Elaborada pela autora

Comparando as composições, pode-se afirmar que as amostras KM-0 e KM-23 são equivalentes, com praticamente o mesmo teor de elementos de liga, exceto o alumínio, caso em que é maior na amostra KM-23, mas ainda considerado residual.

Deve-se mencionar que, quanto ao teor de carbono, tanto as amostras KM-0 quanto KM-23 apresentaram valores muito próximos do limite superior para o grau X65M (tubos fabricados termomecanicamente), mas estão bem abaixo do limite para tubos temperados e revenidos, ou X65Q, que normalmente é a condição de entrega para tubos sem costura, conforme Tabela 1 apresentada com base na API.

Por fim, a amostra TR apresentou um teor de carbono aproximadamente quatro vezes menor que os tubos KM-0 e KM-23, e uma redução considerável de impurezas como enxofre e fósforo. O duto mais novo também apresentou um pequeno aumento no teor de manganês, muito possivelmente para compensar o menor teor de carbono e manter a resistência em um nível satisfatório. Vale ressaltar que a diferença entre a produção do tubo novo e os demais é de cerca de 20 anos, o que pode ser fórum de outros estudos no que tange à baixa qualidade na produção de dutos antigos.

É importante mencionar que a redução do teor de carbono, fósforo e enxofre aumenta a soldabilidade desses materiais, mas, especificamente no caso do carbono, tende a reduzir a dureza e a resistência mecânica. A adição de teores ligeiramente superiores de Mn, Cr e Cu na amostra TR certamente mantém o escoamento e a resistência a tração dentro da faixa especificada pela API 5L (API, 2018). Entretanto, a dureza de microconstituintes mais finos, como martensita e bainita, depende fortemente do teor de carbono, resultando em valores comparativamente menores desta propriedade no caso de amostras de TR, conforme discutido na seção 2.1.1. Por outro lado, a tenacidade mostra uma tendência oposta, com maior energia absorvida quanto menor o teor de carbono.

4.2 Avaliação de Dureza e Microdureza

As medições de microdureza Vickers HV0.1 foram realizadas em um durômetro digital TimeGroup® HVS1000, em amostras previamente lixadas até granulometria 1200, e uma trilha de medição foi feita seguindo a distância mínima recomendada pela ASTM E384 de 2,5 vezes as indentações diagonais.

A Tabela 5 mostra os resultados de dureza vickers obtidos para as amostras analisadas. O valor obtido para as três amostras analisadas está um pouco abaixo da média de 211 HV obtida por Hashemi e Mohammadyani (2012), cuja fabricação consistia na soldagem helicoidal de chapas previamente obtidas por laminação controlada, ou TMCR (*Thermomechanical Controlled Rolling*). O material estudado por

esses autores tem composição química muito próxima da amostra TR, mas sua dureza é relativamente superior devido à diferença na condição de entrega. Dito isso, tanto as três amostras quanto a analisada pelos autores apresentaram valores de dureza dentro do limite da norma API 5L, inclusive os anexos J e H cuja limitação de dureza é ainda mais severa, conforme Tabela 1. O resultado dos testes de tração dureza para as três amostras é mostrado na Figura 19.

Amostra	Processo de manufatura / Condição de entrega	Dureza (HV)
KM 23	Sem costura	188,52 ± 2,51
KM 0	Sem costura	189,63 ± 4,97
VM	Sem costura	162,43 ± 1,87
Hashemi e Mohammadyani (2012)	Rolamento controlado e soldagem helicoidal, como API 5L (API, 2018)	211
API (2018)	API 5L Requisito Geral API 5L Anexo H	<350 <250
	API 5L Anexo J	<270

Tabela 5 - Comparação de dureza do duto X65

Fonte: Elaborada pela autora

Figura 19 - Dureza das amostras



A grande diferença no resultado de dureza entre as amostras reside na baixíssima porcentagem de carbono apresentada na amostra TR. Isso minimiza problemas com possíveis pontos frágeis, além de aumentar a soldabilidade dos materiais.

As amostras KM-23 e KM-0, apesar de apresentarem dureza e composição química semelhantes, mostraram diferenças significativas na energia absorvida e na redução de área, possivelmente associadas ao maior teor de enxofre na amostra KM-23. A dureza da amostra TR, com baixos teores de carbono, destaca a soldabilidade do material, mas pode representar uma menor resistência mecânica e à erosão.(Santos, 2015)

4.3 Teste de tração

O teste de tração foi realizado em uma máquina de teste Instron® modelo 3382, na qual foram instalados medidores de deformação.

O resultado dos testes de tração para as três amostras é mostrado na Figura 20. A Tabela 6 mostra os valores e os compara com a faixa recomendada pela API 5L.



Figura 20 - Resistência à tração (TS), Resistência ao escoamento (YS) e alongamento (EI%) das amostras

Amostra	Resistência ao Escoamento, σ_{YS} , MPa	Resistência à Tração, <i>σ_{TS}</i> , MPa	Alongamento%
KM-23	477,38 ± 30,71	583,08 ± 27,03	14,16 ± 1,75
API (2018)	450 a 600 Mpa	535 a 760 MPa	15,44 mín
KM-0	415,51 ± 13,45	539,60 ± 18,02	18,47 ± 0,37
API (2018)	450 a 600 Mpa	535 a 760 MPa	14,60 mín
TR	493,88 ± 36,32	580,53 ± 10,26	17,20 ± 1,12
API (2018)	450 a 600 Mpa	535 a 760 MPa	17,05 mín

Tabela 6 - Resultados dos Ensaios de Tração e Faixa Indicada pela API 5L (API, 2018)

Fonte: Elaborada pela autora

De acordo com os resultados apresentados, pode-se dizer que a amostra ensaiada do tubo KM-0 apresentou um limite de escoamento abaixo do mínimo especificado, bem como uma tensão limite de resistência com desvios padrão que ultrapassam o limite inferior de resistência mecânica. A amostra KM-23 não apresentou valor médio abaixo do exigido, mas o grande desvio padrão, principalmente devido às não homogeneidades microestruturais identificadas, também a torna abaixo do valor recomendado. As amostras do novo tubo apresentaram valores dentro da faixa especificada.

4.4 Teste de impacto de entalhe Charpy "v"

O ensaio de impacto Charpy foi realizado em um pêndulo de ensaio com capacidade de até 300 J, em corpos de prova de seção reduzida (10 x 5 x 55 mm³) devido à menor espessura da parede da antiga tubulação. Assim, ao comparar com a energia absorvida utilizando a geometria padrão do corpo de prova com seção 10 x 10, o valor efetivo da energia deve ser dobrado, conforme recomendação da API 5L (API, 2018).

Os resultados dos testes de impacto Charpy realizados à temperatura ambiente são mostrados na Figura 21. Percebe-se claramente que o tubo novo, TR, apresentou

a maior energia absorvida entre as amostras testadas, além da maior expansão lateral.



Figura 21 - Resultados do teste de impacto.

Entretanto, existe uma diferença relevante quando se compara a energia absorvida e a redução de área das amostras KM-23 e KM-0, embora ambas tenham praticamente a mesma dureza e a mesma composição química de base. De fato, o teor de enxofre da amostra KM-23 é quase o dobro do teor da amostra KM-0, o que foi corroborado pela presença de inclusões ricas em enxofre detectadas durante as análises EDS em MEV.

Embora não tenha proporcionado maior endurecimento à amostra, tais compostos ricos em enxofre possivelmente contribuíram para a diferença de tenacidade observada nos tubos mais antigos. É possível que corridas diferentes tenham oscilação na composição, desde que respeitado o limite estipulado pela norma. No entanto, a tenacidade de todas as amostras é alta, assim como a expansão lateral, não apresentando sinais de fragilidade nas condições testadas.

Fonte: Elaborada pela autora

4.5 Caracterização Microestrutural

4.5.1 Microscopia óptica (MO)

4.5.1.1 Amostra KM-23 - 6h

A caracterização da MO evidenciou a presença de inclusões com morfologia globular nas amostras KM-23, conforme indicado pelas setas vermelhas na Figura 22 (a). Essas inclusões, dispersas homogeneamente pela matriz do material, foram posteriormente identificadas como tipo D: óxidos globulares, conforme ASTM E45 (ASTM E45, 2018). Além disso, também foi possível observar outras inclusões alongadas e irregulares, indicadas pela seta amarela na Figura 22 (b), distribuídos mais esporadicamente na matriz. As análises de EDS em MEV, apresentadas na seção 4.5.2, apontaram para compostos intermetálicos contendo S, Mn, Al, O e Fe.

A Figura 23 apresenta mais detalhes da microestrutura da amostra, onde é possível distinguir a matriz contendo uma região mais leve e lisa, característica da ferrita poligonal, e outra região contendo um microconstituinte mais fino, que pode estar presente na forma de ferrita acicular ou bainita, dependendo se sua nucleação ocorreu na interface entre um precipitado fino e a matriz durante o resfriamento, ou no contorno de grão austenítico anterior. Além desses microconstituintes, também é possível observar vestígios de agregados eutetóides e ferrita de widmanstatten.

A presença desses microconstituintes mais finos geralmente é seguida por um aumento na resistência e dureza, caso em que será abordado nesta seção.



Figura 22 - Microestrutura das amostras KM-23 mostrando. Reagente Nital 2%.

Fonte: Elaborada pela autora



Figura 23 - Imagens mais detalhadas da microestrutura das amostras KM-23.

Fonte: Elaborada pela autora

4.5.1.2 Amostra KM-23 - 9h

Observações semelhantes às da amostra KM-23-6h podem ser realizadas para a amostra retirada da posição 9h do tubo. Apesar das semelhanças, no entanto, é importante destacar que as regiões ferríticas poligonais, ou equiaxiais, estão significativamente reduzidas nesta amostra, com prevalência de microestrutura mais fina. A Figura 24 evidencia tais observações. A conclusão que se pode tirar dessa observação é que a microestrutura dessa tubulação não é homogênea, devido à segregação da liga ou variações significativas na velocidade de resfriamento em função da região do tubo durante a fabricação.

Figura 24 - Microestrutura das amostras KM23 removidas da posição 9h, evidenciando distribuição não homogênea das fases e aspecto mais acicular do que a observada na posição 6h. As setas vermelhas indicam inclusões.



Fonte: Elaborada pela autora

A Figura 25 também mostra que a distribuição dos precipitados finos, possíveis carbonetos, ocorreu de forma mais homogênea na amostra em comparação ao KM-23-6h. Neste último, os precipitados concentram-se nas regiões de microconstituintes mais finos, e a ferrita poligonal praticamente não apresenta esse tipo de precipitado.



Fonte: Elaborada pela autora

4.5.1.2 Amostra KM-0 - 9h

A amostra KM-0-9h apresentou microestrutura semelhante à observada na amostra KM-23-6h. No entanto, existem regiões onde prevalece a microestrutura mais fina, como mostrado na Figura 26 (b), indicando uma microestrutura não homogênea.



Fonte: Elaborada pela autora



Figura 27 - Detalhes da microestrutura da amostra KM0-9h. Amostra TR

Fonte: Elaborada pela autora
A microestrutura do tubo mais novo, ou TR, era composta predominantemente por ferrita poligonal (regiões mais claras) e bainita (regiões mais escuras), esta última com alta concentração de carbonetos finos. Essa diferença morfológica advém do baixo teor de carbono. Também é importante ressaltar que a microestrutura é geralmente mais homogênea do que as outras amostras analisadas anteriormente.

Figura 28 - Microestrutura da amostra TR



Fonte: Elaborada pela autora

Em uma análise com maior ampliação é possível identificar algumas regiões com maior concentração de possíveis carbonetos nos contornos de grão, que estão mais escurecidos nas imagens. Algumas regiões da Figura 28 apresentaram coloração um pouco mais escura, o que pode ser resultado da presença de microconstituintes mais finos como martensita ou bainita, com pouco carbono dissolvido. As imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura, na seção 4.5.2, corroboram que se trata de uma microestrutura bainítica nessas regiões.

4.5.2 Microscopia Eletrônica de Varredura

4.5.2.1 Amostra KM-23

A Figura 29 apresenta mais detalhes da microestrutura observada para a amostra KM-23. As setas vermelhas marcadas com "C" têm possíveis carbonetos (comumente, M3C rico em Fe), enquanto as regiões marcadas A/M são possíveis regiões constituintes de A/M (Austenita-Martensita). Por outro lado, a matriz é subdividida em uma região ferrítica, indicada por F, e outra região Bainítica menor, indicada por B, sendo possível distinguir algumas regiões com Ferrita Acicular FA.

Figura 29 - Microestrutura da amostra KM-23, observada em modo de elétron secundário em MEV/FEG, apresentando maiores detalhes dos microconstituintes e precipitados presentes: F - Ferrita, B - Bainita, FA - Ferrita Acicular, A/M – Austenita-Martensita, C - Carbetos.



Fonte: Elaborada pela autora

Além disso, a amostra KM-23 apresentou inclusões e carbonetos, conforme apresentado na Figura 30 (a)-(c). As composições dessas partículas de inclusão foram obtidas via EDS, e o respectivo resultado é indicado ao lado de cada imagem.

A Figura 30 (a) é um sulfeto rico em manganês, com também traços de cálcio e alumínio. Esses dois últimos elementos são utilizados durante a etapa de desoxidação e refino do aço. Sulfetos são precipitados com baixo ponto de fusão que podem causar trinca a quente e/ou distorções durante operações de fabricação em alta temperatura, como soldagem ou conformação a quente. Por outro lado, a Figura 30 (b) mostra uma comparação entre os espectros das análises EDS realizadas nos pontos 1 e 2, mostrados na figura. É possível notar um aumento no teor de carbono observando o resultado para a partícula branca e a ausência de picos de quaisquer outros elementos que não sejam ferro e manganês. Este resultado é uma forte indicação de que esta partícula é um carboneto de ferro com manganês dissolvido. A Figura 30 (c) apresenta o resultado para outra inclusão cuja composição foi semelhante à da Figura 30 (a). Neste caso, as mesmas observações podem ser feitas.

Vale lembrar que a análise realizada no EDS é semiquantitativa e deve ser utilizada apenas para comparar qualitativamente o teor de elementos de liga, mas não para determinar com precisão a fração de cada elemento presente nas regiões analisadas. Figura 30 - Imagem MEV da amostra KM-23, evidenciando a presença de inclusão, cuja composição obtida por EDS é apresentada no espectro. (a) Possível sulfeto, (b) Possível carboneto e (c) Possível sulfeto.



Fonte: Elaborada pela autora

4.5.2.2 Amostra KM-0

A microestrutura da amostra KM-0 pode ser verificada na Figura 31. Nesta imagem, a Bainita está mais presente que a Ferrita equiaxial, mas existem outras regiões como as encontradas na Figura 29 para a amostra KM-23, onde regiões de ferrita mais equiaxiais ou poligonais intercaladas com regiões altamente segregadas com microconstituintes mais finos. É interessante lembrar que o teor de carbono da amostra KM-0 ficou um pouco acima da amostra KM-23, o que corrobora um maior número de carbonetos finos. Além disso, é possível perceber uma grande quantidade de partículas, algumas das quais foram efetivamente identificadas por EDS como possíveis carbonetos, Figura 32.

Figura 31 - Microestrutura da amostra KM-0, observada em modo de elétron secundário em MEV/FEG, apresentando maiores detalhes dos microconstituintes e precipitados presentes.



Fonte: Elaborada pela autora

Figura 32 - Imagem obtida por MEV para a amostra KM-0, evidenciando a presença de inclusão, cuja composição obtida por EDS é apresentada no espectro ao lado. (a) e (b) identificam partículas ricas em carbono quando comparadas com a matriz.



Fonte: Elaborada pela autora

Por fim, a imagem apresentada na Figura 33 indica traços típicos de uma microestrutura bainítica granular, com precipitados muito finos entre ripas de ferrita. Não foram encontradas partículas ou inclusões ricas em enxofre na amostra KM-0, o que justifica sua maior tenacidade.

Figura 33 - Microestrutura de uma região apresentando características típicas de bainita, com precipitados muito finos alinhados entre ripas de ferrita.



Fonte: Elaborada pela autora

4.5.2.3 Amostra TR

As imagens relacionadas à amostra TR são mostradas na Figura 34. Em comparação com as amostras KM-0 e KM-23, menor quantidade de carbonetos grosseiros, maior presença de bainita e, em geral, maior homogeneidade na distribuição dos microconstituintes.

A Figura 35 mostra que a bainita na amostra TR apresenta precipitados ainda mais finos e estes são distribuídos de forma mais esporádica do que nas amostras KM-0 e KM-23. Essa diferença corrobora a diferença de dureza e tenacidade entre tais amostras.

Figura 34 - Microestrutura da amostra TR, observada no modo elétron secundário em MEV/FEG, apresentando maiores detalhes dos microconstituintes e precipitados presentes: F - Ferrita, B - Bainita, FA - Ferrita Acicular, A/M – Austenita-Martensita, C - Carbetos.



Fonte: Elaborada pela autora

Figura 35 - Estrutura bainítica presente na amostra TR.



5 CARACTERIZAÇÃO DA POLPA DE CAULIM DE PH ÁCIDO

Neste capítulo, as amostras de polpa de caulim de pH ácido e água de processo foram caracterizadas para conhecer a composição química, propriedades das amostras sólidas de caulim, tixotropia e viscosidade aparente em condições de operação.

5.1 Caracterização da Água do Processo

Com o objetivo de investigar a corrosividade da água de processo utilizada, foram feitos testes analíticos e os resultados com o respectivo padrão de referência são apresentados na Tabela 7 abaixo.

Análise	Resultado	LOQ	Padrão de Referência
Nitrato	0,6 mg/L	0,1	ABNT NBR 12620
Sulfato	12,22 mg/L	1,00	SMWW 23° Ed. 4500-SO4 E
Cloro	4,49 mg/L	4	SMWW 23º Ed. 4500-CI- B
Sulfito	< 0,40 mg/L	0,40	SMWW 23° Ed. 4500-S D
Carbonato Total	< 2,00 mg/L	2,00	SMWW 23º Ed. 2320 B
Alcalinidade Total	2,0 mg/L CaCO3	2,0	SMWW 23 ^a Ed. 2320B
Potencial Redox	-77,0000 mV	-	SMWW 23 ^a Ed. 2580 B
Condutividade	27,00 µS/cm	0,08	SMWW 23° Ed. 2510-A/B
рН	6,19 N.A.	-	SMWW 23° Ed. 4500 H+ B
Ferro	0,93 mg/L	0,01	SMWW 23º Ed. 3120B
Manganês	< 0,005 mg/L	0,005	SMWW 23º Ed. 3120B
Cromo	< 0,001 mg/L	0,001	SMWW 23º Ed. 3120B
Cálcio	0,490 mg/L	0,001	SMWW 23º Ed. 3120B
Potássio	0,490 mg/L	0,001	SMWW 23º Ed. 3120B
Sódio	1,540 mg/L	0,001	SMWW 23º Ed. 3120B
Cobre	< 0,001 mg/L	0,001	SMWW 23º Ed. 3120B
Magnésio	0,320 mg/L	0,001	SMWW 23º Ed. 3120B
Boro	< 0,005 mg/L	0,005	SMWW 23º Ed. 3120B
Zinco	0,020 mg/L	0,001	SMWW 23º Ed. 3120B
Total de Sólidos Suspensos	6,5 mg/L	10	SMWW 23º Ed. 2540D

Tabela 7Resultados da análise da água de processo usada na tubulação de polpa.

Fonte: Elaborada pela autora

Nota: LOQ = Limit of Quantification

5.2 Caracterização da amostra de polpa de caulim de pH ácido

Entre as propriedades medidas da amostra de polpa de caulim estão o teor aproximado de sólidos (% em massa), pH, condutividade, sólidos dissolvidos totais (TDS), densidade sólida (picnômetro), todos na Tabela 8.

Tabela 8 - Caracterização da amostra de suspensão com cerca de 40% de sólidos com caulim de pH ácido

Amostra	Conteúdo Sólido	рН	Condutividade (µS/cm)	TDS (ppm)	Densidade (g/cm³)
Caulim pH ácido	38%	5,76	1075	535	2,42

Fonte: Elaborada pela autora

5.3 Reologia da amostra de polpa de caulim de pH ácido

Os testes reológicos foram realizados em um reômetro controlado por deformação ARES-G2 da TA Instruments, conforme Figura 36, para obter a viscosidade aparente, tensão de escoamento e a tixotropia da amostra, na condição de fluxo durante a operação do bombeamento em dutos.

Figura 36 - Reômetro controlado por tensão ARES G2 de instrumentos TA usados para testes reológicos com suspensões com cerca de 40% de sólidos.



Fonte: Elaborada pela autora

Como cenário, a empresa beneficiadora informou as seguintes características de fluxo:

- Diâmetro da tubulação: 14 polegadas
- Vazão Mínima: 285 m³/h
- Vazão Nominal: 310 m³/h
- Vazão Máxima: 350 m³/h
- Tempo decorrido durante o fluxo de suspensão com cerca de 40% de sólidos: 32 – 38 horas

A partir dessas informações é possível calcular a taxa de cisalhamento característica do processo modelado através da função de lei de potência da viscosidade, conforme Equação (1):

$$\dot{\gamma}_w = \frac{Q}{\pi r^3} \left[3 + \frac{1}{n} \right] \tag{3}$$

Onde:

 $\dot{\gamma}_w$ é a taxa de cisalhamento na parede do tubo; *r* é o raio do tubo; *n* é o índice de potência

Sobre o gráfico do resultado do teste reológico, os símbolos significam dados experimentais, a linha contínua é a média dos resultados da variável analisada e a área de sombra é o desvio padrão.

5.3.1 Avaliação da tensão de escoamento e viscosidade característica

O teste reológico mostrou que a tensão de escoamento não variou linearmente com a taxa de cisalhamento que é característica de fluidos não newtonianos como visto na Figura 37.

Os fluidos viscoplásticos precisam de uma tensão finita mínima para escoar, denominada limite de tensão de escoamento. Quando a tensão de cisalhamento local é menor que a tensão de escoamento, esses fluidos têm um comportamento sólido e não escoam. Uma vez ultrapassada a tensão de escoamento, o material tem um comportamento líquido e inicia um fluxo irreversível. Figura 37 - Curva de fluxo de uma amostra de caulim de pH ácido e ajuste de curva de acordo com Herschel-Buckley. Avaliação do ponto de rendimento.



Fonte: Elaborada pela autora

Na curva de fluxo é possível identificar o comportamento viscoplástico por meio da curva de ajuste com o modelo Herschel-Buckley, Equação (2):

$$\begin{cases} \tau(\dot{\gamma}) = \tau_{y} + \kappa \dot{\gamma}^{n}, & se \tau > \tau_{y} \\ \gamma \doteq 0, & sen\tilde{a}o \end{cases}$$
(2)

Os parâmetros reológicos obtidos são mostrados na Tabela 9, enquanto a viscosidade característica obtida na taxa de cisalhamento para o fluxo nominal e máximo do fluxo da tubulação está presente na Tabela 10.

Tabela 9 - Parâmetros reológicos obtidos para amostra de polpa de caulim de pH ácido

Amostra	т _у [Ра]	к [Pa.s ⁿ]	<i>n</i> []
Caulim pH ácido	0.249	0.008	0.849

Fonte: Elaborada pela autora

Amostra	η (γ̀ _{c,Nom})[Pa.s]	η (γ̀ _{c,Μáx})[Pa.s]
Caulim pH ácido	0.352	0.364

Tabela 10 - Viscosidade característica para a amostra de polpa de caulim de pH ácido nas vazões nominal (310m³/h) e máxima (350m³/h) em tubulação de aço 5L X65.

Fonte: Elaborada pela autora

5.3.2 Efeitos de tixotropia da amostra de polpa de caulim de pH ácido

Os efeitos da tixotropia na amostra foram investigados por meio de testes de mudança na taxa de cisalhamento. Os resultados dos testes podem ser vistos nas Figuras 38.

Figura 38 - Mudança de etapa da taxa de cisalhamento para amostra de polpa de caulim de pH ácido.



Fonte: Elaborada pela autora

A viscosidade muda quase instantaneamente com a taxa de cisalhamento aplicada, e o histórico de cisalhamento não afeta a viscosidade. Assim, o caulim com pH ácido mostrou poucas influências de efeitos tixotrópicos. A reologia da polpa de caulim é um fator crítico no estudo da corrosão e erosão. A viscosidade da polpa, avaliada em diferentes taxas de cisalhamento, mostrou comportamento pseudoplástico, o que implica em menor resistência ao escoamento em condições de alta tensão. O efeito tixotrópico também desempenha um papel fundamental, especialmente em regimes de fluxo intermitente, onde a viscosidade muda com o tempo, afetando diretamente a integridade dos dutos. (Gandhi; Singh; Seshadri, 1999; Tsai *et al.*, 1981)

6 ENSAIOS DE CORROSÃO DOS TUBOS DE AÇO

Para desenvolver o estudo de corrosão, foi escolhida a amostra de tubo de aço carbono identificada como KM-23. Todos os espécimes foram retirados da posição 6h desta amostra de tubulação.

O estudo de corrosão inclui ensaios de imersão com fluidos estagnados e fluidos dinâmicos. Entre eles: eletroquímico, gravimétrico, gaiola rotatória e jato impingimento.

Como é quase impossível realizar testes com suspensões com polpa de caulim em fluido estagnado sem precipitados de caulim, esses testes foram feitos com um impulsor magnético no fundo do vaso de teste. Uma agitação lenta foi mantida durante os testes estagnados.

Ensaios dinâmicos de corrosão foram desenvolvidos com a taxa de cisalhamento em relação ao máximo aplicado na tubulação durante a operação. Conforme informado pela empresa fornecedora das amostras, a vazão máxima projetada para a tubulação é de 354 m³/h.

6.1 Testes de Corrosão Estagnados

Dezoito corpos de prova com dimensões 20 mm(L) x 10 mm(A) x 3mm(C) com um furo centralizado de 3,2 mm de diâmetro foram usinados para testes de corrosão estagnado, Figura 39. Três corpos de prova para cada condição de teste.





Neste trabalho, testes de corrosão em amostras de API 5L X65 PSL1 (km 23) 6h avaliaram o comportamento de corrosão uniforme com polpa de caulim de pH ácido e água de processo, Tabela 11, utilizando três corpos de prova de X65 km23.

Tabela 11 - Condições dos testes de corrosão estagnada a 101 kPa de nitrogênio (99,999%) e 24±3°C por 360 horas.

Material	Cond.	Fluido	pH Inicial
X65	1	Água de processo	6,36
Km 23 (6h)1Suspensão Caulim pH ácido	Suspensão Caulim pH ácido	5,76	

Fonte: Nascimento, Nina

6.1.1 Procedimento de Testes de Corrosão Estagnado

O procedimento para realização dos testes de corrosão estagnado seguiu os métodos ASTM G31 e ASTM G46.

- Após a usinagem dos corpos de prova, todas as faces dos corpos de prova foram retificadas e lixadas com Carbeto de Silício granulometria Mesh #600;
- O menor lado de cada corpo de prova foi identificado com caneta pneumática e as dimensões verificadas com paquímetro digital e micrômetro;
- Todas as amostras foram limpas com detergente de pH neutro, água e enxaguadas com etanol. Na sequência, foram desengordurados em banho ultrassônico por 10 minutos e secos;
- Seguido de um tempo de estabilização de 45 minutos em dessecador antes da pesagem em balança de alta precisão com resolução de 0,00001g;
- Uma primeira investigação em um estereoscópio com aumento de 20x foi feita para garantir que nenhum dano anterior possa causar qualquer erro;
- O teste foi montado com vasos e tubulações em materiais inertes conforme Figura 40.

Figura 40 - Sistemas de teste com vasos de 2L em borosilicato: (A) Montagem de teste com água de processo, (B) Montagem de teste com suspensão de caulim



Foto: Elaborada pela autora

- Antes da solução tocar na amostra, que foi purgada com Nitrogênio (99,999%) até o nível de oxigênio medido no medidor de oxigênio dissolvido medir menos de 5ppb, Figura 40 (A);
- A solução foi mantida com agitação suficiente para evitar precipitação através de agitador magnético;
- Assim que a solução foi transferida para o vaso de teste e tocou os corpos de prova, o teste de imersão de 360h foi iniciado e o nitrogênio foi mantido borbulhando durante todo o período de teste;
- Após o término do teste, a solução foi removida, o pH medido, os espécimes limpos e a perda de peso medida de acordo com ASTM G1 e ASTM G31;
- A superfície das amostras foi investigada através de um estereoscópio com ampliação de até 20x e quando qualquer dano localizado foi detectado, uma varredura em um microscópio óptico foi realizada com até 500x de ampliação.

6.1.2 Resultados dos Testes de Corrosão Estagnado

As taxas de corrosão uniforme e as taxas de penetração foram quantificadas de acordo com ASTM G31 e ASTM G46. Os resultados obtidos são mostrados nas Tabelas 12 e 13.

Amostra	Mecanismo de Corrosão (Uniforme/ localizado)	Taxa de Corrosão Uniforme (mm/ano [MPY])	Profundidade de Corrosão Localizada	Taxa de Penetração (mm/ano [MPY])	pH final
1	Ambos	0,0103 [0,41]	11 µm	0,268 [10,5]	
2	Ambos	0,0113 [0,45]	12 µm	0,292 [11,5]	7,49
3	Ambos	0,0107 [0,42]	8 µm	0,23 [7,7]	

Tabela 12 Taxas de corrosão para API 5L X65 PSL1 (km23) 6h imerso em água de processo por 360h a 24±3°C e 101kPa N2 (99,999%).

Fonte: Nascimento, Nina

Tabela 13 - Taxas de corrosão para API 5L X65 PSL1 (km23) 6h imerso em suspensão de Caulim de pH ácido por 360h a $24\pm3^{\circ}$ C e 101kPa N₂ (99,999%).

Amostra	Mecanismo de Corrosão (Uniforme/ localizado)	Taxa de Corrosão Uniforme (mm/ano [MPY])	Profundidade de Corrosão Localizada	Taxa de Penetração (mm/ano [MPY])	pH final
1	Ambos	0,0146 [0,57]	12 µm	0,292 [11,5]	
2	Ambos	0,0160 [0,63]	16 µm	0,389 [15,3]	5,79
3	Ambos	0,0155 [0,61]	16 µm	0,389 [15,3]	

Fonte: Elaborada pela autora

De acordo com a perda de massa (ΔW) e taxas de corrosão uniformes (CR) vistas na tabela acima, todas as condições indicam taxas de corrosão uniformes inferiores a 1MPY – Mils Per Year (0,0254 mm/ano), portanto, nenhum critério de aceitação para corrosão localizada foi definido e taxas de penetração superiores a 10MPY foram detectadas.

6.2 Ensaios de Corrosão Eletroquímica

Os testes, geralmente, realizados para avaliar a corrosão uniforme são baseados na perda de massa, enquanto os testes potenciodinâmicos medem a densidade de corrente de corrosão ou a resistência à polarização.

Todos os ensaios eletroquímicos foram realizados, principalmente, para avaliar a taxa de corrosão. Foram tomadas as seguintes medidas:

- Taxa de corrosão (CR) e o potencial de circuito aberto (OCP) em função do tempo.
- Taxas de corrosão obtidas por meio de medições de resistência de polarização linear (RPL).
- Medições de OCP com um eletrodo de referência Ag/AgCl.
- Curvas de polarização potenciodinâmica, no início e no final de cada teste.
- Espectroscopia de Impedância Eletroquímica (EIS) para investigar a interface eletrodo-eletrólito.

6.2.1 Procedimento experimental

O procedimento de ensaio aplicado para os Ensaios de Corrosão Eletroquímica foi o mesmo utilizado para os ensaios de corrosão estagnada, sendo utilizada uma célula eletroquímica com capacidade de 1,5 litros (1,5 L) conforme Figura 42.

O equipamento utilizado para as medições de OCP, RPL e polarização foi um Potenciostato/Galvanostato AUTOLAB Metrohm modelo PGSTAT 204 com módulo multiplexador (4 canais de medição). Para as medidas de EIS o equipamento utilizado foi o Potenciostato/Galvanostato Metrohm modelo µSTAT-i400.

Corpos de prova eletroquímicos foram retirados da amostra do tubo km 23 na posição 6h, evitando qualquer dano que possa afetar a microestrutura ou o comportamento de corrosão, referente a efeitos térmicos ou mecânicos.

Conforme visto na Figura 41, os corpos de prova cilíndricos possuem dimensões de 30,0 mm (I) de comprimento, 6,35 mm (OD) de diâmetro externo e um orifício superior para fixação no dispositivo de teste. Cada teste usou dois eletrodos de trabalho.

Figura 41 – Amostra Eletroquímica (eletrodo de trabalho)



Fonte: Elaborada pela autora

A configuração para teste eletroquímico inclui: amostra eletroquímica como eletrodo de trabalho, eletrodo de referência Ag/AgCI e fio de platina como contraeletrodo.

Foram realizados dois testes, um por solução teste: água de processo e polpa de caulim de pH ácido.

Dentro da célula de teste, foram colocadas duas hastes isoladas contendo os 2 (dois) eletrodos de trabalho, o contraeletrodo, o eletrodo de referência, o tubo de entrada de gás, o tubo de purga de gás, bem como a entrada para a transferência do fluido de teste, tudo anexado na parte superior (tampa).

Início do teste: Uma vez que o fluido de teste é transferido para dentro da célula, ele é tomado como ponto de partida e começa a obter as medições eletroquímicas, Figura 42.



Figura 42 - Recipiente de 1,5 L para testes eletroquímicos.

Fonte: Elaborada pela autora

Os eletrodos de trabalho colocados dentro do recipiente foram utilizados da seguinte forma:

- Um (1) para obter a curva de polarização potenciodinâmica inicial a uma velocidade de varredura de 10 mV.seg⁻¹.
- 2. Um (1) eletrodo de trabalho para medir o Potencial de Circuito Aberto (OCP) e o teste de Resistência de Polarização Linear (RPL) realizado ± 10 mV ao redor do OCP, Espectroscopia de Impedância Eletroquímica (EIS) durante todo o tempo de teste, realizado entre 10kHz e 0,01 Hz, bem como a curva de polarização potenciodinâmica final em uma velocidade de varredura de 10 mV.seg⁻¹.

6.2.2 Resultados dos testes eletroquímicos

OCP é o potencial de equilíbrio desenvolvido entre as amostras metálicas (eletrodo de trabalho) e o eletrólito ou ambiente, é medido usando um eletrodo de referência. Esse potencial de equilíbrio é medido enquanto o circuito está aberto, o

que significa que nenhuma corrente está fluindo e nenhuma tensão externa é aplicada. Portanto, o OCP retrata o comportamento real da corrosão quando um componente está em um ambiente corrosivo e pode ser considerado como uma medição de condição *in situ*.

A diferença observada entre os valores de OCP para os diferentes sistemas está associada a mudanças causadas entre os contatos de fluidos na zona de interface gerada em condição de teste estático.

O enobrecimento do potencial geralmente está associado a uma passivação da superfície do metal pela formação de um filme passivo. A Figura 43 (a) mostra o OCP para o sistema água de processo, observa-se um rápido aumento no valor do potencial e após dois dias, há novamente uma queda no potencial, que pode estar associada à formação e desprendimento de um produto de corrosão na superfície do metal.

A queda no valor do potencial está associada à evidência do processo de corrosão do material observado na amostra de suspensão de Caulim, o que promove alterações na dupla camada elétrica do material e consequentemente alterações no valor do potencial observado.

Os potenciais de corrosão mais positivos estão associados ao processo de corrosão e à natureza do produto de corrosão aderido à superfície. A água de processo apresentou aumento nos valores de potencial após a estabilização.

Figura 43 - Potencial de circuito aberto (OCP) do aço carbono X65 experimental em a) água de processo e b) suspensão de caulim de pH ácido



Fonte: Elaborada pela autora

Fluido de teste	Início (V <i>v</i> s Ag/AgCl)	Estabilização (V vs Ag/AgCl)	∆ (mV)
Água de Processo	-0.942	-0.903	+39
Caulim pH ácido	-0.919	-0.954	-35

Tabela 14 - Valores potenciais (OCP) para o aço carbono X65 para água de processo e suspensão com caulim de pH ácido

Fonte: Elaborada pela autora

Os potenciais de corrosão mais positivos estão associados ao processo de corrosão e à natureza do produto de corrosão aderido à superfície. A água de processo apresentou aumento nos valores de potencial após a estabilização, Tabela 14.

Devido à alta viscosidade da polpa de caulim testada, para o sistema estático, optou-se por analisar as diferenças (ΔV) nos valores de potencial inicial e de estabilização.

Um dos parâmetros mais importantes a observar no estudo da corrosão é a variação da densidade de corrente. A Figura 44 mostra as variações de densidade de corrente para os sistemas estudados. Os valores de densidade de corrente obtidos para o sistema com água de processo são bem menores do que para o sistema com polpa de caulim. No entanto, pouca estabilidade também é mostrada na Figura 44 (a), podendo se afirmar que o sistema Água de Processo forma um filme menos estável que continua a interagir com o meio aquoso. O sistema com polpa de caulim permanece em baixas correntes e relativamente estáveis, Figura 44 (b).

Figura 44 - Densidade de corrente do X65 experimental em a) água de processo e b) suspensão com caulim de pH ácido



Fonte: Elaborada pela autora

A Tabela 15 mostrou um resultado consistente, como foi apresentado anteriormente, os resultados comprovam que a água de processo é menos agressiva do que a polpa de caulim de pH ácido.

Tabela 15 - Comparação entre taxa de corrosão eletroquímica com taxas de corrosão uniforme e localizada.

Solução de teste	Taxa de Corrosão Eletroquímica (mm/ano)	Taxa de Corrosão Uniforme (mm/ano)	Taxa de penetração (mm/ano)
Água de Processo	3,8 E-07	0,0108	0,251
Caulim pH ácido	1,6 E-06	0,0154	0,357

Fonte: Nascimento, Nina

Figura 455 - Gráficos de taxa de corrosão uniforme e taxa de penetração dos fluidos em ensaio estagnado





Fonte: Elaborada pela autora

A Figura 46 mostra as taxas de corrosão obtidas através do RPL para os sistemas testados. Pode-se observar uma alta taxa de corrosão inicial que cai rapidamente, provavelmente como consequência da formação de uma camada de produtos de corrosão na superfície do metal.

Figura 466 – Taxa de Corrosão do X65 experimental em a) água de processo e b) suspensão com caulim de pH ácido



Fonte: Elaborada pela autora

Alguns metais e ligas normalmente ativos, sob condições ambientais particulares, perdem sua reatividade química e tornam-se extremamente inertes. Esse fenômeno, conhecido como passivação, ocorre no cromo, ferro, níquel, titânio e muitas de suas ligas. Observa-se que essa propriedade de passivação resulta da formação de um filme de óxido fino e altamente aderente na superfície do metal, que atua como uma barreira protetora contra corrosão posterior.

As curvas de polarização potenciodinâmica permitem a avaliação do comportamento eletroquímico do metal e podem fornecer evidências se um material é ativo, passivo ou ativo-passivo em um determinado ambiente.

Nas curvas de polarização potenciodinâmica obtidas para os sistemas testados, mostradas na Figura 47, é possível observar a ausência do fenômeno de passivação na curva de polarização final. A curva de polarização para um metal passivo terá a forma geral mostrada na Figura 48.

Figura 477 – Polarização Potenciodinâmica do X65 experimental em a) água de processo e b) suspensão com caulim de pH ácido



Fonte: Elaborada pela autora

Figura 48 - Esquema da curva de polarização para um metal que apresenta uma transição ativapassiva.



Fonte: Adaptado de Callister (2008)

As curvas de polarização na Figura 47 mostram uma diminuição no potencial de corrosão (Ecorr) para o sistema com polpa de caulim de pH ácido. Estas mudanças observadas no potencial de corrosão, bem como aquelas observadas nos braços catódicos das curvas indicam que a polpa de caulim de pH ácido desempenha um papel importante no fenômeno da corrosão superficial do aço API 5L X65, afetando o mecanismo cinético de dissolução anódica ou reações catódicas. Diferentemente do sistema com água de processo, no qual não é possível observar variação nas curvas de polarização inicial e final.

A diminuição da densidade de corrente na região catódica é compatível com um efeito decrescente da reação catódica de evolução do hidrogênio, mostrando que a corrosão do material se deve principalmente à dissolução do metal. A espectroscopia de impedância eletroquímica (EIS) é uma técnica que aplica uma perturbação não potencial ao sistema, usando corrente alternada, produzida em várias frequências. Ensaios de EIS foram usados para investigar a interface eletrodoeletrólito. Nesta técnica, os diagramas de Nyquist são obtidos, principalmente, Figura 49.





Fonte: Elaborada pela autora

Os diagramas de Nyquist mostram os arcos capacitivos API 5L X65 para diferentes dias de teste. O aumento do diâmetro dos arcos capacitivos nos diagramas de Nyquist está relacionado a uma maior resistência à polarização e, portanto, a uma menor tendência à corrosão.

Pode-se observar que o arco capacitivo para o dia 1 (vermelho) formou um arco fechado com menor diâmetro para o sistema com caulim de pH ácido. Isso confirma que o sistema é agressivo, como mostrado pela taxa de corrosão.

É interessante comparar e analisar os resultados obtidos para taxa de corrosão (RPL) com os obtidos por EIS para os sistemas estudados:

- a água de processo apresentou baixos índices de corrosão obtidos pelo RPL durante todo o período de teste, os diagramas de Nyquist mostram uma alta resistência à polarização e este sistema possui uma baixa taxa de corrosão por perda de massa e menores taxas de penetração.
- para a polpa de caulim de pH ácido, a taxa de corrosão parece ter duas fases. Uma do primeiro ao sétimo dia e depois diminui até o final. Os gráficos de Nyquist mostram um aumento menos pronunciado, do dia 1 ao

dia 7 e daí em diante. Há um aumento mais pronunciado na resistência de polarização.

6.3 Testes de Corrosão Dinâmicos

Para investigar a influência de todas as variáveis nas condições de fluxo, foram realizados dois testes dinâmicos: Gaiola Rotatória e Jato Impingimento.

Enquanto os testes de gaiola rotatória permitem testar vários espécimes no mesmo dispositivo e aplicar altas taxas de cisalhamento, o método de teste de jato impingimento simula a condição de alto impacto com fluido estagnado e altas taxas de fluxo paralelas ao corpo de prova na mesma condição vista na parede do tubo.

Assim, o método da gaiola rotatória foi aplicado para verificar a influência de cada variável analisada na seção anterior para fluido estagnado em altas taxas de cisalhamento, enquanto o jato impingimento foi escolhido para aplicar a máxima taxa de cisalhamento aplicada ao tubo durante a operação.

6.3.1 Gaiola Rotatória

De acordo com ASTM G184/2020, oito corpos de prova por condição de teste foram usinados (total de 16 corpos de prova) com as dimensões 75 mm (C) x 19 mm (L) x 3 mm (E), Figura 50.



Figura 500 - Desenho das amostras gaiola rotatória

Fonte: Elaborada pela autora

A preparação da amostra, a purga da solução com N₂ 99,999% e a transferência da solução são semelhantes ao procedimento apresentado na seção 6.1.1. No entanto, o sistema de teste para gaiola rotativa inclui um dispositivo para girar as amostras, conforme a Figura 51.

Além disso, a rotação começa imediatamente após a transferência completa da solução para o recipiente de teste.

A velocidade angular especificada para o dispositivo de gaiola rotatória foi uma função da velocidade linear máxima projetada para a tubulação.



Figura 511 - Sistema de teste da Gaiola rotatória

Fonte: Elaborada pela autora

As taxas de corrosão e a análise da superfície do corpo de prova foram realizadas da mesma forma que para fluidos estagnados e especificadas na seção 6.1.1.

Neste trabalho, testes de corrosão em amostras de API 5L X65 PSL1 (km 23) 6h avaliaram o comportamento de corrosão uniforme para duas condições: com água de processo e polpa de caulim de pH ácido, Tabela 16, com três corpos de prova de X65 km23.

Material	Cond.	Fluido	pH Inicial
X65	1	Água de Processo	6,36
Km 23 (6h)	2	Caulim pH ácido	5,76

Tabela 16 - Condições de teste para testes de corrosão estagnada a 101 kPa de nitrogênio (99.999) e 24±3°C por 360 horas.

Fonte: Nascimento, Nina

6.3.1.1 Resultados do teste da Gaiola Rotatória

As taxas de corrosão uniforme e as taxas de penetração foram quantificadas de acordo com ASTM G31 e ASTM G46. Os resultados obtidos são mostrados nas Tabelas 17 e 18.

Amostra	Mecanismo de Corrosão (Uniforme/ localizado)	Taxa de Corrosão Uniforme (mm/ano [MPY])	Profundidade de Corrosão Localizada	Taxa de Penetração (mm/ano [MPY])	pH final
1	Ambos	0,0567 [2,2]	12 µm	0,292 [11,5]	
2	Ambos	0,0581 [2,3]	19 µm	0,462 [18,2]	
3	Ambos	0,0552 [2,2]	23 µm	0,560 [22,0]	
4	Ambos	0,0558 [2,2]	20 µm	0,487 [19,2]	C 05
5	Ambos	0,0566 [2,2]	27 µm	0,657 [25,9]	6,85
6	Ambos	0,0519 [2,0]	13 µm	0,316 [12,5]	
7	Ambos	0,0582 [2,3]	24 µm	0,584 [23,0]	
8	Ambos	0,0559 [2,2]	21 µm	0,511 [20,1]	

Tabela 17 - Taxas de corrosão para API 5L X65 PSL1 (km23) 6h imerso em Água de processo por 360h a $24\pm3^{\circ}$ C e 101kPa N₂ (99,999%).

Fonte: Nascimento, Nina

Tabela 18 - Taxas de corrosão para API 5L X65 PSL1 (km23) 6h imerso em polpa de Caulim de pH ácido por 360h a 24±3°C e 101kPa N2 (99,999%).

Amostra	Mecanismo de Corrosão (Uniforme/ localizado)	Taxa de Corrosão Uniforme (mm/ano [MPY])	Profundidade de Corrosão Localizada	Taxa de Penetração (mm/ano [MPY])	pH final
1	Ambos	0,0433 [1,71]	21 µm	0,511 [20,1]	
2	Ambos	0,0410 [1,61]	16 µm	0,389 [15,3]	
3	Ambos	0,0399 [1,57]	17 µm	0,414 [16,3]	
4	Ambos	0,0359 [1,41]	11 µm	0,268 [10,5]	7 90
5	Ambos	0,0344 [1,35]	12 µm	0,292 [11,5]	7,00
6	Ambos	0,0355 [1,40]	16 µm	0,389 [15,3]	
7	Ambos	0,0391 [1,54]	15 µm	0,365 [14,4]	
8	Ambos	0,0462 [1,82]	20 µm	0,487 [19,2]	

Fonte: Elaborada pela autora



Figura 522 - Gráfico de taxa de corrosão uniforme e taxa de penetração dos fluidos em ensaio de fluido dinâmico

As taxas de corrosão uniforme e as taxas de penetração foram quantificadas de acordo com ASTM G31 e ASTM G46.

Os ensaios de corrosão foram realizados utilizando tanto o método de gaiola rotatória quanto o de jato de impingimento, permitindo simular condições de fluxo de alta velocidade e estagnação. Os resultados demonstraram que a taxa de corrosão é significativamente maior em fluidos ácidos de caulim, especialmente em condições de fluxo intermitente, onde a formação de filmes protetores é interrompida, aumentando o desgaste.

6.3.2 Jato Impingimento

Para avaliar o comportamento corrosão-erosão do duto de polpa durante a operação, foram realizados testes de jato impingimento de acordo com ASTM

Fonte: Elaborada pela autora

G208/20. Três amostras de API 5L X65 PSL1 (km23) 6h por condição de teste foram expostas à polpa de caulim de pH ácido.

A Tabela 19 mostra a taxa de cisalhamento máxima obtida através da equação (2), com o índice **n** retirado da Tabela 8. A vazão máxima (Q) considerada foi de $350m^3/h$. Enquanto a tensão de cisalhamento foi obtida a partir da equação (2).

Amostra	Taxa de cisalhamento γ̀ _{c,Máx} [1/s]	Taxa de cisalhamento τ($\dot{\gamma}_{c,Máx}$) [Pa]	
Água de Processo	24.33	0.02	
Caulim pH ácido	25.57	0.31	

Tabela 19 - Valores obtidos para taxa de cisalhamento e tensão de cisalhamento na vazão máxima (350m³/h) na parede do tubo.

Fonte: Elaborada pela autora

6.3.2.1 Procedimento de teste de jato impingimento

Três espécimes foram expostos por 15 dias para avaliar a corrosão localizada na mesma tensão de cisalhamento mostrada na Tabela 19. Duas amostras perpendiculares ao jato e uma amostra com uma inclinação de 8 graus. O desenho esquemático e uma imagem do espécime são mostrados na Figura 53. Para aplicar a inclinação do jato à superfície da amostra, um suporte especial foi usinado para testar a 8 graus conforme visto na Figura 54.



Figura 53 - Desenho esquemático do espécime de Jato impingimento à esquerda e o espécime pronto para ser testado à direita.

Fonte: Elaborada pela autora



Figura 54 - Projeto de suporte de amostra para testes de jato de impingimento com 0 e 8 graus de inclinação.

Fonte: Elaborada pela autora

Um resumo das condições de teste está em Tabela 20. Todos os corpos de prova retirados do tubo API 5L X65 km23 às 6h.

Amostra	Teor de oxigênio	Tensão de cisalhamento [Pa]	Velocidade do Jato [m/s]	pH inicial
Água de Processo	<10ppb	0,02	0,24	6,43
Caulim pH Ácido	<10ppb	0,4 - 1,7	0,14	5,7

Tabela 20 - Condições do teste Jato impingimento no API 5L X65 retirado do tubo no km23 6h, testes a 101kPa N_2 , 23±2°C e por 15 dias.

Fonte: Elaborada pela autora

Os valores de taxa de cisalhamento e tensão de cisalhamento obtidos para a água foram conforme as equações (4) e (5). Visto que $\eta(w)$ é a viscosidade dinâmica da água (1mPa.s a 20°C) e n=1 para fluidos newtonianos.

$$\tau_w = \dot{\gamma}(w).\,\eta(w) \tag{5}$$

Nos testes de jato impingimento, o comportamento hidrodinâmico muda com a distância do centro do jato, Figuras 55 e 56.

Figura 55 - Diagrama esquemático do jato incidente cobrindo as regiões de estagnação e parede do jato.



Fonte: Adaptado de ASTM G208 (2020, Fig, 6)

Figura 56 - Características hidrodinâmicas do jato impingimento em uma amostra plana mostrando as regiões de fluxo características



Fonte: Adaptado de ASTM G208 (2020, Fig, A.1)

O projeto do corpo de prova e do jato inclui as regiões A e B, uma vez que o r_{jet} é de 3,17 mm e o raio do corpo de prova tem 12,7 mm. Todas as dimensões definidas de acordo com ASTM G208/2020 e a equação considerada para definir a velocidade do jato foi:

$$\tau_w = 0.179 \rho U_0^2 R e^{-0.182} \left[\frac{r}{r_{jet}} \right]^{-2}$$
(3)

$$Re = \frac{2r_{jet}U_0}{\eta} \tag{4}$$

Onde:

 τ_w = Tensão de cisalhamento na parede da região do jato, N/m² (ou Pa)

 ρ = densidade, kg/m³,

 U_0 = Velocidade média do fluxo, m/s

 r_{jet} = raio do jato, m

Re = número de Reynolds, (equação (4))

r =Raio da amostra, m (Figura 70)

 η = Viscosidade cinemática, m²/s

A Figura 57 mostra o conjunto de teste de impacto do jato para polpa de caulim com monitoramento e controle de vazão.

O procedimento de perda de massa e a análise de corrosão localizada seguiram as normas ASTM G31 e ASTM G46 conforme mostrado anteriormente na seção 6.1.1.


Figura 577 - Sistema de teste de Jato impingimento com 3 amostras

Fonte: Elaborada pela autora

Testes de jato impingimento são comumente usados para alcançar alta tensão de cisalhamento, até 2000 Pa. No entanto, a possibilidade de analisar o comportamento da erosão-corrosão em duas condições hidrodinâmicas no mesmo corpo de prova e também testar o efeito de uma inclinação entre o corpo de prova e o jato em fenômenos de erosão-corrosão nos faz usar este método de teste também para baixas taxas de cisalhamento.

6.3.2.2 Resultados do teste de jato impingimento

Ao analisar taxas de corrosão uniformes de amostras de jato impingimento, uma atenção deve ser tomada, Tabelas 21 e 22, uma vez que os resultados dos espécimes incluem duas regiões hidrodinâmicas diferentes: região estagnada para r \leq 2rjet (127mm²) e Wall Jet para 2rjet \leq r \leq 4rjet (380mm²), Figura 54. A tensão de cisalhamento foi obtida a partir da r/rjet = 2 (0,4Pa) e para r/rjet = 4 (1,1Pa para água de processo e 1,7 para polpa de Caulim).

Amostra	Região Hidrodinâmica	Tensão de cisalhamento na parede [Pa] ⁽¹⁾	Mecanismo de corrosão (Uniforme/ Localizada)	Taxa de corrosão uniforme (mm/ano [MPY])	Taxa de penetração (mm/ano [MPY])
1 (0º)	Estagnado	-	Ambos	0,484 [19]	1,12 [44]
	Jato na parede	0,4 - 1,0			0,73 [29]
2 (0º)	Estagnado	-	Ambos	0,510 [20]	0,78 [31]
	Jato na parede	0,4 – 1,7			0,90 [35]
3 (8º)	Estagnado	-	Ambos	0,410 [16]	0,56 [22]
	Jato na parede	0,4 - 1,7			0,68 [27]

Tabela 21 - Taxas de corrosão para API 5L X65 PSL1 (km23) 6h imerso em água de processo por 360h a 24 \pm 3°C e 101kPa N₂ (99,999%).

Fonte: Elaborada pela autora

Tabela 22 - Taxas de corrosão para API 5L X65 PSL1 (km23) 6h imerso em polpa de caulim de pH ácido por 360h a $24\pm3^{\circ}$ C e 101kPa N₂ (99,999%).

Amostra	Região Hidrodinâmica	Tensão de cisalhamento na parede [Pa] ⁽¹⁾	Mecanismo de corrosão (Uniforme/ Localizada)	Taxa de corrosão uniforme (mm/ano [MPY])	Taxa de penetração (mm/ano [MPY])
1 (0º)	Estagnado	-	Ambos	0,155 [6]	0,41 [16]
	Jato na parede	0,4 - 1,0			0,27 [11]
2 (0º)	Estagnado	-	Ambos	0,184 [7]	0,39 [15]
	Jato na parede	0,4 – 1,7			0,34 [13]
3 (8º)	Estagnado	-	Ambos	0,157 [6]	0,39 [15]
	Jato na parede	0,4 - 1,7			0,32 [12]

Fonte: Elaborada pela autora



Figura 588 - Gráfico de resultados de Jato impingimento da taxa de corrosão uniforme

Fonte: Elaborada pela autora





Fonte: Elaborada pela autora

A água de processo mostrou-se mais corrosiva do que a polpa de caulim para a mesma tensão de cisalhamento. Portanto, durante a operação de um duto, as tensões de cisalhamento sobre o tubo são mais de 100 vezes maiores com caulim do que com água e isso deve ser considerado para análises futuras.

CONSIDERAÇÕES FINAIS

A comparação das composições revelou que as amostras KM-0 e KM-23 são praticamente equivalentes em termos de teores de elementos de liga, com a exceção do alumínio, que é ligeiramente maior na amostra KM-23, ainda que considerado residual. Quanto ao teor de carbono, tanto as amostras KM-0 quanto KM-23 estavam próximas do limite superior para o grau X65M, mas abaixo do limite para tubos temperados e revenidos (X65Q), que é a condição de entrega típica para tubos sem costura.

Por outro lado, a amostra do tubo novo apresentou um teor de carbono aproximadamente quatro vezes menor que os tubos KM-0 e KM-23, juntamente com uma significativa redução nas impurezas como enxofre e fósforo. O duto novo, também, mostrou um leve aumento no teor de manganês, possivelmente para compensar o menor teor de carbono e manter a resistência em um nível satisfatório. Importante notar que a diferença de cerca de 20 anos entre a produção do novo duto e os outros pode ser um fator de consideração para futuras investigações sobre a possível baixa qualidade na fabricação de dutos antigos.

A diferença significativa na dureza das amostras foi atribuída à baixa porcentagem de carbono e menor quantidade de impurezas, como o enxofre, na amostra do tubo novo, o que reduz possíveis pontos frágeis e melhora a soldabilidade. No entanto, a baixa dureza pode indicar menor resistência mecânica. Como a resistência à erosão e abrasão está ligada à dureza, fez-se a utilização de outros metais de liga, como Vanádio, Nióbio, Boro, entre outros, para garantir adequada resistência.

Os resultados mostram que a amostra KM-0 apresentou limite de escoamento abaixo do mínimo especificado, e a amostra KM-23 também apresentou desvio padrão alto, sugerindo falta de homogeneidade. As amostras do novo tubo apresentaram valores dentro das especificações.

O tubo novo demonstrou maior energia absorvida e expansão lateral nos testes de impacto à temperatura ambiente, devido ao menor teor de carbono, além do processo de fabricação e microestrutura bainítica, que favoreceram a alta tenacidade. As amostras KM-23 e KM-0, apesar de terem dureza e composição química semelhantes, mostraram diferenças na energia absorvida e redução de área. Isso pode ser atribuído ao teor de enxofre mais elevado na amostra KM-23, evidenciado

por inclusões ricas em enxofre detectadas. A tenacidade global foi alta para todas as amostras, sem indicação de fragilidade nas condições testadas.

Os resultados das taxas de corrosão, obtidos pela técnica de perda de massa, RPL, e os dados da técnica de espectroscopia de impedância eletroquímica (EIS) foram analisados conjuntamente. Observou-se que a taxa de corrosão apresenta um comportamento bifásico, com uma redução inicial até o sétimo dia, seguida de uma diminuição mais lenta até o final do período observado. Paralelamente, os gráficos de Nyquist da EIS indicaram um aumento gradual na resistência à polarização até o sétimo dia, momento a partir do qual se verificou um incremento mais acentuado dessa resistência. Essa análise comparativa sugere uma correlação entre os métodos RPL e EIS no que diz respeito à dinâmica da corrosão ao longo do tempo.

Em resumo, para as três amostras de aço carbono, apenas a amostra do tubo novo atendeu a todos os requisitos PSL2 para API 5L grau X65. A amostra de tubo novo teve maior homogeneidade microestrutural, maior resistência mecânica e maior tenacidade. Porém, em termos de dureza, foi a amostra com os menores valores, principalmente devido ao menor teor de carbono presente em sua composição. Considerando que o tubo deve suportar danos por abrasão e erosão, é interessante que o material tenha alta dureza. Assim, também é necessário observar os resultados dos testes de impacto e abrasão do jato para garantir uma seleção correta do material.

Em quesitos operacionais, a partir da seleção da amostra de polpa de menor pH, ainda sendo o cenário de corrosividade mais crítico quando comparada a outros cenários de variação de polpa, é importante verificar que esta ainda é menos corrosiva que a água. Ao operar o duto com água, a taxa de corrosão é estabilizada com o passar do tempo e, ao intercalar a produção, a película formada pela água desaparece, retornando à condição inicial desta taxa, sendo ainda mais prejudicial à integridade do duto.

Desta maneira, é recomendado, e preferível, o bombeamento constante de polpa e a hibernação provisória do duto com solução apropriada de água e aditivos para preservação do ativo. Faz-se necessário fóruns específicos para tratar sobre a influência das bactérias redutoras de sulfato, a presença de oxigênio e a qualidade da manufatura dos tubos.

Para trabalhos futuros, pretende-se aprofundar os estudos com foco em outros fatores contribuintes para o desgaste do aço como:

- Influência das bactérias redutoras de sulfato;

- Influência da presença de oxigênio;
- Qualidade da manufatura dos tubos.

REFERÊNCIAS

AGUIRRE, J.; WALCZAK, M.; ROHWERDER, M. The mechanism of erosioncorrosion of API X65 steel under turbulent slurry flow: Effect of nominal flow velocity and oxygen content. **Wear**, v. 438-439, 203053, 2019. https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.203053.

AL-BUKHAITI, M. A. *et al.* Effect of impingement angle on slurry erosion behaviour and mechanisms of 1017 steel and high-chromium white cast iron. **Wear**, v. 262, n. 9-10, p. 1187-1198, 2007. https://doi.org/10.1016/j.wear.2006.11.018.

ANM. Agência Nacional de Mineração. **Caulim**, 2018. Disponível em: https://www.gov.br/anm/pt-br/centrais-de-conteudo/publicacoes/serie-estatisticas-eeconomia-mineral/sumario-mineral/pasta-sumario-brasileiro-mineral-2018/caulim_sm_2018. Acesso em 10 Ago. 2023.

API. American Petroil Institute. **Specification 5L**: Line Pipe. 46th ed. Washington, DC: American Petroil Institute, 2018.

ASTM E45. Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel. **ASTM International**, v. 1, n. 1, p. 1–20, 2018.

ASTM E45. Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel. ASTM International, v. 1, n. 1, p. 1–20, 2018.

BARGE, M. *et al.* Experimental and numerical study of the ploughing part of abrasive wear. **Wear**, 255, n. 1-6, p. 30-37, 2003. https://doi.org/10.1016/S0043-1648(03)00159-5.

BELATO ROSADO, D. *et al.* Latest developments in mechanical properties and metallurgical features of high strength line pipe steels. **International Journal Sustainable Construction & Design**. 4, 2013. https://doi.org/10.21825/scad.v4i1.742.

BRUM, S. M. Influência da granulometria, concentração de sólidos e composição mineralógica nas propriedades reológicas e variáveis de transporte de polpa de bauxita por mineroduto. 2017. 192f. Tese (Doutorado) -Universidade Federal do Pará. Instituto de Tecnologia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Recursos Naturais da Amazônia, Belém, 2017.

CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 7. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008. 590p

CLARK, H. M.; LLEWELLYN, R. J. Assessment of the erosion resistance of steels used for slurry handling and transport in mineral processing applications. **Wear**, v. 250, n. 1-12, p. 32-44, 2001. https://doi.org/10.1016/S0043-1648(01)00628-7.

DAVIS, J.R. Metals Handbook Desk Edition, Second Edition, 1998.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. New York: McGraw-Hill Book Company, 1961.

DUAN, H. *et al.* Effect of microstructure and crystallographic orientation characteristics on low temperature toughness and fracture behavior of pipeline steels. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 17, p. 3172-3185, 2022. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.02.043.

EL-DANAF, E. *et al.* Mechanical, microstructure and texture characterization of API X65 steel. **Materials & Design**, v. 47, p. 529-538, 2013. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.12.031.

ELEMUREN, R. *et al.* Slurry erosion-corrosion of 90 AISI 1018 steel elbow in saturated potash brine containing abrasive silica particles. **Wea**r, v. 410-411, p. 149-155, 2018. https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.06.010.

ELLIOT, P. Designing to Minimize Corrosion. In: CRAMER, S. D.; COVINO JR, B. (eds). **Corrosion**: Fundamentals, Testing, and Protection. Vol. 13A. ASM International, 2003, p. 929–939. https://doi.org/10.31399/asm.hb.v13a.a0003703.

FINNIE, I. Erosion of surfaces by solid particles. **Wear**, v. 3, n. 2, p. 87–103, 1960. https://doi.org/10.1016/0043-1648(60)90055-7.

FRIMPONG, S.; SZYMANSKI, J.; CHANGIRWA, R. M. M. Oil sands slurry and waste recycling mechanics in a flexible pipeline system. **Resources, conservation and recycling**, v. 39, n. 1, p. 33-50, 2003. https://doi.org/10.1016/S0921-3449(02)00119-2.

FROSELL, T.; FRIPP, M.; GUTMARK, E. Investigation of slurry concentration effects on solid particle erosion rate for an impinging jet. **Wear**, v. 342-343, p. 33-43, 2015. https://doi.org/10.1016/j.wear.2015.08.003.

GANDHI, B. K.; SINGH, S. N.; SESHADRI, V. Study of the parametric dependence of erosion wear for the parallel flow of solid–liquid mixtures. **Tribology linternational**, v. 32, n. 5, p. 275-282, 1999. https://doi.org/10.1016/S0301-679X(99)00047-X.

GREWAL, H. S.; AGRAWAL, Anupam; SINGH, H. Identifying erosion mechanism: A novel approach. **Tribology Letters**, v. 51, p. 1-7, 2013. https://doi.org/10.1007/s11249-013-0156-4.

GROOVER, M. P. Introdução aos processos de fabricação, 1ª edição, 2014, cap. 12.

GU, Y. *et al.* Non-isothermal prior austenite grain growth of a high-Nb X100 pipeline steel during a simulated welding heat cycle process. **Materials & Design**, v. 89, p. 589-596, 2016. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.09.039.

GUO, B. *et al.* Effect of finish rolling temperature on the microstructure and tensile properties of Nb–Ti microalloyed X90 pipeline steel. **Metals**, v. 6, 323, 2016. https://doi.org/10.3390/met6120323.

HASHEMI, S. H.; MOHAMMADYANI, D. Characterisation of weldment hardness, impact energy and microstructure in API X65 steel. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 98, p. 8-15, 2012. doi: 10.1016/j.ijpvp.2012.05.011.

HUTH, S. Metallic materials for tribocorrosion systems. In: LANDOLT, D.; MISCHLER, S. (eds). **Tribocorrosion of Passive Metals and Coatings**. Woodhead Publishing, 2011, p. 265–295. https://doi.org/10.1533/9780857093738.2.265.

IPT. Instituto de Pesquisas Tecnológicas. **Avaliação técnica das condições de integridade e de gestão de riscos do mineroduto do sistema minas-rio - etapa 1**. Disponível em: https://brasil.angloamerican.com/~/media/Files/A/Anglo-American-Group/Brazil/sustentabilidade/meio-ambiente/parecer-tecnico-ipt-21079-301.pdf. Acesso em 10 Ago. 2023.

ISLAM, M. A. *et al.* Erosion enhanced corrosion and corrosion enhanced erosion of API X-70 pipeline steel. **Wear**, v. 302, n. 1-2, p. 1592-1601, 2013. https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.01.041.

ISLAM, M. A.; FARHAT, Z. N. Effect of impact angle and velocity on erosion of API X42 pipeline steel under high abrasive feed rate. **Wear**, v. 311, n. 1-2, p. 180-190, 2014. https://doi.org/10.1016/j.wear.2014.01.005.

ISLAM, M. A.; FARHAT, Z. N. The synergistic effect between erosion and corrosion of API pipeline in CO2 and saline medium. **Tribology International**, v. 68, p. 26-34, 2013. https://doi.org/10.1016/j.triboint.2012.10.026.

JAVAHERI, V.; PORTER, D.; KUOKKALA, V-T. Slurry erosion of steel–Review of tests, mechanisms and materials. **Wear**, v. 408, p. 248-273, 2018. https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.05.010.

JI, L. K. *et al.* Influence of dual-phase microstructures on the properties of high strength grade line pipes. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 23, p. 3867-3874, 2014a. https://doi.org/10.1007/s11665-014-1184-4.

JI, X. *et al.* Effect of heat treatment on the slurry erosion resistance of high strength steel DP980. **International Journal of Materials Research**, v. 105, n. 5, p. 487-492, 2014b. https://doi.org/10.3139/146.111042.

KESANA, N. R. *et al.* Effect of particle size and liquid viscosity on erosion in annular and slug flow. **Journal of Energy Resources Technology**, v. 136, n. 1, 012901, 2014. https://doi.org/10.1115/1.4024857.

KIRKALDY, J. S.; THOMSON, B. A.; BAGANIS, E. A. Prediction of Multicomponent Equilibrium and Transformation Diagrams for Low Alloy Steels. In: KIRKALDY, J. S. (org.). **Hardenability concepts with applications to steel**: proceedings of a symposium held at the Sheraton-Chicago Hotel, October 24-26, 1977. Metallurgical Society of AIME,1978.

KOWSARI, K. *et al.* The effects of dilute polymer solution elasticity and viscosity on abrasive slurry jet micro-machining of glass. **Wear**, v. 309, n. 1-2, p. 112-119, 2014. https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.11.011.

KRAUSS, G. Microstructures, Processing, and Properties of Steels. In: **Properties and Selection**: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. ASM International, 2018, p. 126–139. https://doi.org/10.31399/asm.hb.v01.a0001008. LEVY, A. V. The solid particle erosion behavior of steel as a function of microstructure. **Wear**, v. 68, n. 3, p. 269-287, 1981. https://doi.org/10.1016/0043-1648(81)90177-0.

LI, L.; D.Y. LI, D. Y. Understanding the influence of microstructure features on the erosion resistance of low-carbon pipeline steel through computational simulation. **Wear**, v. 301, n. 1-2, p. 70–75, 2013. https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.01.042.

LINDGREN, M.; PEROLAINEN, J. Slurry pot investigation of the influence of erodent characteristics on the erosion resistance of austenitic and duplex stainless-steel grades. **Wear**, v. 319, n. 1-2, p. 38-48, 2014. https://doi.org/10.1016/j.wear.2014.07.006.

LINS, V. F. C. *et al.* Strategies for corrosion inhibition of slurry pipelines prior to commissioning. **Rem: Revista Escola de Minas**, v. 69, n. 2, p. 161-166, 2016. https://doi.org/10.1590/0370-44672015690084.

LLEWELLYN, R. J.; YICK, S. K.; DOLMAN, K. F. Scouring erosion resistance of metallic materials used in slurry pump service. **Wear**, v. 256, n. 6, p. 592-599, 2004. https://doi.org/10.1016/j.wear.2003.10.002.

LU, B. T.; LU, J. F.; LUO, J. L. Erosion–corrosion of carbon steel in simulated tailing slurries. **Corrosion Science**, v. 53, n. 3, p. 1000-1008, 2011. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2010.11.034.

MACCHINI, R.; BRADLEY, M. S. A.; DENG, T. Influence of particle size, density, particle concentration on bend erosive wear in pneumatic conveyors. **Wear**, v. 303, n. 1-2, p. 21-29, 2013. https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.02.014.

MANSOURI, A.; SHIRAZI, S. A.; MCLAURY, B. S. Experimental and numerical investigation of the effect of viscosity and particle size on the erosion damage caused by solid particles. In: **Fluids Engineering Division Summer Meeting**. American Society of Mechanical Engineers, 2014. https://doi.org/10.1115/FEDSM2014-21613.

MASSARANI, G., VASCONCELOS DE ANDRADE, L.E E SANTANA, C.C. Fluidodinâmica de partículas sólidas em fluido não-newtoniando. Anais do XVIII ENEMP, N. Friburgo, 1990.

MISHRA, B; PAK, J. J. Corrosion in the Mining and Mineral Industry. In: CRAMER, S. D.; COVINO JR, B. (eds). **Corrosion: Environments and Industries**. Vol. 13C. ASM International, 2006, p. 1076–1082. https://doi.org/10.31399/asm.hb.v13c.a0004219.

NEVILLE, A.; REYES, M.; XU, H. Examining corrosion effects and corrosion/erosion interactions on metallic materials in aqueous slurries. **Tribology International**, v. 35, n. 10, p. 643-650, 2002. https://doi.org/10.1016/S0301-679X(02)00055-5.

O'FLYNN, D. J. *et al.* A model to predict the solid particle erosion rate of metals and its assessment using heat-treated steels. **Wear**, v. 248, n. 1-2, p. 162-177, 2001. https://doi.org/10.1016/S0043-1648(00)00554-8.

OKA, Y. I.; YOSHIDA, T. Practical estimation of erosion damage caused by solid particle impact: Part 2: Mechanical properties of materials directly associated with erosion damage. **Wear**, v. 259, n. 1-6, p. 102-109, 2005. https://doi.org/10.1016/j.wear.2005.01.040.

OKONKWO, P. C. *et al.* Effect of erosion on corrosion of API X120 steel in relation to erodent particle size. **Journal of Iron and Steel Research International**, v. 27, p. 691-701, 2020. https://doi.org/10.1007/s42243-019-00338-3.

PICKERING, F. B. **Physical metallurgy and the design of steels**. London: Applied science publishers, 1978.

PICKERING, F. B. Physical Metallurgy of Stainless-Steel Developments. International Metals Reviews, v. 21, p. 227–268, 1976.

RUFINO, R. L. Análise da velocidade crítica de escoamento e estudo reológico de polpas de caulim da bacia do rio capim em dutos circulares

SANTOS, M. C. *et al.* Investigação do processo de corrosão causado pela polpa de bauxita em mineroduto de aço carbono. **Matéria**, v. 20, n. 1, p. 178-184, 2015. https://doi.org/10.1590/S1517-707620150001.0018.

SARE, I. R.; MARDEL, J. I.; HILL, A. J. Wear-resistant metallic and elastomeric materials in the mining and mineral processing industries - an overview. **Wear**, v. 250, n. 1-12, p. 1-10, 2001. https://doi.org/10.1016/S0043-1648(01)00622-6.

SHANG, T. *et al.* Erosion-corrosion and its mitigation on the internal surface of the expansion segment of N80 steel tube. **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, v. 28, p. 98-110, 2021. https://doi.org/10.1007/s12613-020-2086-0.

SHIN, S. Y. *et al.* Correlation of microstructure and charpy impact properties in API X70 and X80 line-pipe steels. **Materials Science and Engineering: A**, v. 458, n. 1-2, p. 281-289, 2007. https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.12.097.

SHITOLE, P. P. *et al.* Effect of impacting particle kinetic energy on slurry erosion wear. **Journal of Bio-and Tribo-Corrosion**, v. 1, p. 1-9, 2015. https://doi.org/10.1007/s40735-015-0028-6.

SINHA, S. L.; DEWANGAN, S. K.; SHARMA, A. A review on particulate slurry erosive wear of industrial materials: In context with pipeline transportation of mineral– slurry. **Particulate Science and Technology**, v. 35, n. 1, p. 103-118, 2017. https://doi.org/10.1080/02726351.2015.1131792.

SMYTH, D.; LESSARD, R. G.; MINDEN, F. Steel Tubular Products. In: **Properties and Selection**: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. ASM International, 2018, p. 327–336. https://doi.org/10.31399/asm.hb.v01.a0001020.

SUNDARARAJAN, G.; ROY, M.; VENKATARAMAN, B. Erosion efficiency-a new parameter to characterize the dominant erosion micromechanism. **Wear**, v. 140, n. 2, p. 369-381, 1990. https://doi.org/10.1016/0043-1648(90)90096-S.

TOTTEN, G. E.; XIE, L.; FUNATANI, K. **Handbook of mechanical alloy design**. Boca Raton: CRC press, 2003. https://doi.org/10.1201/9780203913307.

TRUSCOTT, G. F. A literature survey on abrasive wear in hydraulic machinery. **Wear**, v. 20, n. 1, p. 29-50, 1972. https://doi.org/10.1016/0043-1648(72)90285-2.

TSAI, W. J. A. I. *et al.* Experimental measurement of accelerated erosion in a slurry pot tester. **Wear**, v. 68, n. 3, p. 289-303, 1981. https://doi.org/10.1016/0043-1648(81)90178-2.

VALÉCIO, M. Novos materiais prolongam a vida útil de tubulações. **Minérios e Minerais**, 2015. Disponível em: https://revistaminerios.com.br/novos-materiaisprolongam-a-vida-util-de-tubulacoes/. Acesso em 10 Ago. 2023.

WANG, B.; LIAN, J. Effect of microstructure on low-temperature toughness of a low carbon Nb–V–Ti microalloyed pipeline steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 592, p. 50-56, 2014. https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.10.089.

WANG, W. *et al.* Understanding the effect of tensile stress on erosion-corrosion of X70 pipeline steel. **Construction and Building Materials**, v. 342, Part B, 127972, 2022. https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2022.127972.

WANG, Y-F.; YANG, Z-G. Finite element model of erosive wear on ductile and brittle materials. **Wear**, v. 265, n. 5-6, p. 871-878, 2008. https://doi.org/10.1016/j.wear.2008.01.014.

WOOD, R. J. K. Tribocorrosion. In: COTTIS, M. G. *et al.* (eds.). **Shreir's Corrosion**, Elsevier, 2010, p. 1005–1050. https://doi.org/10.1016/B978-044452787-5.00041-X.

XIE, Y. *et al.* Wear resistance of materials used for slurry transport. **Wear**, v. 332, p. 1104-1110, 2015. https://doi.org/10.1016/j.wear.2015.01.005.

YOUNG, J. P.; RUFF, A.W. Particle Erosion Measurements on Metals. The Journal of Engineering Materials and Technology, v. 99, n. 2, p. 121–125, 1977. https://doi.org/10.1115/1.3443420.

ZENG, L.; ZHANG, G. A.; GUO, X. P. Erosion–corrosion at different locations of X65 carbon steel elbow. **Corrosion Science**, v. 85, p. 318-330, 2014. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2014.04.045.

ZHANG, C.; CHENG, Y. F. Corrosion of welded X100 pipeline steel in a near-neutral pH solution. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 19, p. 834-840, 2010. https://doi.org/10.1007/s11665-009-9580-x.

ZHU, Z.; WANG, H.; YU, J.; DOU, J. On the Kaolinite Floc Size at the Steady State of Flocculation in a Turbulent Flow. **PLoS ONE** 11(2): e0148895. https://doi.org/10.1371/journal.pone.0148895

ZUO, X.; ZHOU, Z.. Study of pipeline steels with acicular ferrite microstructure and ferrite-bainite dual-phase microstructure. **Materials Research**, v. 18, n. 1, p. 36-41, 2015. https://doi.org/10.1590/1516-1439.256813.