

VINÍCIUS MOTA DA CRUZ GOMES

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO E À FADIGA DO AÇO API
5L X70**

Guaratinguetá-SP

2016

VINÍCIUS MOTA DA CRUZ GOMES

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO E À FADIGA DO AÇO API
5L X70**

Trabalho de Graduação apresentado ao Conselho de Curso de Graduação em Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Graduação em Engenharia Mecânica.

Orientador (a): Prof. Dr. Marcelino
Pereira do Nascimento

Guaratinguetá-sp

2016

G63
3a

Gomes, Vinícius Mota da Cruz

Avaliação de resistência à corrosão e à fadiga do aço API 5L X70 /
Vinícius Mota da Cruz Gomes – Guaratinguetá, 2016.

64 f : il.

Bibliografia: f. 63-64

Trabalho de Graduação em Engenharia Mecânica – Universidade
Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2016.

Orientador: Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento

1. Corrosão por fadiga 2. Aço de alta resistência 3. Ligas de aço

I. Título

CDU 620.195

VINÍCIUS MOTA DA CRUZ GOMES

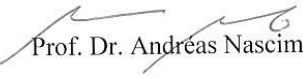
ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO
PARTE DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE
"GRADUADO EM ENGENHARIA MECÂNICA"
APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA


Prof. Dr. MARCELO SAMPAIO MARTINS
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO
Orientador/UNESP-FEG


Prof. Dr. SÉRGIO FRANCISCO DOS SANTOS
UNESP-FEG


Prof. Dr. Andréas Nascimento
UNESP-FEG

Dezembro de 2016

de modo especial, à minha mãe Luzinete, que me apoiou em todas fases do meu desenvolvimento acadêmico e humano, foi a grande incentivadora para que eu continuasse no curso, e a todos que me apoiaram de alguma forma a continuar a me dedicar e a Deus

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus, fonte da vida e da graça. Agradeço pela minha vida, minha inteligência, minha família e meus amigos,

ao meu orientador, *Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento* que jamais deixou de me incentivar. Sem a sua orientação, dedicação e auxílio, o estudo aqui apresentado seria praticamente impossível e por ser um grande amigo.

a minha mãe *Luzinete*, que apesar das dificuldades enfrentadas, sempre incentivou meus estudos.

ao *Prof. Dr. Roberto UNESP-FEG departamento de química*, pelo auxílio e gentileza na realização da limpeza da camada corroída dos corpos de provas.

às funcionárias da Biblioteca do Campus de Guaratinguetá pela dedicação, presteza e principalmente pela vontade de ajudar.

Agradeço também a Agência Nacional do Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis (ANP), a Financiadora de Estudos e Projetos (FINEP) e ao Ministério da Ciência, Tecnologia e Inovação (MCTI), que por meio do Programa de Recursos Humanos da ANP para o setor de Petróleo e Gás PRH-ANP/MCTI nº 48 (PRH48) apoiou financeiramente este trabalho.

GOMES, V. M. C. **Avaliação de resistência à corrosão e à fadiga do aço API 5L X70**. 2016 55 f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2016.

RESUMO

Esta pesquisa tem por objetivo estudar o comportamento em fadiga de um aço microligado de alta resistência, grau API 5L X70 (utilizado em linhas dutoviárias de escoamento de óleo e gás), antes e após exposição a ambiente agressivo de corrosão por névoa salina, conforme recomendações da norma ASTM E466 e ASTM B117, respectivamente, a fim de simular as condições a que estão submetidas as estruturas e instalações *offshore* em ambiente marítimo. Esforços cíclicos de baixa frequência, comuns nesses ambientes marítimos, podem favorecer e facilitar a ação corrosiva do ambiente (o qual é dependente do tempo), cuja ação sinérgica corrosão-fadiga pode resultar na fratura catastrófica de toda a instalação, de forma inesperada e em curto espaço de tempo, com consequências econômicas e ambientais de grandes proporções. E devido a tais aspectos maléficos a esses *risers* (dutos utilizados para prospecção de óleo e gás), foram ensaiados corpos de provas desse aço em corrosão e fadiga. Os resultados em corrosão foi de uma perda média de 0,224% em massa após uma limpeza da camada corroída, que resultou em uma superfície com rugosidade $R_a = 3,55 \mu\text{m}$, $R_z = 23,58 \mu\text{m}$ e $R_t = 35,77 \mu\text{m}$ rugosidade extremamente alta, se comparada anteriormente a qual era de $R_a = 0,169 \mu\text{m}$, $R_z = 1,79 \mu\text{m}$ e $R_t = 2,76 \mu\text{m}$, resultando em uma sensibilização do aço no ensaio em fadiga, diminuindo sua capacidade de carga em 22% e sua vida em fadiga para a mesma tensão de 30000 ciclos para 1225 ciclos, assim corroborando a hipótese da corrosão reduzir sua vida em fadiga, decorrente de seu ataque a superfície.

PALAVRAS-CHAVE: Corrosão. Fadiga. API 5L X70.

GOMES, V. M. C. **Resistance rating corrosion and fatigue of API 5L X70 steel welded by submerged arc**. 2016. 55 f. Graduate Work (Graduate in Mechanical Engineering) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2016.

ABSTRACT

The objective of this research was to study the fatigue behavior of a high-strength, API grade 5L X70 microalloyed steel (used in oil and gas runoff pipelines), before and after exposure to aggressive corrosion environment by saline mist, according to recommendations Of ASTM E466 and ASTM B117, respectively, in order to simulate the conditions to which offshore structures and installations are subjected in a marine environment. Cyclic stresses of low frequency, common in these marine environments, can favor and facilitate the corrosive action of the environment (which is time dependent), whose synergistic corrosion-fatigue action can result in catastrophic fracture of the whole installation, unexpectedly and in Short time, with large economic and environmental consequences. And due to such evil aspects to these risers, bodies of evidence of this steel in corrosion and fatigue were tested. The corrosion results were of an average loss of 0.224 mass% after cleaning of the corroded layer, which resulted in a surface roughness $R_a = 3.55 \mu\text{m}$, $R_z = 23.58 \mu\text{m}$ and $R_t = 35.77 \mu\text{m}$ extremely roughness High, if compared to $R_a = 0.169 \mu\text{m}$, $R_z = 1.79 \mu\text{m}$ and $R_t = 2.76 \mu\text{m}$, resulting in a sensitization of the steel in the fatigue test, reducing its load capacity by 22% and its life In fatigue for the same voltage from 30000 cycles to 1225 cycles, thus corroborating the hypothesis of corrosion reducing its life in fatigue, due to its attack on the surface..

KEYWORDS: Corrosion. Fatigue. API 5L X70.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Mapa das Bacias de Petróleo e Gás no Brasil.....	14
Figura 2 - Processo UOE-SAW (Submerg Arc Welding).....	20
Figura 3 - Evolução do desenvolvimento dos aços API 5L com o tempo.....	21
Figura 4 - Processo de laminação controlada com e sem resfriamento acelerado.	22
Figura 5 - Configuração dos <i>risers</i> : a) <i>risers</i> vertical b) em catenária c) e d) configuração de catenária complexa.	26
Figura 6 - Configuração de <i>risers</i> em catenária complexa, através de flutuadores.....	27
Figura 10 - Diagrama S-N ou Curva de Wöhler.....	31
Figura 7- Tensão Alternada.	33
Figura 8- Tensão Flutuante.....	33
Figura 9 - Tensões Irregulares Aleatórias.....	33
Figura 11- Esquema de escoamento em torno de corpo afilado e um rombudo.	38
Figura 12 - Escoamento de óleo em torno de um cilindro circular em função do Número de Reynolds.....	39
Figura 13- Corpo de prova cilíndrico.	43
Figura 14- Corpo de prova plano	44
Figura 15- Corpos de prova pintados.	45
Figura 16 – Em um torno CNC e corpo de prova sendo lixado.	46
Figura 17 - Corpos de prova logo após a corrosão.....	46
Figura 18 - Máquina de Salt Spray (Equilam).....	47
Figura 19 - Limpeza dos corpos de prova.	47
Figura 20- Corpos de prova após a limpeza da corrosão.....	48
Figura 21 – Máquina servohidráulica de ensaios INSTRON 8801.	49
Figura 22 - Material base do X70 ampliação de 200X.....	51
Figura 23 - Material base do X70 ampliação 500X.....	51
Figura 24 - Material base do X70 ampliação 1000X.....	52
Figura 25 - Gráfico do ensaio de tração do corpo de prova 5, retirado no sentido longitudinal do tubo.....	54
Figura 26 - Perda de massa do aço X70.	55

Figura 27 - Gráfico de fadiga das amostras de X70 com e sem corrosão número de ciclos por tensão.	57
Figura 28 – Gráfico log (número de ciclos) x log (tensão) de fadiga do aço X70 com e sem corrosão.	57
Figura 29 - Micrografia da superfície fratura do corpo de prova 4 de aço X70.	59
Figura 30 - Nucleação de trinca no corpo de prova 4.	60
Figura 31 - Superfície de fratura indicado região fibrosa e opaca.	60

Quadro 1 - Principais projetos de aços API 5L das quais a USIMINAS S.A foi fornecedora.	24
Quadro 2 - PSL1 Requerimento de porcentagem de elementos químicos.	18
Quadro 3- PSL2 Requerimento de porcentagem por elemento químico.	18
Quadro 4 - Tensão Requerida pela PSL1.	19
Quadro 5 - Tensão Requerida pela PSL2.	19
Quadro 6 - Gastos com corrosão.	29
Quadro 7 - Requisitos padrão do aço API 5L X70.	42

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Comparação entre risers rígidos e flexíveis.	26
Tabela 2 - Fatores admissíveis de desenho de fadiga.	37
Tabela 4 - Composição química do aço X70, aço para tubo PSL2, com espessura de parede menor que 25 mm com valores médios requeridos pela API.....	50
Tabela 5 – Parâmetros obtidos no ensaios de tração.	53
Tabela 6 - Dados dos corpos de prova ensaiados em fadiga.	58

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ANP	Agência Nacional do Petróleo.
API	American Petroleum Institute.
ARBL	Alta Resistência Baixa Liga.
ASTM	American Society for Testing and Materials.
CTOD	Crack Tip Opening Displacement.
DNV	Det Norske Veritas.
HFW	High Frequency Welding.
HIC	Hydrogen Induced Cracking.
HSLA	High Steel Low Alloy.
ONU	Organização das Nações Unidas.
PIB	Produto Interno Bruto.
PSL	Product Specification Level.
SAW	Submerged Arc Welding.
TMCR	Thermomechanical Controlled Rolling.
TMCP	Thermomechanical Controlled Process.
ZTA	Zona Termicamente Afetada.

LISTA DE SÍMBOLOS

B	Boro
Cr	Cromo
C	Carbono
Ni	Niquel
H	Hidrogênio
Nb	Nióbio
Ti	Titânio
V	Vanádio
σ_e	Tensão de escoamento.
$\sigma_{m\acute{a}x}$	Tensão máxima.
σ_{rup}	Tensão de ruptura.
σ_a	Tensão amplitude.
σ_{min}	Tensão mínima.
α	Ferrita.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	13
1.1	O CONSUMO DE PETRÓLEO E INVESTIMENTOS NO BRASIL	13
1.2	O GÁS NATURAL NO BRASIL	14
1.3	O INCENTIVO ÀS PESQUISAS COM <i>RISERS</i>	15
1.4	OBJETIVO	16
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	17
2.1	ABORDAGEM DAS NORMAS API 5L E DNV	17
2.1.1	Norma DNV	17
2.1.2	Norma API.....	17
2.2	OS PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DE TUBOS.....	19
2.3	AÇOS DE GRAU API 5L ARBL	20
2.4	AÇOS PARA TUBOS API FABRICADOS NO BRASIL.....	23
2.4.1	Microestrutura encontrada em aços API 5L	25
2.5	COLAPSO EM DUTOS SUBMARINOS	25
2.5.1	<i>Risers</i>	25
2.6	CORROSÃO	27
2.7	CUSTOS COM A CORROSÃO	28
2.7.1	Resistência à corrosão.....	29
2.8	HISTÓRIA DA FADIGA	30
2.9	FADIGA EM METAIS	31
2.10	FADIGA EM DUTOS SUBMARINOS	36
2.11	VIBRAÇÕES INDUZIDAS POR VÓRTICES (VIV´S).....	37
2.11.1	Considerações para VIV´S em tubos submarinos.....	40
3	MATERIAL E MÉTODOS.....	42
3.1	MATERIAL UTILIZADO	42
3.2	ANÁLISE QUÍMICA	42
3.3	MICROGRAFIA	42
3.4	ENSAIO DE TRAÇÃO	43
3.5	ENSAIO DE CORROSÃO POR NÉVOA SALINA(<i>SALT SPRAY</i>).....	44
3.6	ENSAIO DE FADIGA	48
3.7	ANÁLISE FRACTOGRÁFICA	49
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	50
4.1	ANÁLISE QUÍMICA	50
4.2	MICROGRAFIA	50
4.3	RESULTADOS DO ENSAIO DE TRAÇÃO.....	52
4.4	ENSAIO EM NÉVOA SALINA (<i>SALT SPRAY</i>)	54
4.5	ENSAIO DE FADIGA.....	56
4.6	ANÁLISE POR MEV DA SUPERFÍCIE FRATURADA	58
5	CONCLUSÃO	62
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	63

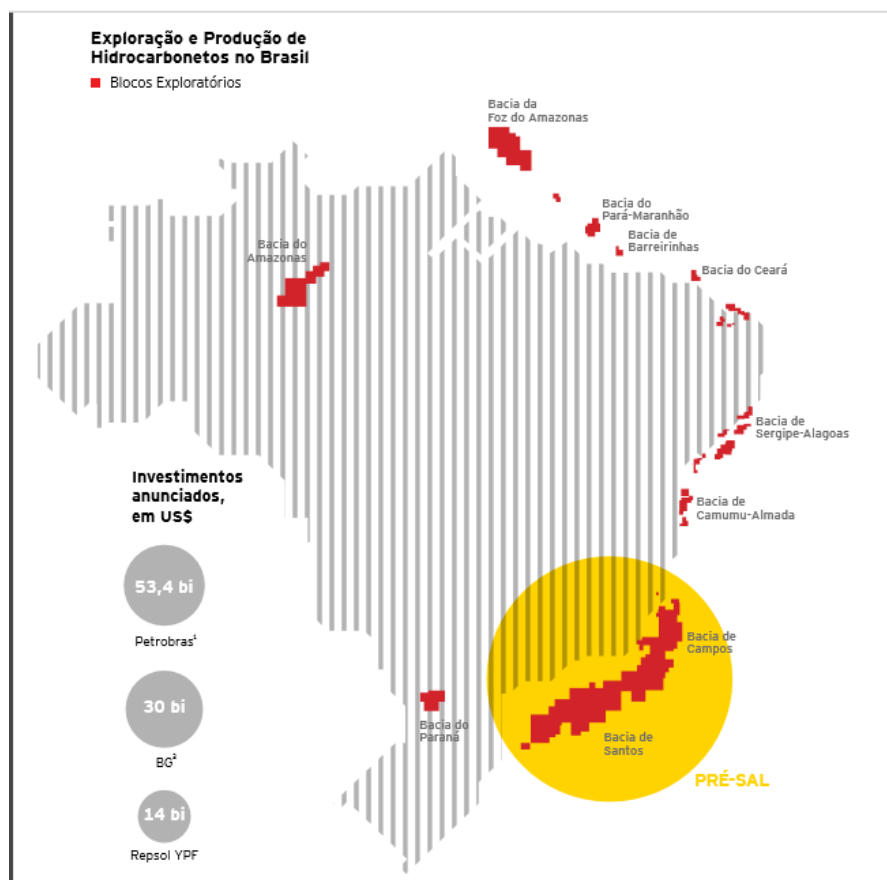
1 INTRODUÇÃO

1.1 O CONSUMO DE PETRÓLEO E INVESTIMENTOS NO BRASIL

Os combustíveis fósseis são hoje importantes insumos consumidos por todos os setores da economia e deles dependem a produção e a comercialização de qualquer bem e serviço. Assim a trajetória futura de seu valor de mercado tem um interesse muito importante para qualquer economia. A atual produção de petróleo hoje no mundo é da ordem de 52,99 milhões de litros/hora, mas, com a evolução da tecnologia, novos poços têm sido descobertos nas bacias do Brasil, Golfo do México e na Costa da Guiné e que poderão entrar em operação. Atuais projeções indicam que a produção de petróleo deve aumentar em 59,61 milhões de litros/hora para atender a demanda esperada em 2020. O Brasil, com a utilização de novas tecnologias de análise geológicas, tem descoberto novas jazidas de petróleo a cerca de 1500 a 3000 m de lâmina de água, localizadas nas Bacias de Santos, Campos e Espírito Santo, assim duplicando suas reservas. Além disso, o desenvolvimento da camada pré-sal coloca o Brasil em uma nova condição no setor de petróleo e gás, garantindo o atendimento da demanda até 2020 (ERNST;YOUNG, 2014).

As operações de prospecção de petróleo e gás em grandes profundidades e a distâncias que chegam a 300 km da costa têm levado a Petrobrás a procurar novas opções como bases de apoios, terminais oceânicos e centros de operações remotas para a garantia da produção e segurança operacional. A Petrobrás tem anunciado juntamente com outras empresas um total de US\$250 bi em investimentos no pré-sal até o ano de 2020, sendo: Petrobrás, US\$ 53,4 bilhões (2011-2015), BG, US\$ 30 bilhões, Repsol YPF, US\$ 14 bilhões (ERNST;YOUNG, 2014). A Figura 1 apresenta um mapa das bacias onde se encontra o petróleo na bacia brasileira.

Figura 1 - Mapa das Bacias de Petróleo e Gás no Brasil.



Fonte: (ERNST;YOUNG, 2014).

1.2 O GÁS NATURAL NO BRASIL

O gás natural começa a ter uma relevância na produção energética do Brasil com a entrada em operação dos campos de pré-sal e assim o aumento da distribuição de gás (ERNST;YOUNG, 2014).

O Brasil no ano de 2010 consumiu cerca de 61,7 milhões de m³/dia, sendo 45% de produção própria, 43% importada da Bolívia e 12% importado em forma de gás natural liquefeito de Trinidad e Tobago e da Nigéria. Entre os anos de 2000 e 2010 a produção brasileira subiu 5% ao ano e ao mesmo tempo sua taxa de importação da Bolívia subiu 16% ao ano, isso de um contrato de 20 anos, que será renegociado em 2019 , quando o Brasil chegará a um consumo de 176 milhões de m³/dia (ERNST;YOUNG, 2014).

Estima-se que a produção de gás natural no período de 2010 a 2020 irá aumentar com a entrada em funcionamento do Campo de Mexilhão (gás não associado), na Bacia de Santos do Pré-Sal, com 70 milhões de metros cúbicos de reserva e 10 milhões de m³/dia, a Bacia de

Camarupim no Espírito Santo, com produção de 10 milhões de m³/dia (ERNST;YOUNG, 2014).

A maioria das reservas de gás natural do Brasil é formada pelo chamado gás associado ao petróleo (no caso o gás esta juntamente com o petróleo,). Uma parte desse gás é queimada na produção de petróleo, o que se deve à falta de tecnologia de escoamento. A regulamentação da ANP (Agencia Nacional do Petróleo Gás Natural e Biocombustíveis) estipula que somente 3% desse gás associado pode ser queimado na produção de petróleo, assim priorizando um melhoramento da infraestrutura de escoamento de gás na produção do pré-sal, sendo que 13% da produção de gás da Petrobrás é utilizada pela própria empresa (ERNST;YOUNG, 2014).

1.3 O INCENTIVO ÀS PESQUISAS COM RISERS.

Com os incentivos à exploração *offshore* de petróleo e gás, crescem as necessidades de maior segurança na prospecção e no transporte desses hidrocarbonetos. Por isso, surge a necessidade da utilização de aços com excelentes características como: boa soldabilidade, boa conformabilidade, excelente resistência mecânica, resistência à corrosão, etc. Para o caso dos tubos utilizados em *linepipes* (como os que são objeto de estudo do presente trabalho), eles são normalizados para utilização submarina conforme normas API 5L e DNV (Det Norske Veritas), que recomendam a utilização de recobrimento de proteção catódica ou polimérica, sendo assim classificados como *risers* rígidos. Os *risers* rígidos são economicamente mais baratos e apresentam maior capacidade de carga que os *risers* flexíveis, sendo mais utilizado em águas profundas. No Brasil os poços petrolíferos citados se encontram em grandes profundidades, tornando imprescindível o estudo desses dutos, pois um acidente pode paralisar completamente a produção, perdendo milhões de litros de petróleo e causando danos irreparáveis ao meio ambiente, como o ocorrido no acidente do oleoduto 16"-PE-PCM-6/PCM-5, que interliga as plataformas PCM-5 e PCM-6. Assim foi acionado o plano PEVO-SEAL que paralisou a produção dos poços e despressurizou os oleodutos, paralisando as plataformas interligadas. Esse acidente só demonstra a importância de intensificar-se as inspeções em dutos marinhos (AGÊNCIA NACIONAL DO PETRÓLEO, 2015), os quais sofrem corrosão e fadiga causada por correntes marinhas (VIV), ondas e cardumes.

No Brasil entre 2012 e 2015 foram relatados à ANP, 13 acidentes envolvendo *risers* entre rígidos e flexíveis, número menor que o apresentado por países que utilizam os mesmos

equipamentos e operam em condições similares que as brasileiras. Contudo, a ANP acredita que um dos motivos por essa relativamente baixa quantidade de acidentes decorre do fato de que muitos deles não são reportados. A título de comparação, na Noruega, onde a média é de 25 acidentes por ano, dos 76 acidentes registrados entre 2000 e 2012, 71 foram em *risers* flexíveis e cinco em *risers* rígidos (AGÊNCIA NACIONAL DO PETRÓLEO, 2015).

1.4 OBJETIVO

O trabalho tem o objetivo de caracterizar a vida em fadiga de um aço API 5L X70 depois de ter sofrido corrosão acelerada em nevoa salina (de acordo com a norma ASTM B117 e ASTM G1), simulando uma situação ambiental agressiva como enfrentada pelos *risers* rígidos, em atividades petrolíferas.

O trabalho contemplará:

- Caracterização microestrutural, dimensional e mecânica do aço API 5L X70 de fabricação nacional.
- Análise da resistência à fadiga e à corrosão em ambiente corrosivo de NaCl do aço API 5L X70.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 ABORDAGEM DAS NORMAS API 5L E DNV

2.1.1 Norma DNV

A norma DNV-OS-F201 fornece conceitos de desenvolvimento, construção e operação de dutos submarinos. O objetivo dessa norma é construção, operação e garantia quanto à segurança à proteção do meio ambiente; fornece padrão aceitável internacional de segurança para sistemas de *riser*, e define os conceitos mínimos de construção, operação e abandono, por meio de documento técnico para o comprador e o contratante (VERITAS, 2013).

2.1.2 Norma API

Os aços utilizados para transporte de óleo e gás são padronizados pela norma API 5L a qual define a classe dos aços pela sua resistência mecânica (terminologia: X mais o limite de resistência em ksi). A partir de 2000 a API definiu uma divisão entre duas classes de tubos: a PSL1 PSL2. A PSL1 com a classe de A X70 (inclusive), com as mesmas especificações anteriores à norma atual, no qual foi restrito os teores de enxofre e fósforo dos aços; já a PSL2 abrange à classe B até X80 e novos requisitos no ensaio Charpy, e novos limites nos teores de enxofre e fósforo (LÚCIA; BRITO; NUNES, 2000).

A composição química dos aços é um importante requisito, já que se deve tomar cuidado na adição de elementos de liga, pois a adição pode alterar a soldabilidade do tubo de acordo com sua espessura. A análise dos elementos de liga deve ser levada em consideração retirar: e acrescentar (carbono, manganês, fósforo, enxofre, cromo, nióbio, cobre, molibdênio, níquel, silício, titânio e vanádio). E se a análise determinar 0,001% de boro, não deve se considerar boro na composição, e qualquer outro elemento adicionado durante a produção do aço deve ser adicionado para desoxidação. Os Quadros 2 e 3 de requisitos mínimos e máximos de composição química para PSL1 e PSL2, são apresentadas de acordo com a norma API 5L (AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, 2007).

Quadro 1 - PSL1 Requerimento de porcentagem de elementos químicos.

Grau e classe	Maximo Carbono	Maximo Manganês	Fósforo		Maximo Enxofre	Maximo Titânio	Outros
			Maximo	Minimo			
sem costura							
A25, Cl I	0.21	0.60		0.030	0.030		
A25, Cl II	0.21	0.60	0.045	0.080	0.030		
A	0.22	0.90		0.030	0.030		
B	0.28	1.20		0.030	0.030	0.04	b, c, d
X42	0.28	1.30		0.030	0.030	0.04	c, d
X46, X52, X56	0.28	1.40		0.030	0.030	0.04	c, d
X60 ^f	0.28	1.40		0.030	0.030	0.04	c, d
X65 ^f , X70 ^f	0.28	1.40		0.030	0.030	0.06	c, d
Soldado							
A25, Cl I	0.21	0.60		0.030	0.030		
A25, Cl II	0.21	0.60	0.045	0.080	0.030		
A	0.22	0.90		0.030	0.030		
B	0.26	1.20		0.030	0.030	0.04	b, c, d
X42	0.26	1.30		0.030	0.030	0.04	c, d
X46, X52, X56	0.26	1.40		0.030	0.030	0.04	c, d
X60 ^f	0.26	1.40		0.030	0.030	0.04	c, d
X65 ^f	0.26	1.45		0.030	0.030	0.06	c, d
X70 ^f	0.26	1.65		0.030	0.030	0.06	c, d

Fonte:(AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, 2007).

Quadro 2- PSL2 Requerimento de porcentagem por elemento químico.

Grau	Maximo de Carbono	Maximo de Manganês	Maximo de Fósforo	Maximo de Enxofre	Maximo de Titânio	Outros
Sem solda						
B	0.24	1.20	0.025	0.015	0.04	c, d, e
X42	0.24	1.30	0.025	0.015	0.04	c, d
X46, X52, X56, X60 ^f	0.24	1.40	0.025	0.015	0.04	c, d
X65 ^f , X70 ^f , X80 ^f	0.24	1.40	0.025	0.015	0.06	c, d
Soldado						
B	0.22	1.20	0.025	0.015	0.04	c, d, e
X42	0.22	1.30	0.025	0.015	0.04	c, d
X46, X52, X56	0.22	1.40	0.025	0.015	0.04	c, d
X60 ^f	0.22	1.40	0.025	0.015	0.04	c, d
X65 ^f	0.22	1.45	0.025	0.015	0.06	c, d
X70 ^f	0.22	1.65	0.025	0.015	0.06	c, d
X80 ^f	0.22	1.85	0.025	0.015	0.06	c, d

Fonte:(AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, 2007).

As propriedades de tensão para os tubos PSL 1 Graus A25, A, B, X42, X46, X52, X56, X60, X65 e X70 devem estar em conformidade com os requisitos de tensão especificados no Quadro 4 (AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, 2007).

As propriedades de tensão para os tubos PSL 2 classes B, X42, X46, X52, X56, X60, X65, X70 e X80 devem estar em conformidade com os requisitos de tensão especificados no Quadro 5 (AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, 2007).

Quadro 3 - Tensão Requerida pela PSL1.

Grau	Limite de Elasticidade		Resistência à tração final, Mínimo		Alongamento em 2" (50,8 mm), Mínima porcentagem
	psi	MPa	psi	MPa	
A25	25,000	(172)	45,000	(310)	a
A	30,000	(207)	48,000	(331)	a
B	35,000	(241)	60,000	(414)	a
X42	42,000	(290)	60,000	(414)	a
X46	46,000	(317)	63,000	(434)	a
X52	52,000	(359)	66,000	(455)	a
X56	56,000	(386)	71,000	(490)	a
X60	60,000	(414)	75,000	(517)	a
X65	65,000	(448)	77,000	(531)	a
X70	70,000	(483)	82,000	(565)	a

Fonte:(AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, 2007).

Quadro 4 - Tensão Requerida pela PSL2.

Grau	Limite de Elasticidade Mínimo		Limite de Elasticidade Máximo		Resistência à tração final, Mínimo		Resistência a tração final, Maxima		Alongamento em 2" (50,8 mm) Mínima porcentagem
	psi	MPa	psi	MPa	psi	MPa	psi	MPa	
B	35,000	(241)	65,000 ^d	(448)	60,000	(414)	110,000	(758)	a
X42	42,000	(290)	72,000	(496)	60,000	(414)	110,000	(758)	a
X46	46,000	(317)	76,000	(524)	63,000	(434)	110,000	(758)	a
X52	52,000	(359)	77,000	(531)	66,000	(455)	110,000	(758)	a
X56	56,000	(386)	79,000	(544)	71,000	(490)	110,000	(758)	a
X60	60,000	(414)	82,000	(565)	75,000	(517)	110,000	(758)	a
X65	65,000	(448)	87,000	(600)	77,000	(531)	110,000	(758)	a
X70	70,000	(483)	90,000	(621)	82,000	(565)	110,000	(758)	a
X80	80,000	(552)	100,000 ^e	(690)	90,000	(621)	120,000	(827)	a

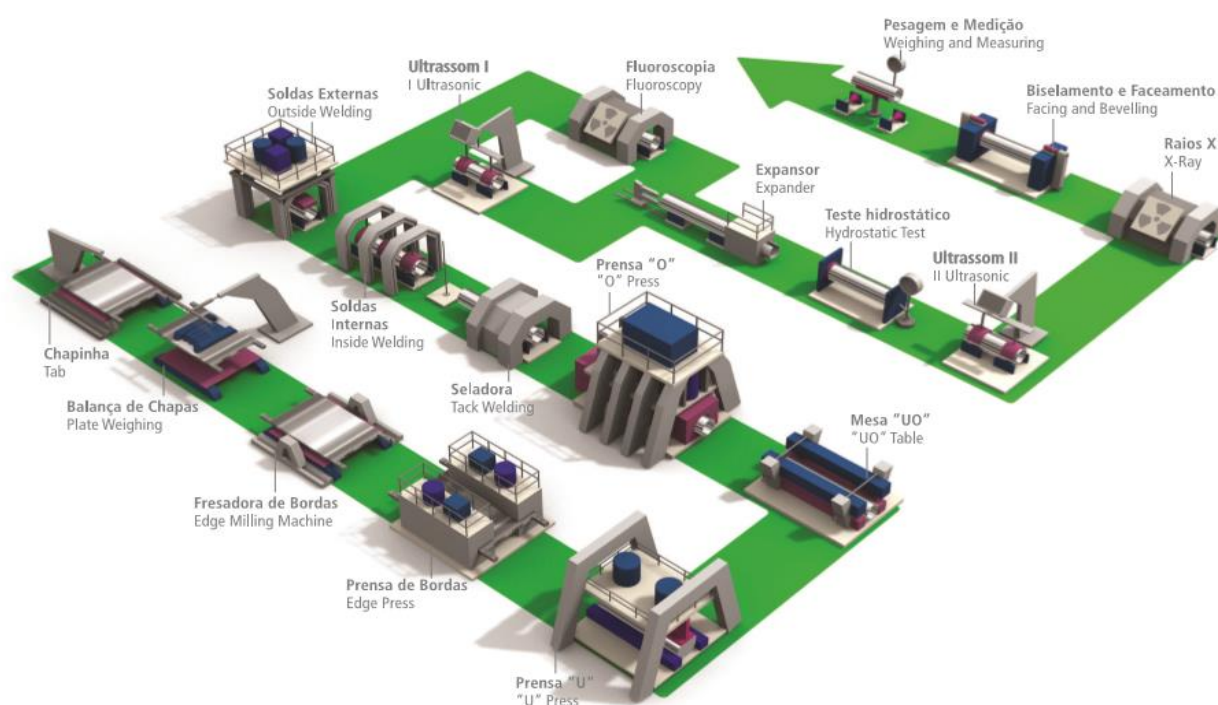
Fonte:(AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, 2007).

2.2 OS PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DE TUBOS

O processo “UOE-SAW” é a conformação mecânica a frio do aço para formação do tubo, e inicia-se com a conformação da chapa de aço em formato de “U”, depois em formato circular de “O”, seguido de soldagem longitudinal, via arco submerso (SAW-“*Submerged Arc Welding*”). Por fim, após a conformação e soldagem, o tubo então é expandido (“E”,

“expansion”) para se adequar à norma API 5L que determina o diâmetro e as tolerâncias a serem seguidas. A expansão (E) se dá entre 0,3% e 1,5% do tubo. Ao final do processo é feita a inspeção não destrutiva para verificação estrutural do tubo, como: análise visual, ensaio de fluoroscopia, ensaio por ultrassom na extensão da solda e ensaio hidrostático. Em alguns tubos é feito a retirada de amostra para ensaios de tração, dobramento, impacto Charpy e análises de composição química, sendo todas as análises e inspeções padronizadas por norma específica (LEITE, 2011). A Figura 2 demonstra o processo UOE, empregado pela empresa Tenaris Confab na fabricação de tubos UOE-SAW.

Figura 2 - Processo UOE-SAW (Submerg Arc Welding).



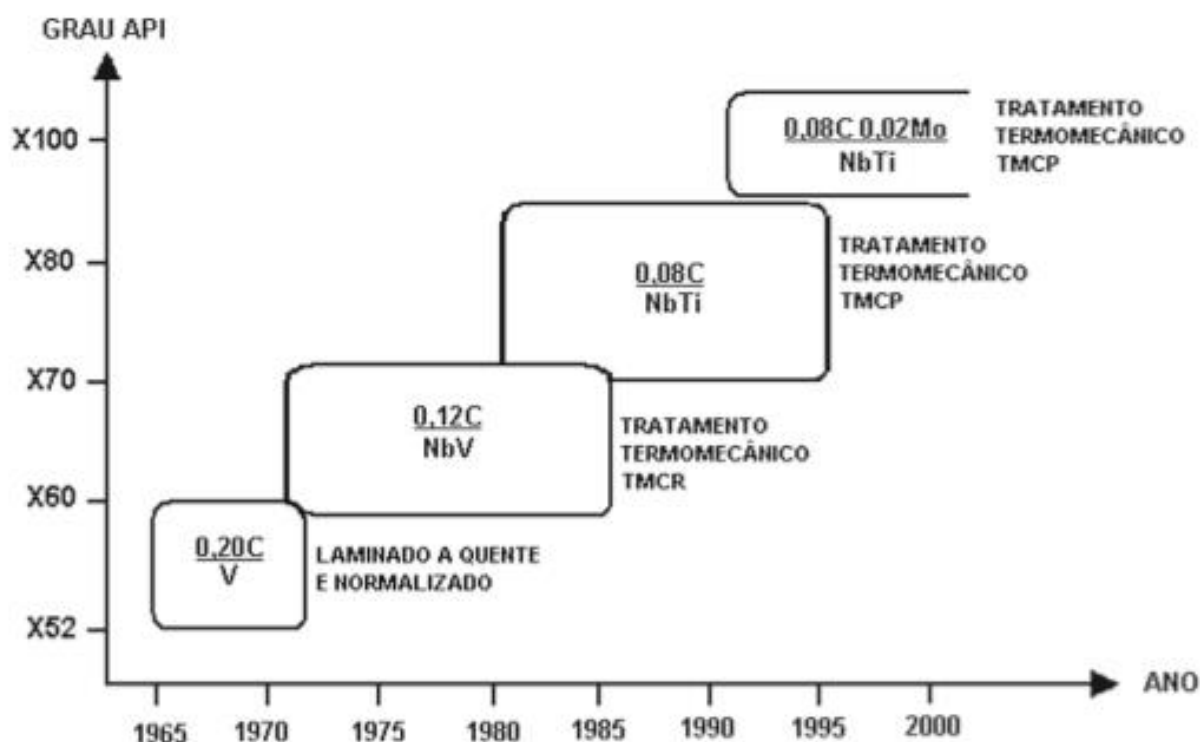
Fonte: Tenaris Confab S.A.

2.3 AÇOS DE GRAU API 5L ARBL

Até meados de 1960, os tubos eram produzidos com adição de carbono e manganês, isso fazia com que os aços tivessem baixa soldabilidade e tenacidade. Porém já se conseguia aço de grau X60, o qual era baseado no processo de laminação a quente, seguido de normalização. Sua porcentagem de carbono era em torno de 0,20 a 0,25% com percentuais altos de enxofre comparados com os atuais aços (CASANOVA *et al.*, 2013).

A partir da década de 1970 foi desenvolvida a chamada laminação controlada ou (*Thermomechanical Controlled Rolling*) TMCR, que possibilitou a produção de aços com maior tenacidade, microestrutura com grão reduzido, menor teor de carbono e boa soldabilidade, dando origem aos aços ARBL (Alta Resistência Baixa Liga ou microligados) ou do inglês HSLA (*high steel low alloy*). O processo TMCR tem menor custo comparado ao processo de laminação convencional, pois não é necessária a normalização ao fim do processo. Assim foi possível a fabricação de aços grau API 5L X60 com 0,03% de Nb (nióbio) e microestrutura perlítica-ferrítica de grão refinado e menor teor de carbono. Logo vieram os aços X65 e X70 com adição de V (vanádio) e Nb, apresentando estrutura de ferrita mais perlita e grãos refinados. Com essa estrutura o aço de grau X70 se tornou padrão mundial na construção de dutos, desde sua primeira utilização na Alemanha, ainda na década de 1970, até os dias de hoje. Mas com o avanço da tecnologia, aços com resistência maiores têm sido utilizados substituindo o de grau X70, como ilustrado na Figura 3 (CASANOVA *et al.*, 2013).

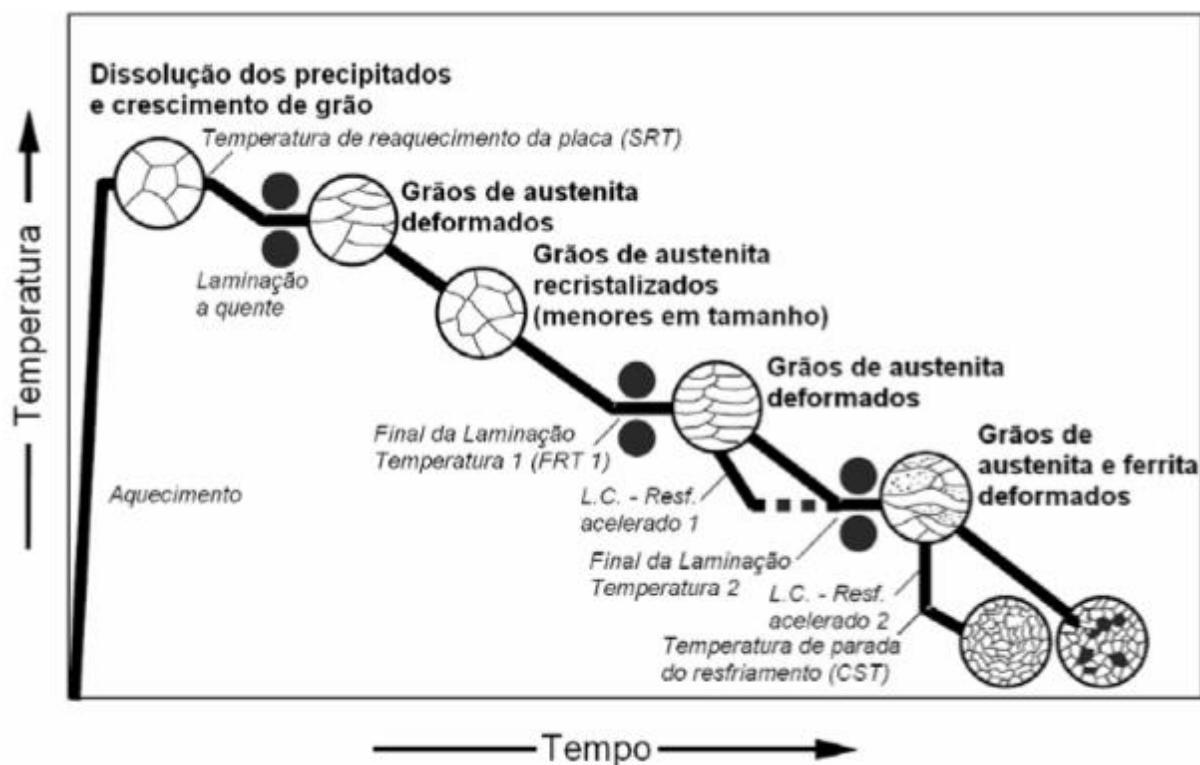
Figura 3 - Evolução do desenvolvimento dos aços API 5L com o tempo.



Fonte: (CASANOVA *et al.*, 2013).

Com o avanço da tecnologia, foram introduzidos a partir da década de 1980 melhorias no processo TMCR, com a inclusão do resfriamento acelerado, que consiste em resfriar rapidamente o material ao final da laminação, de 800 a 500°C, com posterior resfriamento ao ar. Essa técnica foi chamada de TMCP (*Thermomechanical Controlled Process*). É possível a obtenção de aços de grau X80 pelo método TMCR, mas é necessária maior quantidade de elementos de liga no processo, com adições de nióbio, níquel, molibdênio e vanádio, sendo esse o caminho abordado pela indústria nacional, apesar desse processo não prover propriedades de boa tenacidade e soldabilidade como o TMCP. Os aços X80 feitos pelo processo TMCP são ligados por Ni (0,08 a 0,10%), Cr (0,30%), C (0,04%) e estabilizados com titânio, esse sendo adicionado para prevenir os efeitos do nitrogênio e melhorar a tenacidade, o nióbio responsável por melhorar a resistência mecânica, refinando o grão e o aumento da temperatura de recristalização, o cromo responsável pela formação de bainita. Com esses elementos de liga consegue-se laminação em temperaturas mais altas, entre 860 a 820°C seguido de resfriamento rápido para formação de bainita (CASANOVA *et al.*, 2013). A Figura 4 ilustra um esquema de como é feita essa laminação.

Figura 4 - Processo de laminação controlada com e sem resfriamento acelerado.



Fonte:(YSHII; SERGIO; CHIODO, 2007).

Existem vários autores que apresentam trabalhos sobre aços de grau X100. Os autores apresentam a microestruturas que obtiveram no aço que desenvolveram contendo ferrita bainítica com ilhas dispersas de martensita, assim permitindo que a resistência fosse elevada, como resultado do resfriamento acelerado até 150°C, com controle anterior de laminação (LÚCIA; BRITO; NUNES, 2000). No início do terceiro milênio foi viabilizada a obtenção do grau X120 feita através do aperfeiçoamento do resfriamento acelerado, elevando as taxas de resfriamento e permitindo a têmpera direta logo após a laminação (GORNÍ; SILVEIRA; REIS, 2009).

2.4 AÇOS PARA TUBOS API FABRICADOS NO BRASIL

A Usiminas S/A começou a produzir chapas grossas de API em 1963 dos graus 5LA e 5LB, e logo depois foram desenvolvidos o X42 e X52(1969), X56 e X60(1975), X70(1984) e X80. Os graus X42 e X46 possuem baixo teor de manganês (Mn) e não possuem microligantes, já o X52 a X70 possuem alto teor de manganês (Mn) e microligantes. A Usiminas S/A utiliza molibdênio e baixo teor de carbono para se obter estrutura com ferrita acircular, e adições de cobre é feita com ligas de baixo teor de manganês, baixo teor de enxofre e cálcio, assim quando se deseja resistência ao (*hydrogen induced cracking*) HIC. No Quadro 1 mostra os principais projetos que a USIMINAS S.A participou na década de 1980 a 1990 (LÚCIA; BRITO; NUNES, 2000).

Quadro 5 - Principais projetos de aços API 5L das quais a USIMINAS S.A foi fornecedora.

<i>Ano</i>	<i>Grau</i>	<i>Ceq</i>	<i>Energ. Abs. e % frat. dúct (Charpy transv.)</i>	<i>Outros requisitos*</i>
1985	X65	$\leq 0,42\%$	-	-
1987	X65	$\leq 0,42\%$	-	-
1990	X65	$\leq 0,42\%$	62J/70% (-5°C)	DWTT transv. (-5°C) $\geq 75\%$,dureza ≤ 95 HRB
1991	X60	$\leq 0,40\%$	68J/90% (-20°C)	DWTT transv. (-20°C) $\geq 80\%$,resist. a HIC
1992	X65	-	60J/80% (-20°C)	Pcm $\leq 0,22\%$
1992	X70	$\leq 0,43\%$	-	-
1993	X60	$\leq 0,39\%$	$\geq 80\%$ (-20°C)	-
1993	X60	$\leq 0,40\%$	41J/80% (-10°C)	PCM $\leq 0,19\%$, tam. grão ferrítico ≥ 8 (ASTM), testes HIC, CTOD e SSCC.
1994	X70	$\leq 0,36\%$	54J/85% (-5°C)	% frat. dúc. DWTT transv.(-5°C) $\geq 85\%$
1995	X52	$\leq 0,41\%$	48J (-30°C)	% frat. dúc. DWTT transv.(-20) $\geq 85\%$, tam. grão ferrítico (ASTM) ≥ 9
1995	X70	$\leq 0,40\%$	71J (-20°C)	-
1996	X70	$\leq 0,36\%$	54J/85% (-5°C)	% frat. dúc. DWTT transv.(-5°C) $\geq 85\%$
1996	X70	$\leq 0,40\%$	71J (-20°C)	% frat. dúctil DWTT transv.(-10°C) $\geq 40\%$
1996	X70	$\leq 0,41\%$	-	-
1997	X70	$\leq 0,41\%$	-	-
1997	X70	$\leq 0,42\%$	72J (-20°C)	-
1997	X52	$\leq 0,41\%$	40J (-40°C)	% frat. dúctil DWTT transv.(-30°C) $\geq 75\%$
1997	X65	$\leq 0,41\%$	69J (-20°C)	-
1998	X70	$\leq 0,42\%$	72J (-20°C)	-
1998	X60	$\leq 0,42\%$	56J (-10°C)	-
1998	X60	$\leq 0,40\%$	69J (-20°C)	-
1999	X60	$\leq 0,40\%$	150J/80% (-30°C)	Pcm $\leq 0,22\%$;DWTT transv.(-30°C) $\geq 85\%$
1999	X60	$\leq 0,42\%$	41J/80% (-20°C)	% frat. dúctil DWTT transv.(-20°C) $\geq 80\%$
1999	X65	$\leq 0,42\%$	25J/80% (0°C)	% frat. dúctil DWTT transv.(0°C) $\geq 80\%$
1999	X70	$\leq 0,42\%$	78J/80% (-20°C)	% frat. dúctil DWTT transv.(-20°C) $\geq 80\%$

Fonte:(LÚCIA; BRITO; NUNES, 2000).

Na década de 1980 observa-se na Tabela 1 que os aços para uso em dutos têm exigências tais como ensaio Charpy em temperaturas baixas de -40°C, CTOD (*crack tip opening displacement* - deslocamento de trinca por entalhe), ensaios HIC (*hydrogen induced*

cracking - trinca induzida por hidrogênio) e SSCC (*sulphide stress corrosion cracking* – corrosão sob tensão)(LÚCIA; BRITO; NUNES, 2000).

2.4.1 Microestrutura encontrada em aços API 5L

A microestrutura encontrada nos aços API 5L são bem dependentes da composição química e dos processos de laminação e são geralmente (LÚCIA; BRITO; NUNES, 2000) constituídos de:

Ferrita poligonal/perlita: Os grãos de ferrita são apresentados em aços de laminação convencional, os quais sem resfriamento acelerando, são equiaxiais e apresentam pouca densidade de discordâncias,

Ferrita acircular: É conseguida com adição de elementos de liga como manganês em aproximadamente 2% e molibdênio entre 0,25 e 0,35%. A estrutura dela é de agulhas entrelaçadas,

Bainita: É difícil diferenciar a bainita da ferrita acircular por microscopia, já que bainita tem uma grande densidade de discordância e razão de aspecto maior que a ferrita acircular, sendo encontrada em pequenas quantidades em aço convencionais para tubos,

Austenita-Martensita: É identificada geralmente por microscopia eletrônica de varredura. Quando presente entre 6 a 7% proporciona redução da tenacidade ao material. É constituída de regiões de martensita, que se apresenta alongada ou massiva e tem alto relevo e contornos bem definidos, e austenita retida.

2.5 COLAPSO EM DUTOS SUBMARINOS

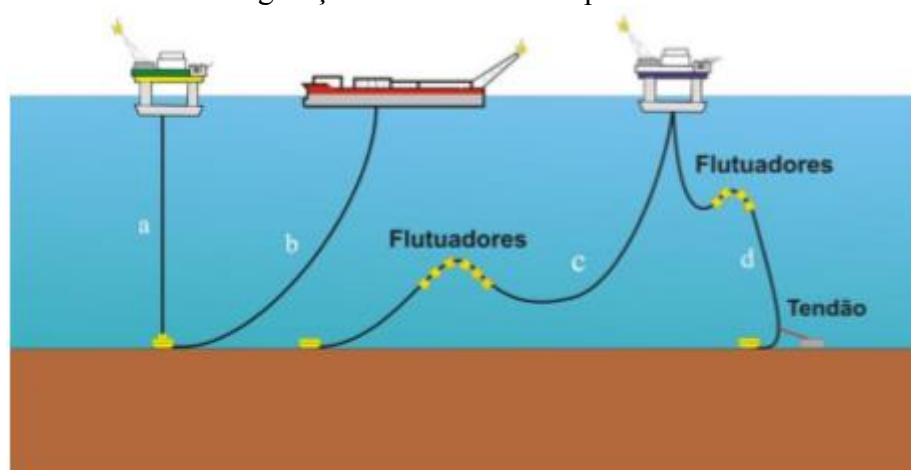
2.5.1 *Risers*.

Tubos utilizados em *offshore* são chamados de *risers*, considerados estruturas esbeltas por ter em pequena razão entre diâmetro e comprimento. Os *risers* são classificados como *risers* rígidos e flexíveis: sendo os rígidos constituídos de tubos de aço soldados, e os flexíveis constituídos de materiais poliméricos entrelaçados, que conferem isolamento e proteção (ARRUDA; MARTINS; LAGES, 2012).

Os *risers* flexíveis apresentam estrutura em catenária livre e complexa. Os *risers* rígidos, além de apresentarem as mesmas configurações dos flexíveis, apresentam a

configuração de *risers* tensionados no topo (*top tensioned Risers-TTR*), ou vertical, e outras configurações mais complexas que utilizam boias de sustentação (ARRUDA; MARTINS; LAGES, 2012). A Figura 5 ilustra a configuração do esquema das catenárias.

Figura 5 - Configuração dos *risers*: a) *risers* vertical; b) em catenária; c) e d) configuração de catenária complexa.



Fonte:(ARRUDA; MARTINS; LAGES, 2012).

Os *risers* em configuração de catenária tendem a sofrer menos com movimento das plataformas, por não terem que permanecer retilíneo. Assim, eles não sofrem comprometimento de sua integridade física, mas sofrem carregamentos de ondas, vento e correntes, mais severas em campos mais profundos, como os do pré-sal no Brasil(ARRUDA; MARTINS; LAGES, 2012). A Tabela 1 compara os *risers* rígidos e flexíveis.

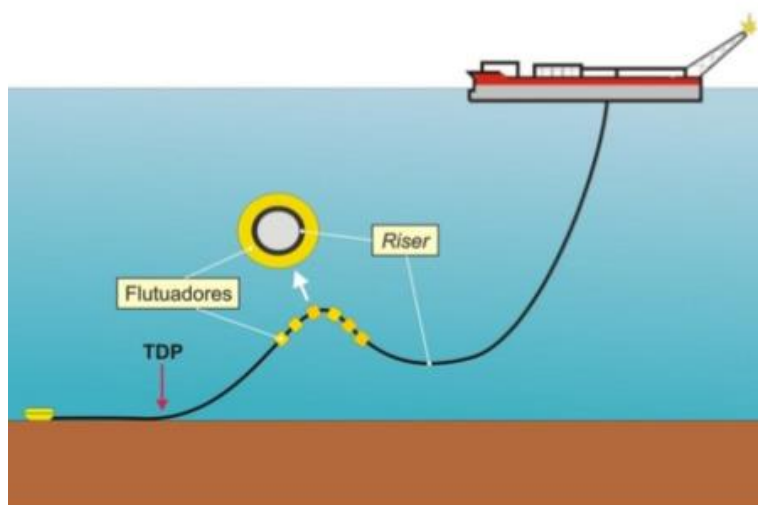
Tabela 1 - Comparação entre risers rígidos e flexíveis.

Flexíveis	Rígidos
Maior flexibilidade de traçado devido ao menor raio de curvatura.	Menor flexibilidade de traçado, devido ao maior raio de curvatura.
Menor sensibilidade aos acidentes no fundo do mar.	Maior sensibilidade aos acidentes no fundo do mar.
Baixa rigidez à flexão, permitindo ajustar-se aos movimentos da plataforma, e elevada rigidez axial.	Menor custo e são capazes de resistir a altas pressões, tornando sua utilização interessante em águas profundas e ultra profundas.

Fonte: Adaptado (LEÃO *et al.*, 2014).

O aumento da profundidade de exploração tem feito com que *risers* em configuração de catenária complexa sejam utilizados por ter em maior vida em fadiga para essas condições. Sua configuração com módulos flutuadores em sua parte intermediária, trazem benefícios a sua configuração pelo empuxo realizado pelos módulos. Seus requisitos de construção são regulamentados pela Norma DNV-OS-F201, que indica carregamentos hidrodinâmicos definidos por um carregamento de corrente por indução causado pelo movimento entre o tubo e a água que o cerca. Esse movimento pode ser decorrente de ondas, correntes e movimento relativo do tubo e forças indiretas, como o causado por movimento de navios (ARRUDA; MARTINS; LAGES, 2012; VERITAS, 2013). A Figura 6 ilustra a configuração de *risers* com flutuadores, formando uma catenária complexa.

Figura 6 - Configuração de risers em catenária complexa, através de flutuadores.



Fonte:(ARRUDA; MARTINS; LAGES, 2012).

2.6 CORROSÃO

Um aspecto difundido de corrosão é a deterioração do material por ação química ou eletroquímica, aliada ou não a esforços mecânicos. A deterioração que o ambiente causa ao material, por causa da sua interação físico-química com o ambiente, causa desde alteração estruturais até químicas, que tornam sua operação, por tais mudanças, inadequada ao seu uso (VICENTE, 2011).

Sendo um processo espontâneo de transformação de materiais metálicos e não metálicos, a corrosão diminui a durabilidade e o desempenho de peças e componentes, implicando no não atendimento dos propósitos a que foram destinados (VICENTE, 2011).

Alguns metais nobres são encontrados na natureza em condição metálica (como o ouro) diferente da maioria dos metais que são encontrados na forma de compostos, como óxidos e sulfetos metálicos. Desse modo, os metais costumam reagir espontaneamente com líquidos e gases do meio ambiente onde são expostos: o ferro “enferruja” ao ar e na água e a prata escurece em contato com o ar. Os compostos que possuem energia relativamente menor que a dos metais são mais estáveis (VICENTE, 2011).

Em alguns casos, considera-se que a corrosão é o inverso da metalurgia, já que na metalurgia se quer obter o metal a partir de minérios e outros compostos, e na corrosão, que oxida o material, o produto da corrosão se torna parecido com o minério onde foi extraído o metal. O óxido de ferro mais encontrado na natureza é a hematita (Fe_2O_3), e a ferrugem é o Fe_2O_3 hidratado, assim mostrando que o material tende a voltar ao seu estado mais estável de energia (VICENTE, 2011).

2.7 CUSTOS COM A CORROSÃO

Com o avanço da tecnologia, os custos com corrosão aumentaram e muito, pois em projetos de grandes instalações industriais, deve-se considerar problemas com corrosão, a fim de minimizar gastos futuros. O custo com corrosão foi pela primeira vez amplamente divulgado por Uhlig em 1949, na conferência científica sobre conservação e utilização de reservas minerais realizada em Nova York pela ONU, que estimou um gasto de 5,5 Bilhões de dólares com corrosão ao ano nos Estados Unidos. E em 1965 o *National Bureau Standards* publicava um relatório estimando em cerca de 10 Bilhões de dólares o gasto dos Estados Unidos. Após vários estudos sobre o tema foi estimado que o custo anual com corrosão é da ordem de 3,5% do PNB (Produto Nacional Bruto). O Quadro 6 apresenta a estimativa feita dos gastos com corrosão em 1993 de alguns países (VICENTE, 2011).

Quadro 6 - Gastos com corrosão.

País	PNB	Corrosão (US\$ bilhões)
EUA	6.300	220,5
Japão	4.200	147,0
Alemanha	1.750	61,25
França	1.280	44,8
Inglaterra	1.000	35,0
Itália	1.000	35,0
Canadá	550	19,25
Espanha	550	19,25
Brasil	507,4	17,76
China	420	14,7
Rússia	400	14,0
Austrália	330	11,55
México	325	11,37
Coreia do Sul	300	10,5
Argentina	259	9,06
Taiwan	250	8,75
Índia	230	8,05
Suécia	220	7,7
Finlândia	120	4,2

Fonte: (VICENTE,2011).

A estimativa apresentada o Quadro 7 permite concluir que quanto mais avançado tecnologicamente o País, mais elevado será os gastos com corrosão (VICENTE, 2011).

Em estudos encomendados pelo congresso americano, realizados entre 1999 e 2001, intitulado “*Corrosion Costs and Preventive Strategies in the United States of America*”, elaborado pelo *CC Technologies Laboratories Inc.* estimou-se um gasto (direto e indireto) da corrosão da ordem de 276 bilhões de dólares ou 3,1% do PIB dos Estados Unidos. Já no Brasil é estimado um custo de cerca de 15 Bilhões ou 3% PIB ao ano, sendo que o custo com combate a corrosão é em torno de 1,38% PIB ou 6,9 Bilhões ao ano (ABRACO- Associação Brasileira de Corrosão. Acesso em 10/08/2016).

2.7.1 Resistência à corrosão

Resistência à corrosão é um aspecto muito importante nos aços para tubos, pois em muitos casos necessita-se de camadas protetoras contra oxidação na camada exterior, ou por revestimento ou proteção catódica. A Norma DNV indica proteção até internamente. Além disso jazidas exploradas na década de 1950 já apresentavam H_2S , o qual reage com o CO_2 ,

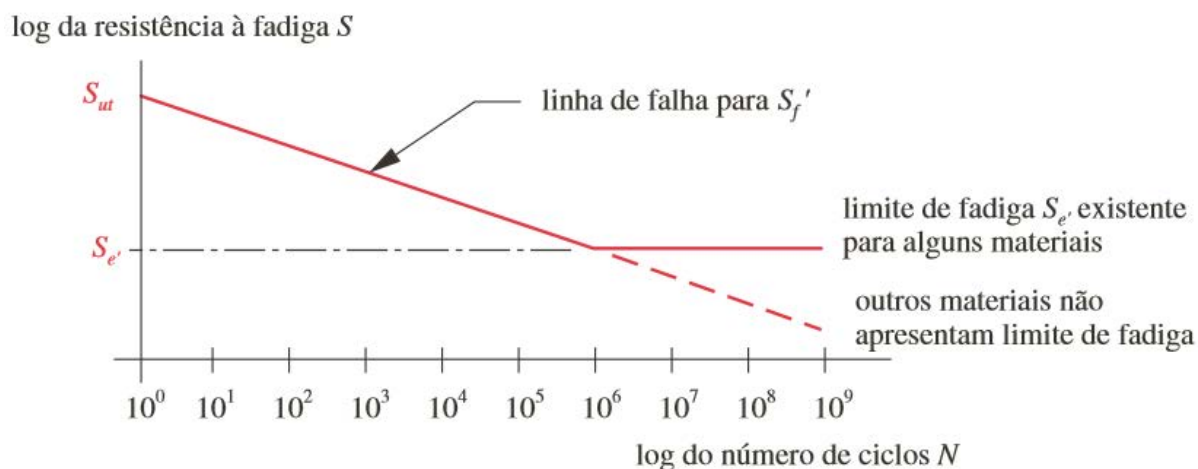
formando um gás ácido, que é extremamente corrosivo e que ataca a estrutura interna do tubo, causando a fragilização induzida por hidrogênio (HIC- *Hydrogen Induced Cracking*), o aparecimento dessa mistura de gases é decorrente do envelhecimento de jazidas petrolíferas. A proteção contra corrosão de acordo com a Norma API 5L deve cobrir todo o tubo excluindo-o da água e a sujeira vinda do transporte e do período de armazenamento do tubo, sendo o armazenamento considerado por um ano. O material de proteção deve ser capaz de proteger o tubo da corrosão e aderir a ele, sendo adequado o seu uso entre -46°C e $+66^{\circ}\text{C}$ (AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, 2007; GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009; VERITAS, 2013).

2.8 HISTÓRIA DA FADIGA

O fenômeno de fadiga foi observado pela primeira vez em 1800, após eixos ferroviários falharem abruptamente com pouco tempo de serviço e apresentarem fratura frágil mesmo sendo fabricados por material dúctil, no caso aço dúctil. Já em 1843 Rankine publicou um artigo dizendo sobre as falhas ocorridas nos eixos ferroviários. Ele dizia que o material tinha “recristalizado” e se tornado frágil por causa das cargas flutuantes. Na época os eixos haviam sido projetados baseados em conhecimento de carregamento estático, pois carregamentos dinâmicos apenas passaram a ter importância significativa a partir do desenvolvimento de motores a vapor. (NORTON, 2013).

Posteriormente, o engenheiro alemão August Wöhler, cujas descobertas foram publicadas em 1870, pesquisou por 12 anos o fenômeno da falha por fadiga, através de experimentos de laboratório nos quais ensaiava eixos até a eventual falha. Nestes ensaios Wöhler identificava o número de ciclos de tensão alternada que levavam a falhas, estabelecendo assim uma tensão limite de resistência à fadiga para aços (em milhões de ciclos). As curvas S-N ou “diagramas de Wöhler se tornaram um padrão para caracterizar materiais submetidos à fadiga (NORTON, 2013). A Figura 10 ilustra o gráfico log da tensão por log do número de ciclos, utilizado por Wöhler.

Figura 7 - Diagrama S-N ou Curva de Wöhler.



Fonte: (NORTON, 2013).

O termo fadiga foi descrita por Poncelet em 1839, a qual era um mecanismo ainda mal compreendido, à época, com características de fratura frágil em uma superfície dúctil, o que gerou especulações de que o material tinha ficado “cansado” por causa da oscilação de cargas. Então Wöhler provou que o material ainda se mantinha dúctil e resistente ao ensaiar partes do eixo em tração (NORTON, 2013).

A fadiga tem um custo muito elevado para a economia. Doling, *apud* Norton, sugere que o custo anual com fadiga é cerca de 100 bilhões de dólares, isso em 1982 nos EUA, correspondente a 3% do PIB daquele país, sendo esse custo em prevenção ou ocorrência de falhas por fadiga. O custo com fadiga pode envolver vidas humanas. Como o acidente com o primeiro avião a jato comercial de passageiros, o *Comet*, que se despedaçou em 1954, por causa da falha por fadiga devido à pressurização e despressurização da fuselagem. Mais recente (1988), um *Boeing 737* perdeu um terço de sua fuselagem voando a cerca de 7620 m de altitude. Ele conseguiu pousar com o mínimo de perdas humanas (NORTON, 2013).

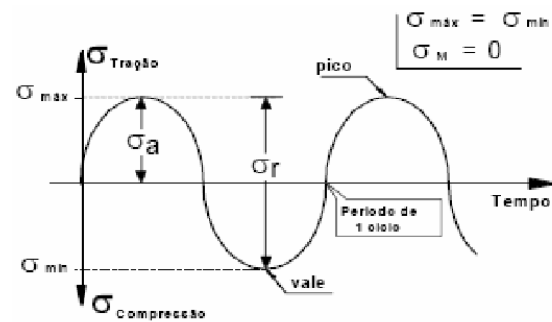
2.9 FADIGA EM METAIS

As falhas de materiais são algo complicado de se prever, mesmo que já se conheça os motivos de tais falhas, pelos os quais a seleção e o processamento de materiais inapropriados ou projetos inadequados de componentes, ou sua má utilização, esses fatores podem levar à perda de vidas humanas e econômicas. É uma das responsabilidades do engenheiro prever tais falhas e quando de fato ocorrer, avaliar as possíveis causas de tal fato (CALLISTER, 2008). A

fadiga é e um tipo de falha muito importante, pois ocorre em estruturas que sofrem algum tipo de tensão dinâmica e oscilatória (por exemplo: pontes, aeronaves e componentes de máquinas). Nessas condições é possível a ocorrência de fraturas a um nível de tensão abaixo do limite de resistência estática à tração e do limite de escoamento. A fadiga é muito importante pois é a maior causadora de falhas em metais, em torno de 90% de todas as falhas ocorridas nos metais. Já os polímeros e cerâmicas também sofrem fadiga, ocasionando uma falha catastrófica, traiçoeira e repentina (sem avisos). A fratura por fadiga é de natureza frágil mesmo em materiais dúcteis. O processo se inicia por nucleação e propagação de trincas, e a superfície de fratura é perpendicular à carga aplicada (CALLISTER, 2008). Um material submetido à fadiga tem seu comportamento alterado pela microestrutura e suas propriedades químicas, como tamanho de grão, inclusões e segregações no material, defeitos causados em processamentos térmicos e mecânicos. Microscopicamente tem-se movimentações de discordâncias, essas promovendo bandas de deslizamentos, com o surgimento de intrusões e extrusões na superfície do material. Assim, esses fatores microscópicos se une a fatores macroscópicos como entalhes, mudanças de diâmetros e acabamento superficial determinando a vida em fadiga (MANSUR *et al.*, 2011).

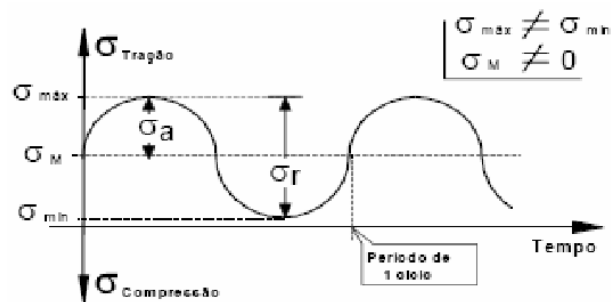
As tensões aplicadas em fadiga podem ser do tipo axial (tração-compressão), flexional (dobramento), de torcional. As tensões oscilantes em função do tempo são três diferentes: a primeira tem dependência regular senoidal: sua tensão média é igual a zero e a máxima é de tração e a mínima de compressão de igual magnitude, conhecidos como tensões alternadas cíclicas; a segunda é conhecido como ciclo de tensões repetidas, cuja as tensões não são simétricas, como é a relatada anteriormente. Na terceira e última a tensão varia aleatoriamente em amplitude de frequência (CALLISTER, 2008). As Figuras 7, 8 e 9 ilustram os tipos de carregamentos, e as equações responsáveis pelos cálculos das tensões principais e razões utilizadas no ensaio de fadiga, como a (1), (2), (3), (4) e (5) são também apresentadas.

Figura 8- Tensão Alternada.



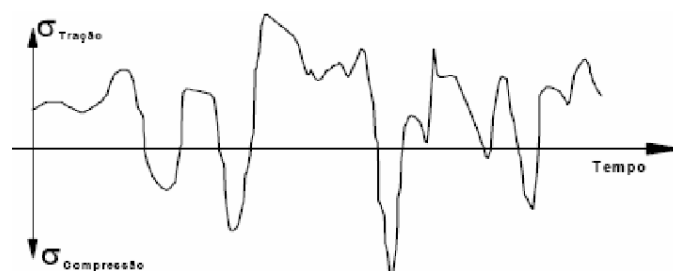
Fonte: (CALLISTER, 2008).

Figura 9- Tensão Flutuante.



Fonte: (CALLISTER, 2008).

Figura 10 - Tensões Irregulares Aleatórias.



Fonte: (CALLISTER, 2008).

As formulas das tensões em fadiga tem oscilações com amplitudes que ficam em torno de uma tensão média que é definida como: (CALLISTER, 2008);

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\text{max}} + \sigma_{\text{min}}}{2} \quad (1)$$

O intervalo de tensões é a diferença da máxima menos a mínima tensão:

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad (2)$$

A amplitude da tensão é definida por:

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad (3)$$

A razão de tensão sendo definida pela tensão mínima pela máxima:

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (4)$$

A razão da amplitude definida pela tensão de amplitude dividida pela tensão média:

$$A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} \quad (5)$$

Assim quando a tensão é alternada $R = -1$ e $A = \infty$, tensão é repetida $R = 0$ e $A = 1$. Quando as tensões máximas e mínimas têm o mesmo sinal tanto R quanto A são positivos e $0 \leq R \leq 1$ (NORTON, 2013).

Os ensaios de fadiga são simulados em laboratório, utilizando máquina capaz de acelerar as condições de serviço. Uma série de ensaios é feito, utilizando corpos de prova normalizados, os quais são submetidos a ciclos com tensão geralmente da ordem de dois terços do limite estático à tração, contados os números de ciclos até a falha. Esse processo é feito com vários corpos de provas, mas diminuindo sucessivamente a carga de tensões. Os valores são plotados em um gráfico de tensão em função do logaritmo do número de ciclos (CALLISTER, 2008), denominados gráficos SN.

Os gráficos S-N têm dois comportamentos, pois para algumas ligas ferrosas e de titânio a curva S-N se torna horizontal para valores de N mais elevados, assim existindo o limite de resistência à fadiga, abaixo do qual a fadiga não irá ocorrer, representando o maior valor de tensão cujo material com um número infinito de ciclos não irá falhar por fadiga. Para muitos esses valores estão em torno de 35 a 60% do limite de resistência à tração. A maioria das ligas não ferrosas não apresentam esse limite como o alumínio, magnésio e cobre. Isso indica que o

material irá falhar independente da magnitude de carga aplicada, isso é chamado de resistência à fadiga. Outro importante fator é a vida em fadiga, que defini com quantos ciclos irá falhar. Esse parâmetro tem certas dificuldades para se definir, pois o ensaio de fadiga apresenta uma dispersão muito grande em seus valores, em consequência da sensibilidade do ensaio, que varia por causa dos seus parâmetros de ensaio, como: usinagem dos corpos de prova, rugosidade superficial, variáveis metalúrgicas, centralização na máquina de fadiga e frequência de testes. O comportamento em fadiga pode ser classificado em dois domínios, fadiga de baixo ciclo: cargas relativamente altas, que produzem deformações plástica e elásticas durante seu ciclo, é consequência menor vida em fadiga; Fadiga de alto ciclo: níveis de tensão onde as deformações são completamente elásticas, produzindo maior vida em fadiga (CALLISTER, 2008).

As falhas em fadiga são sempre causadas por pequenas trincas na microestrutura, que são causadas ou por processos de produção do material ou se desenvolvem por deformações cíclicas que se acumulam em torno de concentradores de tensão. Praticamente todo o material apresenta descontinuidades em sua estrutura. As trincas em fadiga geralmente são causadas por entalhes ou concentradores de tensão; elas apresentam três estágios: nucleação da trinca, propagação da trinca e ruptura abrupta. O primeiro estágio pode ter uma pequena duração; o segundo envolve maior tempo de vida e o terceiro é instantâneo (NORTON, 2013).

O primeiro estágio é a nucleação de trinca, que pode ocorrer ou não em um entalhe, pois pode ocorrer movimento de discordâncias e deslizamento de bandas, mesmo em cargas abaixo do seu escoamento. Assim a medida que os ciclos de tensão ocorrem, bandas de deslizamento adicionais se acumulam em torno de trincas microscópicas (NORTON, 2013).

O segundo estágio é logo após ter formado a trinca microscópica, que é mais severa que um entalhe, pois desenvolve em sua ponta tensões ao nível de regime plástico, que se intensifica cada vez que o ciclo passa por tração. Tensões cíclicas de compressão tendem a fechar a ponta da trinca, reduzindo o seu efeito deletério. Em meio corrosivo, a trinca tem um efeito sinérgico e o material corrói mais rapidamente do que se não estivesse submetido a uma tensão. A trinca cresce mais rapidamente a tensões estáticas do que a tensões cíclicas quando em corrosão (NORTON, 2013).

O terceiro estágio é a falha repentina. A trinca cresce tanto que o fator de intensidade de tensão K na extremidade da trinca, atinge o nível de tenacidade à fratura do material K_c , assim ocorrendo uma falha repentina do material (NORTON, 2013).

2.10 FADIGA EM DUTOS SUBMARINOS

O sistema de dutos submarinos deve ter segurança adequada contra falhas por fadiga dentro do seu projeto de vida em fadiga. As flutuações de carga expõem o sistema de dutos, inclusive durante a sua construção, a uma magnitude e número correspondente a grandes ciclos de carga suficientes para causar efeitos de fadiga. Que devem ser incluídos no cálculo da vida em fadiga. A fadiga controlada deve incluir baixo ciclo de fadiga e alto ciclo de fadiga, e deve respeitar o acúmulo de tensões plásticas no material. As causas típicas de cargas flutuantes no sistema de tubos são (VERITAS, 2013):

- Direção de ação da onda;
- Vibração do sistema de tubo, devido a vortex cadentes como corrente marítima; onda, vento, reboque e correntes de fluidos;
- Suporte de movimentação da estrutura, instalação do navio;
- Flutuação de operação de pressão e temperatura.

A localização da solda deve ser checada, cordão da solda e detalhes de construção, pois a costura da solda pode ser mais vulnerável à fadiga de alto ciclo. Considerações especiais devem ser dadas à avaliação de fadiga nos detalhes de construção susceptíveis a causar concentrações de tensão, e para baixo ciclo e alta concentração de tensão em fadiga. O critério específico do projeto para ser usado depende do método de análise, que podem ser classificado em (VERITAS, 2013):

- Método com base em mecânica da fratura;
- Método com base em testes de fadiga;

Ao se considerar o método de cálculo com base em testes de fadiga, devem ser feitas as seguintes considerações(VERITAS, 2013):

- Determinação a longo prazo da distribuição de cargas;
- Seleção apropriada da curva S-N (características de resistência);
- Determinação do fator de concentração de carga não incluindo a curva S-N;
- Determinação de dano acumulado.

Em geral, no caso de flutuações de cargas ocorrem diferentes amplitudes de ordem aleatória, causando danos lineares e podendo ser usada a hipótese da Regra de Miner. A implicação do uso da Regra de Miner é que a distribuição de carga a longo prazo é substituída por um histograma de cargas, que consiste de um número constante de amplitudes de carga ou

uma gama de deformações, que correspondem ao número de repetições. Assim o critério de fadiga é dado por (VERITAS, 2013);

Fórmula – Regra de Miner

$$D_{fat} \cdot DFF \leq 1.0 \quad D_{fat} = \sum_{i=1}^K \frac{n_i}{N_i} \quad (6)$$

Onde:

D_{fat} = Soma de Miner.

K = Número de carga.

n_i = Número de ciclos atuantes, para uma amplitude de tensão σ_i .

N_i = Vida que o material teria quando submetido ao carregamento de amplitude σ_i , atuando isoladamente.

DFF = Fator de projeto de fadiga (Tabela 8).

Tabela 2 - Fatores admissíveis de desenho de fadiga.

Classe de segurança	Baixo	Médio	Alto
DFF	3	6	10

Fonte: adaptado (VERITAS, 2013).

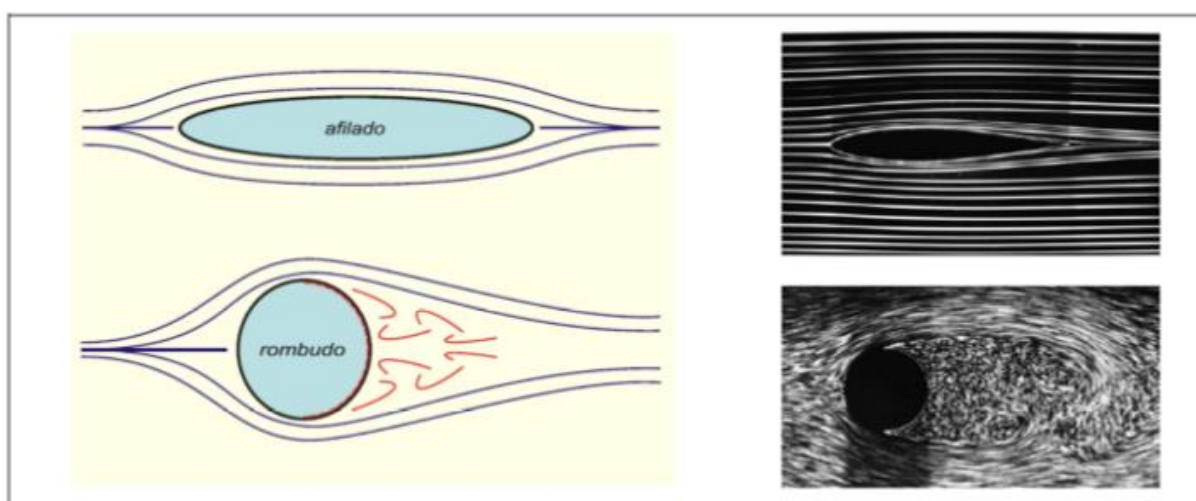
A expressão do acúmulo de danos é muito utilizada, mas apresenta certas desvantagens, pois se verificou que a soma dos danos parciais é muito diferente de 1, podendo atingir valores abaixo de 0,13 e valores elevados como 22. Esses valores são atingidos quando o carregamento de amplitude é crescente, ou a amplitude é decrescente, respectivamente. O número de danos em fadiga não é necessariamente linear com a razão n_i/N_i (ROSA, 2002).

2.11 VIBRAÇÕES INDUZIDAS POR VÓRTICES (VIV'S)

A formação de vórtices ocorre devido à separação da camada limite de escoamento de fluido em torno do corpo imerso. A separação acontece pela distribuição de pressão na camada limite. A separação em um corpo rombudo com secção transversal bidimensional faz com que ocorra duas camadas cisalhantes livres na superfície atrás do corpo rombudo,

chamados de vórtices (rotação de um fluido), e constituído de um sistema instável de pequenas perturbações. A principal razão da formação de vórtices são as duas camadas cisalhantes (MENECHINI, 2010 *apud* GABBI, 2013) ¹. Em um corpo rombudo, as linhas de corrente sempre estão separadas da superfície, formando uma região de escoamento separado ao redor de sua parede. A Figura 11 ilustra as linhas de separação de corrente (ASSI,2005 *apud* GABBI, 2013).

Figura 11- Esquema de escoamento em torno de corpo afilado e um rombudo.



Fonte:(ASSI,2005, *apud* GABBI, 2013).

O fenômeno de formação de vórtices e de separação de camada limite é melhor explicado com a introdução do entendimento do Número de Reynolds, que descreve as relações de força de inércia e viscosas no escoamento ao redor do cilindro liso (RIBEIRO, 2002).

Fórmula -Reynolds

$$R_e = \frac{D.U}{\nu} \quad (7)$$

Onde:

R_e = Número de Reynolds (adimensional).

D= Diâmetro do cilindro.

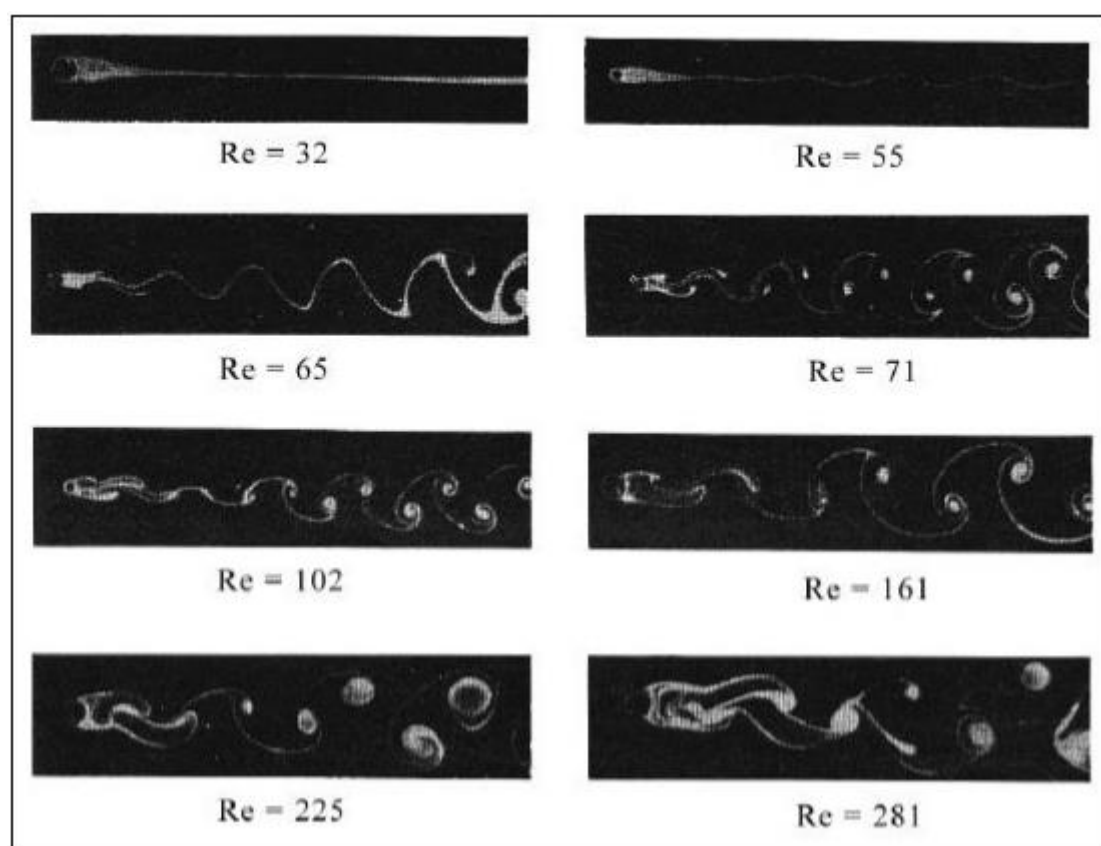
U= Velocidade do escoamento externo.

Meneghini, J. R.; Assi, G.R.S.; Orselli, R.M.; Carmo, B.S.; Saltara, F.; Gioria, R.S; Bonatto, A.; TSILOUFAS, S. Ruído e Vibração Induzidos por Vórtices in: Mansur, S.S.; Vieira, E.D.R.; Silveira Neto, A. Editores, Turbulência, v. 7, p. 259-324, Rio de Janeiro: ABCM. 2010. *apud* GABBI, Renan. **MODELAGEM MATEMÁTICA DO ESCOAMENTO TURBULENTO EM CANAL AXISSIMÉTRICO COM “ BLUFF-BODY ”**. 2013. 92p. Dissertação (Mestrado em Modelagem Matemática) - UNIJUÍ, Ijuí, 2013. ¹

ν = Viscosidade cinemática do fluido.

Com o aumento do Número de Reynolds observa-se alguns padrões de desprendimentos de vórtices, onde é mostrado na Figura 12 o escoamento de óleo em torno de um cilindro circular (RIBEIRO, 2002).

Figura 12 - Escoamento de óleo em torno de um cilindro circular em função do Número de Reynolds.



Fonte: (SCHLINCHTING, 1979 *apud* RIBEIRO, 2002).

É reconhecido a uma distância padrões de vórtices que se movem alternadamente em sentido anti-horário e horário. Esses vórtices não se misturam com o escoamento exterior e só se dissipam por fricção interna depois de uma certa distância. São chamados de vórtices de Von Kármán (PRANDTL e TIETJENS, 1957 *apud* RIBEIRO, 2002).²

PRANDTL, L.; TIETJENS O. G. **Applied Hydro and Aeromechanics**. 2 nd ed. New York: Dover Publications, 1957. 311p., il. *apud* RIBEIRO, Paulo Augusto Rodrigues. **Desprendimento de vórtices e controle em esteira de cilindros por simulação numérica direta**. 2002. 109p. Dissertação (Mestrado em Recursos Hídricos e Saneamento Ambiental) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Rio Grande do Sul, 2002. 109 p. .²

2.11.1 Considerações para VIV'S em tubos submarinos.

Vibrações induzidas por vórtices estão relacionadas com carregamentos hidrodinâmicos, por causa do movimento relativo do tubo e a água que o cerca. A princípio o carregamento hidrodinâmico sempre poderá ser considerado e pode incluir: ondas, correntes, movimentos relativos dos tubos e forças indiretas causadas por movimento de navios. Sendo considerado próximo de:

- Forças de arrasto e sustentação, o qual está em fase absoluta ou relativa da velocidade da partícula de água;
- Força de inércia, o qual está em fase absoluta ou relativa de aceleração da partícula de água;
- Indução de correntes cíclicas devido a vórtices cadentes;
- Carregamento por impacto devido às ondas;
- Variações de flutuabilidade devido à ação das ondas.

Recentes pesquisas em coeficientes hidrodinâmicos têm aberto um pacote de linhas sobrepostas indicando que o diâmetro equivalente pode ser não equivalente e o sistema computacional específico de dinâmica dos fluidos (CFD) pode ser requerido para análises com desenho robusto (VERITAS, 2013).

- A teoria de ondas pode ser aplicada e é capaz de descrever a cinemática das ondas, e também na partícula de água profunda, incluindo a zona de hidrodinâmica superficial, quando aplicável. A qualidade de combinação para a seleção teórica pode ser demonstrada e documentada (VERITAS, 2013).
- A indução de corrente de força de arrasto e sustentação nos sistemas de tubos submarinos pode ser determinada e combinada com forças de indução de onda, usando as teorias reconhecidas para a interação de correntes de onda. Uma combinação vetorial de correntes e indução de ondas de partículas rápidas de água podem ser usadas, porém, o cálculo do total da velocidade e aceleração das partículas é baseado sobre teorias exatas em correntes de ondas e a interação é preferível (VERITAS, 2013).
- Pode ser considerada determinada direção de onda, ondas de crista curta, refração de ondas e cardumes, protegendo e refletindo os efeitos (VERITAS, 2013).
- Variações da magnitude e direção da velocidade de corrente em função da água profunda podem ser consideradas (VERITAS, 2013).

- As partes do sistema de gasoduto estão posicionadas adjacentes a outras partes estruturais, efeitos possíveis devido à perturbação do fluxo de campo deve ser considerada para determinar a onda e/ou ações de corrente. Tais efeitos podem causar um aumento ou redução da velocidade e excitação por vórtices(VIV'S), sendo derramado nas partes estruturais (VERITAS, 2013).
- Para gasodutos pertos dos limites fixados, amplitude de gasoduto, ou a livre corrente, *risers*, forças de sustentação perpendiculares ao eixo do tubo e perpendiculares ao vetor de velocidade podem ser consideradas, possivelmente vibrações induzidas por vórtices (VIV'S) (VERITAS, 2013).
- Em conexões com cadenciada indução de vórtices de vibrações transversais, podem ser considerados o aumento potencial do coeficiente de arrasto (VERITAS, 2013).
- Cargas de maré devem ser consideradas quando a profundidade da água é um parâmetro importante, quando o tubo está operando particularmente próximo às costas (VERITAS, 2013).

3 MATERIAL E MÉTODOS

3.1 MATERIAL UTILIZADO

O material utilizado neste estudo é um aço microligado ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga) de grau API X70 PSL 2 fabricado pela USIMINAS S/A, por meio do processo termomecânico sem resfriamento acelerado e fornecido pela Empresa Tenaris-Confab S.A. O material estava no formato de tubo com espessura de 15,9 mm e diâmetro de 700 mm, fabricado pelo processo UOE e soldado longitudinalmente por arco submerso (SAW).

3.2 ANÁLISE QUÍMICA

A composição química do material foi de acordo com a norma ASTM E1806, que determina análise em 90° e 180° da solda longitudinal. A análise foi feita por espectroscopia de emissão óptica, usando um espectrômetro de emissão ótica de faísca de arco, de modelo Spectro Maxx 2007. O aço de trabalho está de acordo com os requisitos da API 5L X70 PSL 2. O Quadro 7 ilustra os requisitos da API 5L para o aço X70.

Quadro 7 - Requisitos padrão do aço API 5L X70.

Fração mássica de elementos químicos (Max%)							CE (Max)
Classe do aço	C	Si	Mn	P	S	V+N b+Ti	Pcm
API 5L padrão X70	0,12	0,45	1,70	0,02 5	0,01 5	0,15	0,25

Fonte:(AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, 2007).

3.3 MICROGRAFIA

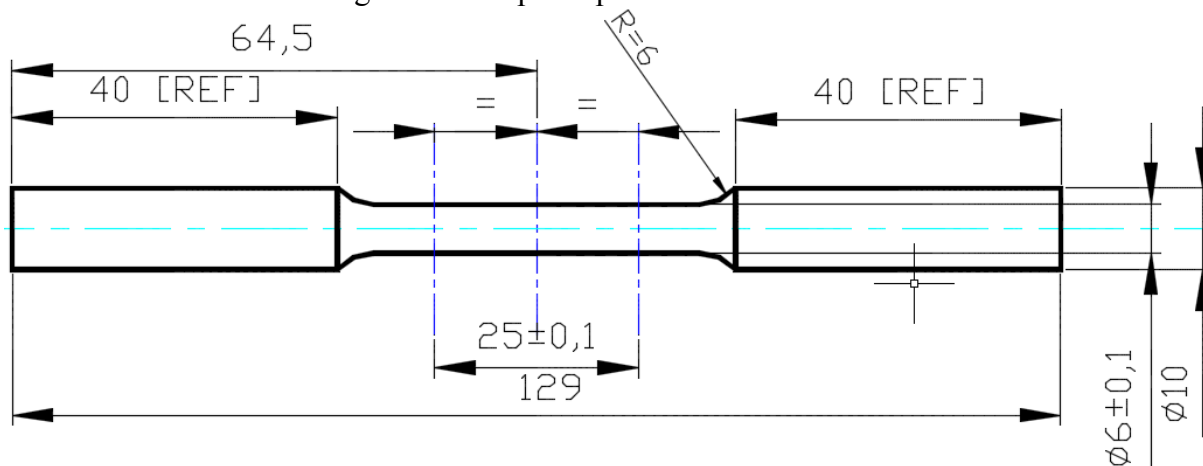
Foi realizada micrografia na região do metal base, com o objetivo de observar as microestruturas constituintes. A amostra foi lixada com papel de diferentes granulometrias da menor para a maior, de 100 a 1000, e polida com alumina (1 µm) e uma solução de sílica coloidal em suspensão, tipo OPU e pano DP PLUS. Foi usado Nital 2% para revelar a

microestrutura, ficando o reagente de 3 a 5 s em contato com a amostra, deixando-a opaca, depois sendo lavado a amostra em água corrente para o fim do ataque. Após esse procedimento, foi adicionado álcool à superfície e secado com ar quente. As amostras foram preparadas de acordo com a norma ASTM E3. As imagens foram capturadas através de um microscópio óptico NIKON, modelo EPIPHOT 200 e câmera SPOT Insight QE. As imagens foram tratadas com o uso software SPOT e *Image J*.

3.4 ENSAIO DE TRAÇÃO

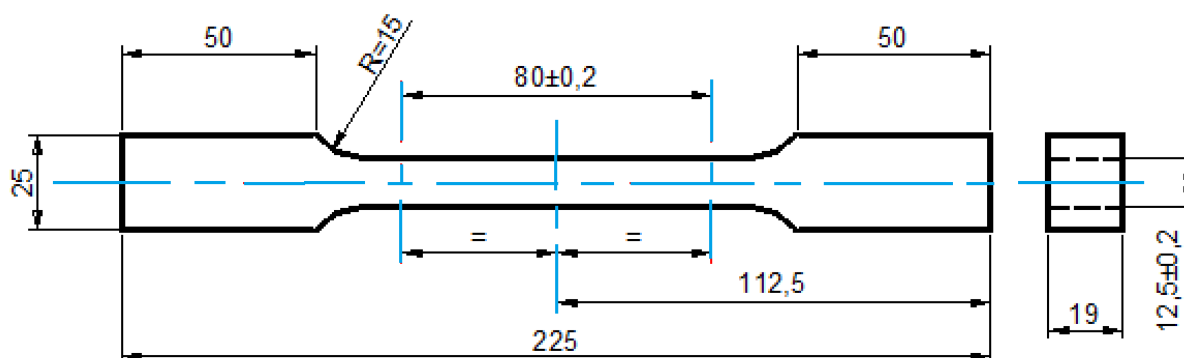
Foram preparados 14 corpos de prova de acordo com a norma ASTM A370 (Figura 13 e 14). Os ensaios foram realizados a uma velocidade de 1mm/min com célula de carga de 100kN. Foi utilizado uma Máquina universal de ensaios servohidraulica, marca INSTRON, modelo 8801, do Laboratório de Propriedades Mecânicas do UNESP-DMT/FEG. Os corpos de prova planos e cilíndricos foram retirados no sentido longitudinal onde foram 5 corpos de prova e transversal 5 corpos de prova, do tubo, a fim de verificar propriedades anisotrópicas presente no aço, que podem ter sido causadas pela sua conformação. Os corpos de prova planos que foram 4 só puderam ser retirados transversalmente, devido às limitações impostas pelo tubo e estão ilustrados nas Figuras 13 e 14.

Figura 13- Corpo de prova cilíndrico.



Fonte: Adaptado da Norma A370.

Figura 14- Corpo de prova plano .



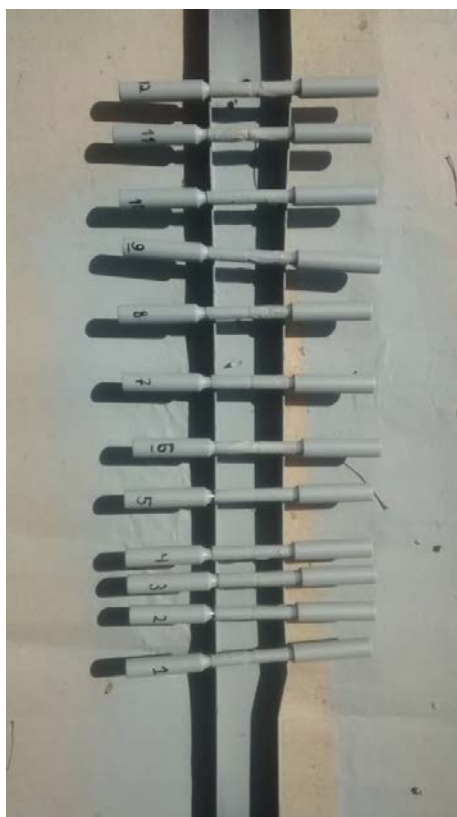
Fonte: Adaptado da Norma A370.

Após serem dimensionados e usinados os corpos de prova foram ensaiados em condições de temperatura ambiente. O ensaio gerou um gráfico de tensão-deformação no que foram identificados os pontos de máxima deformação elástica, início da deformação plástica e tensão de ruptura e comparados aos resultados apresentados pela norma API 5L.

3.5 ENSAIO DE CORROSÃO POR NÉVOA SALINA(*SALT SPRAY*)

O ensaio de corrosão *Salt Spray* tem a função de submeter determinada amostra a uma corrosão acelerada. O ensaio é regido pela norma ASTM B117. O ensaio de corrosão foi realizado nos corpos de prova de fadiga axial, com a função de determinar aproximadamente o quanto a vida em fadiga é comprometida. Antes do ensaio a superfície de interesse (superfície esbelta do corpo de prova) foi lixada com lixas 200 até 600 para conseguir uma rugosidade muito baixa. Para tanto foi utilizado um torno CNC de baixa capacidade (Figura 16) para lixar por causa do formato dos corpos de prova e medidas as rugosidades R_a , R_y e R_t com o *CUT off* de 0,8 mm, feitas no rugosímetro Marsurf M300 Mahr. Dos doze corpos de provas que entraram no *salt spray*, dez foram lixados e dois foram mantidos com a rugosidade decorrente da usinagem. Antes do ensaio de *Salt Spray*, os corpos de prova foram pintados com tinta Decor spray multiuso na parte inferior e superior, deixando exposto apenas a região central, como indicado na Figura 15.

Figura 15- Corpos de prova pintados.



Fonte: Próprio Autor.

Antes e depois da pintura os corpos de prova foram pesados antes em uma balança Uni Bloc do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG-UNESP. Após esse processo, foram introduzidos os 12 corpos de prova na máquina de *salt spray* (Figura 17) por 80 h e 2 min, onde a superfície esbelta foi completamente corroída, como ilustrado na Figura 18. Após o que os cdps foram pesados novamente para registrar seu ganho em massa. Depois da corrosão e ganho em massa, os corpos de prova foram levados ao Departamento de Química (FEG-UNESP) para a limpeza do óxido, com uma solução para decapagem do aço. Os seguintes reagentes foram utilizados: 1000 ml ácido clorídrico (HCl) de densidade 1,19 g/ml, 20 g trióxido de antimônio (Sb_2O_3), 50 g cloreto estanhoso ($SnCl_2$), ilustrado na Figura 19. Esses conforme norma ASTM G1. Com a retirada da camada de oxido da superfície, os corpos de prova (Figura 20) foram pesados novamente, agora para saber qual foi a sua perda de massa e medida novamente a sua rugosidade e encaminhado para o ensaio de fadiga.

Figura 16 – Em um torno CNC e corpo de prova sendo lixado.



Fonte: Próprio Autor.

Figura 17 - Máquina de Salt Spray (Equilam).



Fonte: Próprio Autor.

Figura 18 - Corpos de prova logo após a corrosão.



Fonte: Equilam.

Figura 19 - Limpeza dos corpos de prova.



Fonte: Próprio Autor.

Figura 20- Corpos de prova após a limpeza da corrosão.



Fonte: Próprio Autor.

3.6 ENSAIO DE FADIGA

Para o ensaio de fadiga foram retiradas 20 amostras do tubo com uma serra de fita e 12 amostras usinadas no torno de acordo com a norma ASTM E466, para serem usadas no ensaio de corrosão, e 8 amostras de acordo com a norma ASTM E466, assim adquirindo formato padrão de corpos de prova, para que pudessem ser ensaiados a temperatura ambiente, com carregamento e amplitude constante, frequência de 20 Hz e razão de carga $R = 0,1$ para se levantar as curvas de fadiga axial (Figura 21), SN (Tensão vs. Numero de ciclos), caracterizando as propriedades mecânicas básicas. Foram utilizados corpos de prova sem e com corrosão por NaCl (ASTM B117). Na sequência serão analisadas as superfícies de fratura dos corpos de prova de fadiga com a finalidade de determinar as regiões de nucleação de trinca.

Figura 21 – Máquina servohidraulica de ensaios INSTRON 8801.



Fonte: Próprio Autor.

3.7 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

Após os ensaios de fadiga, foi selecionado o corpo de prova com maior tempo de vida para a análise da fratura. Foram feitas as seguintes etapas: os corpos de prova foram seccionados com o auxílio de um disco de corte abrasivo, depois foram passados por dois banhos de ultrassom por um período de 8 minutos, o primeiro de acetona P.A. e o segundo de metanol. Após os banhos as amostras foram mantidas em um dessecador até a realização da análise por MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura). A análise por MEV tem o objetivo de identificar a região da trinca, a região de propagação estável de trinca, a região de transição a fratura final. O microscópio foi o da marca ZEISS, modelo EVO/LS15 equipado com detector de elétrons secundário E/T (*Everhart/Thornley*) e detector de elétrons retroespalhados com semicondutores de 4 polos.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 ANÁLISE QUÍMICA

Os requisitos da norma API 5L PSL2 para a composição química estão apresentados na Tabela 3.

Tabela 3 - Composição química do aço X70, aço para tubo PSL2, com espessura de parede menor que 25 mm com valores médios requeridos pela API.

Fração mássica de elementos químicos (Max%)							CE (Max)
Classe do aço	C	Si	Mn	P	S	V+N b+Ti	P _{cm}
API 5L	0,1	0,4	1,7	0,02	0,01	0,15	0,25
padrão X70	2	5	0	5	5		
Experime	0,1	0,1	1,3	0,00	0,00	0,12	0,20
ntal 5L X70	0	6	4	8	13		

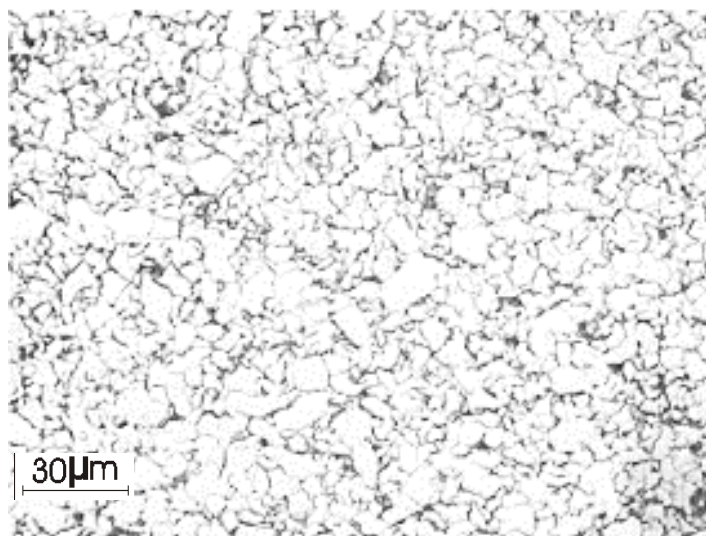
Fonte: Próprio Autor.

O aço experimental se mostrou dentro da norma e com baixo carbono equivalente, o que indica uma boa soldabilidade devido aos índices de carbono equivalente presentes. E sua composição é um valor médio da amostra obtida a 90° e 180° da solda longitudinal do tubo.

4.2 MICROGRAFIA

A micrografia do aço X70 é apresentada na Figura 22, somente do material base próximo à solda, já que não foi retirado nenhum corpos de prova da região da solda para o ensaio de fadiga sob corrosão.

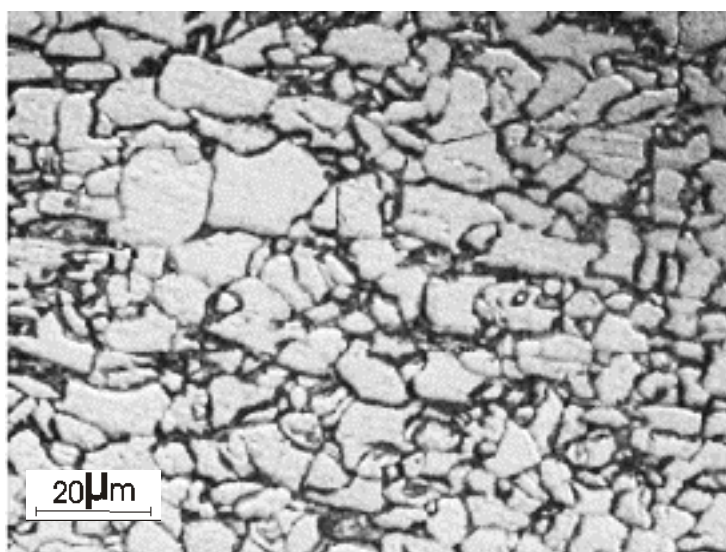
Figura 22 - Material base do X70.



Fonte: Próprio Autor.

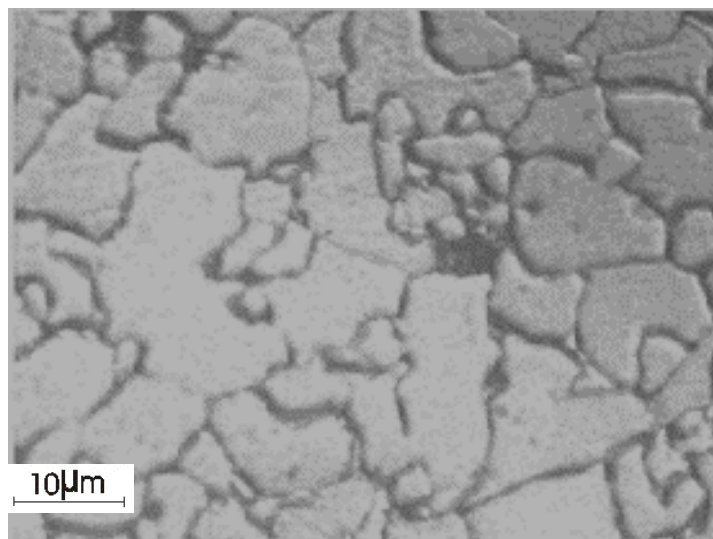
A micrografia apresentada na Figura 22 a presença uma matriz ferrítica (α , parte clara) e uma fase perlítica (parte escura). A grande presença de ferrita indica um baixo teor de carbono do aço, isso já mostrado em análise química apresentada na Tabela 3, e os grãos observados são uniformes, equiaxiais. As Figuras 23 e 24 apresentam as ampliações da microestrutura, somente comprovando a microestrutura apresentada na Figura 22.

Figura 23 - Material base do X70.



Fonte: Próprio Autor.

Figura 24 - Material base do X70.



Fonte: Próprio Autor.

A ampliação da microestrutura do material base do aço X70 só confirma a presença de uma estrutura ferrítica com pequenas estruturas perlíticas.

4.3 RESULTADOS DO ENSAIO DE TRAÇÃO

O ensaio de tração apresentou resultados que são adequados às normas API 5L para o grau X70 PSL 2. Os dados são apresentados na Tabela 4 de cada ensaio realizado, desde os corpos de prova cilíndricos (transversal e longitudinal) até o plano. Nos ensaios dos corpos de prova planos a norma API 5L não exige a tensão de escoamento, então ela foi desconsiderada da Tabela 4.

Tabela 4 – Parâmetros obtidos no ensaios de tração.

Cilíndr ico-transversal	σ_e [MPa] a 2%	Desv io padrão σ_e	σ_{max} [MPa] a 2%	Desv io padrão σ_{max}	A long %	σ_e med/ σ_{max} med
1	499,36	3,01	546,3	7,78	3	0,9
			3		0	
2	498,54		554,6		2	
			5		9	
3	500,95		566,4		3	
					2	
4	502,98		559,6		3	
			4		0	
5	494,9		550,8		3	
			6		1	
Cilíndrico- longitudinal						
1	518,09	7,94	578,2	9,51	2	0,89
			5		7	
2	504,65		566,2		3	
			1		3	
3	507,69		577,2		3	
			9		1	
4	496,84		555,4		3	
			6		3	
5	511,79		564,7		3	
			3		0	
Corpo de prova- plano						
1			602,9	10,5	3	
			7	2	6	
2			588,6		3	
			6		8	
3			597,7		3	
			5		3	
4			612,9		3	
			3		6	

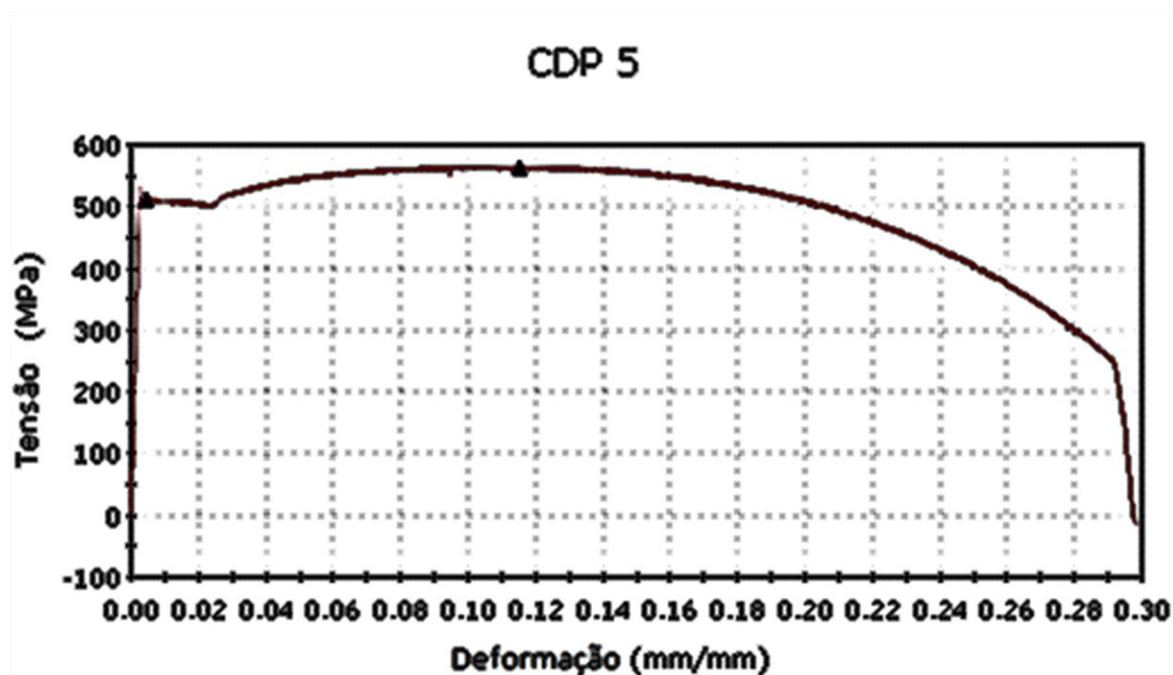
Fonte: Próprio Autor.

A Tabela 4 apresentou nos seus resultados de tração, uma anisotropia no aço X70, por meio da comparação entre os ensaios dos corpos de prova cilíndricos longitudinal e transversal, mostrando que o longitudinal teve maior capacidade de suportar a carga que o

transversal. Isso pode ser decorrente da conformação do material para a formação do tubo. A relação tensão de escoamento e tensão máxima é de 0,9, indicando uma baixa capacidade de encruamento do material, ou seja, sua resistência mecânica não tem um aumento considerável por esse método. Seu alongamento percentual de 30% indica uma boa ductilidade, já que materiais frágeis não passam de 5%. O ensaio de tração no corpo de prova plano, com valores consideravelmente maiores que o cilíndrico, foi suficiente para destacar que o formato do corpo de prova e sua taxa de ensaio têm grande influência nos resultados do ensaio de tração.

A Figura 25 apresenta a curva tensão versus deformação características do ensaio de tração. Observa-se que as propriedades principais do aço API 5L X70 estão bem definidas.

Figura 25 - Gráfico do ensaio de tração do corpo de prova 5, retirado no sentido longitudinal do tubo.



Fonte: Próprio Autor.

O gráfico acima ilustra como a máquina de tração plota o gráfico de tensão x deformação.

4.4 ENSAIO EM NÉVOA SALINA (*SALT SPRAY*)

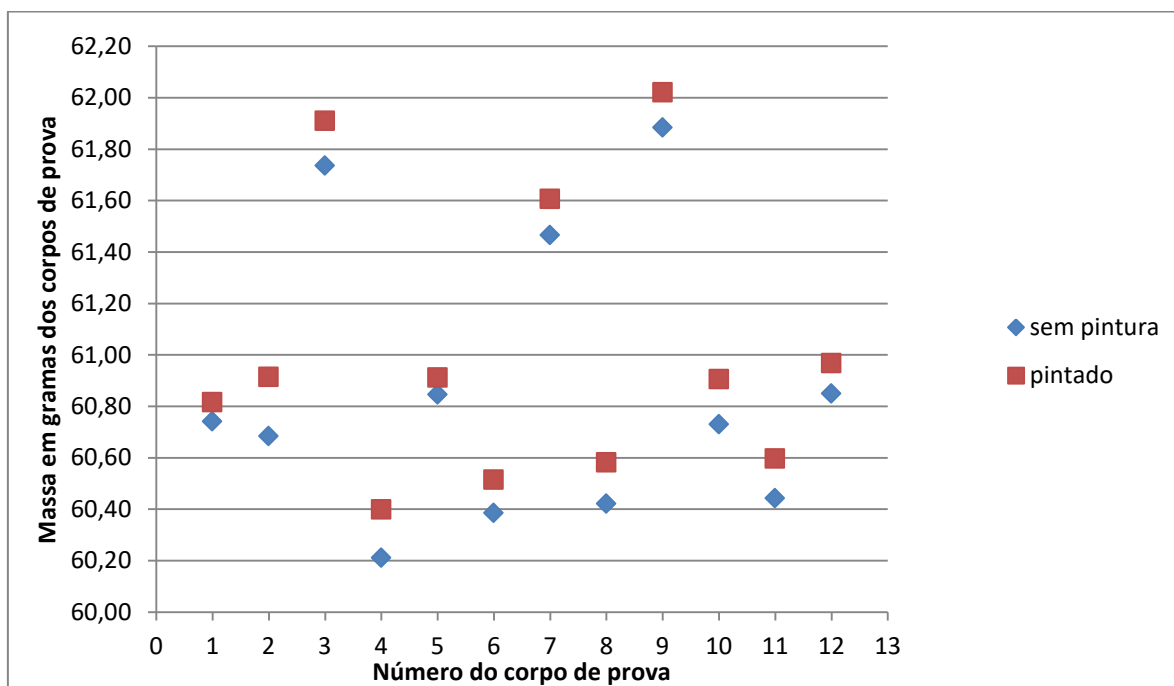
O ensaio de Nevoa Salina foi feito em uma câmara Equilam, sendo ensaiado 12 corpos de prova por 80 h e 2 min, período o qual já estava mais de 80% da superfície de interesse

corroída (no caso somente a parte esbelta). Ainda assim o local onde foi pintado com tinta anticorrosiva foi atacado pela solução de NaCl 3%.

Pednekar *apud* Antunes, citou em seus estudos de nevoa salina(*Salt Spray*) que um ano de exposição em névoa marinha *Kure Beach*, Estados Unidos, seria equivalente a 24 dias em uma câmara de corrosão acelerada (Pednekar *apud* ANTUNES, 2002)³. Com base na citação apresentada, podemos inferir que nosso experimento seria equivalente a 51 dias em ambiente marinho.

A Figura 26 indica a perda de massa de diversos corpos de prova de aço microligado API 5L X70, sofreu durante seu ensaio de corrosão. O resultado do corpo de prova 7 indica uma grande perda de massa, que pode ter sido decorrente do baixo controle sobre o uso da máquina, visto que havia outros experimentos na máquina de *Salt Spray*.

Figura 26 - Perda de massa do aço X70.



Fonte: Próprio Autor.

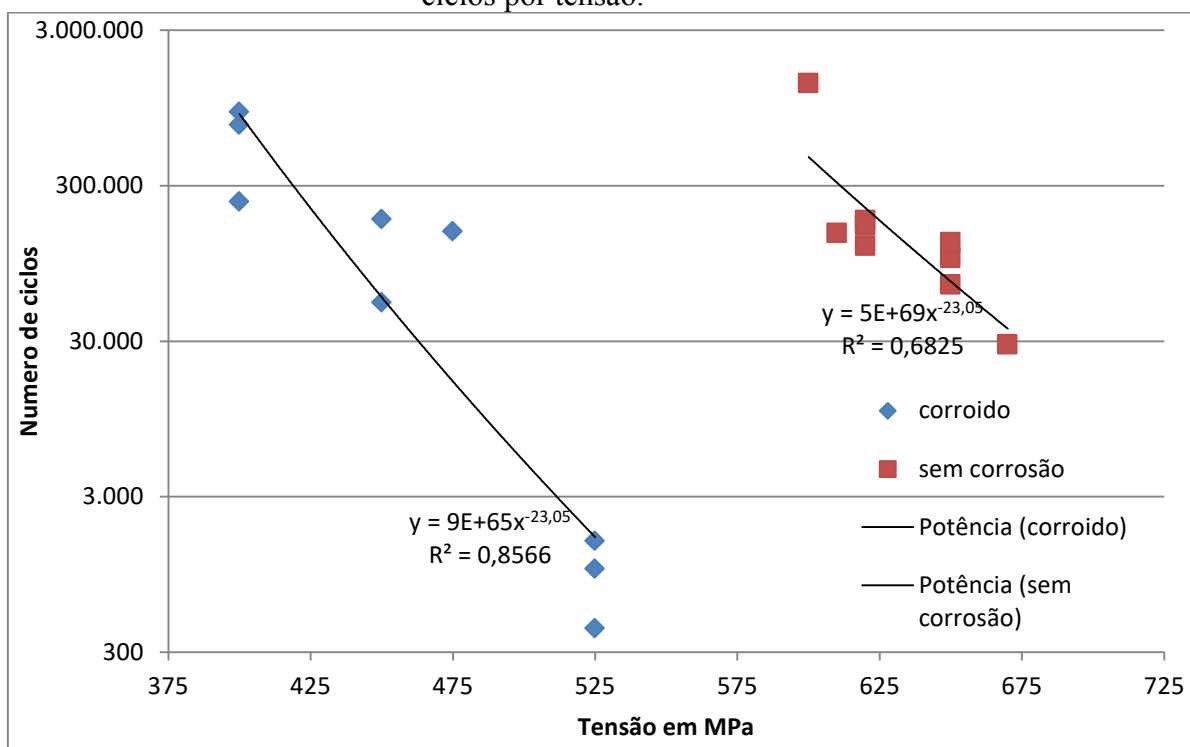
S. P. Pednekar, The Salt Spray Test as an Alternative to Long-Term Marine Exposure, 1997 Tri-Service Conference on Corrosion. I . Wrightsville Beach, North Carolina, USA 17-21, pp.4.70-4.76, 1997 *apud* ANTUNES, Renato Altobelli. **CORRELAÇÃO ENTRE ENSAIOS ACELERADOS E ENSAIOS DE CAMPO EM CORPOS-DE-PROVAS DE AÇO CARBONO DE CAMPO EM CORPOS-DE-PROVAS DE AÇO CARBONO E AÇO PATINÁVEL , SEM E COM REVESTIMENTO** São Paulo. 2002. 240p. Dissertação (Mestrado em Ciência na Área de Tecnologia Nuclear-Materiais) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2002.³

A Figura 26 indica dois pontos, um com menor perda de massa e outro com maior perda de massa. Esses dois resultados podem ter sofrido influência de outros experimentos presentes na máquina de *Salt Spray* e por ser um ensaio muito agressivo teve influência diferente entre esses dois cdps. Calculando a média de perda de massa, foi igual a 0,224% de massa e o desvio padrão de 0,4832 e a variância da amostra de 0,2335, esses valores incluindo a amostra 7 e 5 que estão fora do padrão das outras amostras, com a retirada das duas amostras a média continua igual a 0,224%, mas seu desvio padrão diminuiu para 0,0292 e sua variância para 0,000853. Comparando as duas análises estatísticas, pode ter ocorrido mesmo alguma perturbação nas duas amostras, as quais sofreram alguma influência durante o ensaio, ou por outras amostras ou pelo próprio método de fixação na câmara. Sendo assim pode-se constatar que o ensaio tem um padrão uniforme, mesmo sendo um ensaio agressivo ao aço X70.

4.5 ENSAIO DE FADIGA

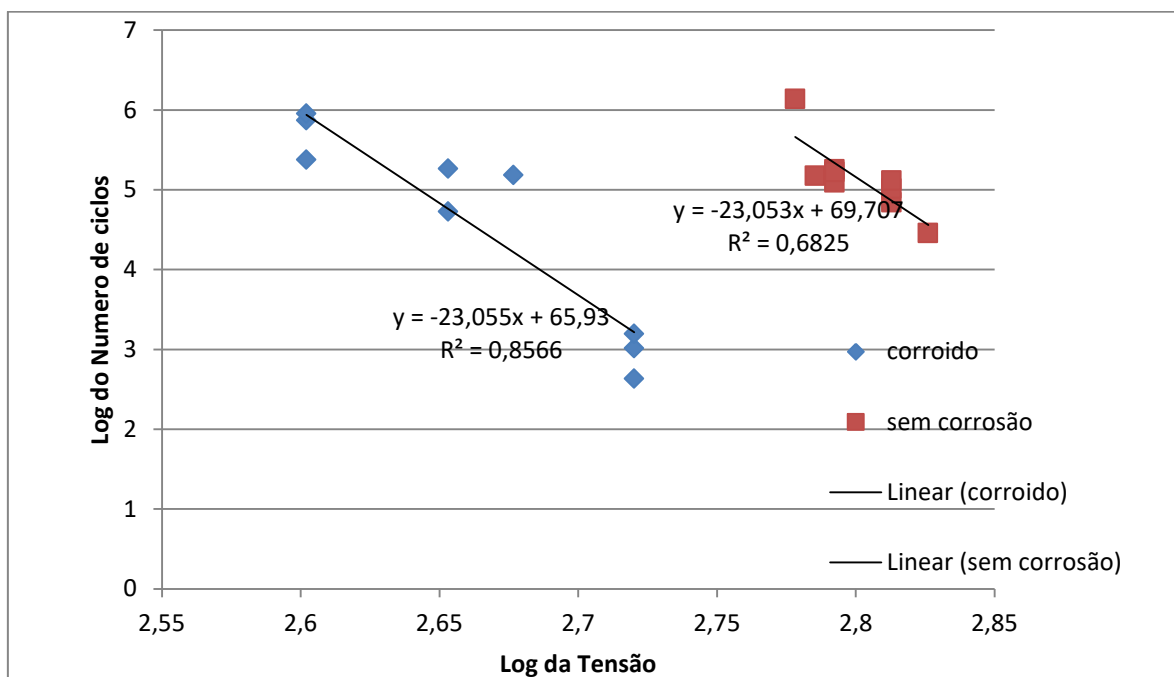
O ensaio de fadiga foi realizado após uma limpeza nos corpos de prova. No caso foi retirada a camada de óxido e medida a rugosidade posteriormente, sendo que a rugosidade aumentou expressivamente. A rugosidade é um fator determinante na vida em fadiga. A rugosidade de ensaio sem corrosão estava em torno de $R_a = 0,169 \mu\text{m}$, $R_z = 1,79 \mu\text{m}$ e $R_t = 2,76 \mu\text{m}$, sendo essa última a medida entre o vale e o pico. E para o ensaio com corrosão $R_a = 3,55 \mu\text{m}$, $R_z = 23,58 \mu\text{m}$ e $R_t = 35,77 \mu\text{m}$, assim indicando uma superfície extremamente irregular, caracterizando como vários entalhes em sua superfície. A Figura 27 e 28 apresenta o gráfico de número de ciclos versus tensão, que indica uma diminuição da vida em fadiga, com a indicação das equações que definem o melhor ajuste das curvas, definidos pelos índices R^2 que esta entre 85% e 68%, e pelos índices das equações onde se repetem com a regressão linear no gráfico log vs log, assim mostrando um bom ajuste das curvas. Os gráficos de determinação da vida em fadiga é feito somente com os corpos de prova fraturados, no caso que tiveram sua vida em fadiga concluída.

Figura 27 - Gráfico de fadiga das amostras de X70 com e sem corrosão número de ciclos por tensão.



Fonte: Próprio Autor.

Figura 28 – Gráfico log (número de ciclos) x log (tensão) de fadiga do aço X70 com e sem corrosão.



Fonte: Próprio Autor.

A Tabela 5 apresenta todos os corpos de prova ensaiados na máquina de fadiga, onde o corpo de prova número 5 e número 7 tiveram valores de corrosão fora da curva padrão, mas seus resultados em fadiga estão dentro do padrão. A Tabela 5 também apresenta um corpo de prova não rompido, pois teve uma queda de energia no ensaio e por motivos financeiros não foi realizado o ensaio novamente.

Tabela 5 - Dados dos corpos de prova ensaiados em fadiga.

Corpo de prova	Tensão	Numero de ciclos	Estado Final
1	525	427	Rompido
2	525	1.032	Rompido
3	525	1.558	Rompido
4	400	739.280	Rompido
5	400	237.604	Rompido
6	475	788.622	Sem rompimento
7	400	896.630	Rompido
8	450	182.878	Rompido
9	450	53.186	Rompido
10	350	1.000.000	Vida infinita
11	350	1.000.000	Vida infinita
12	475	152.905	Rompido

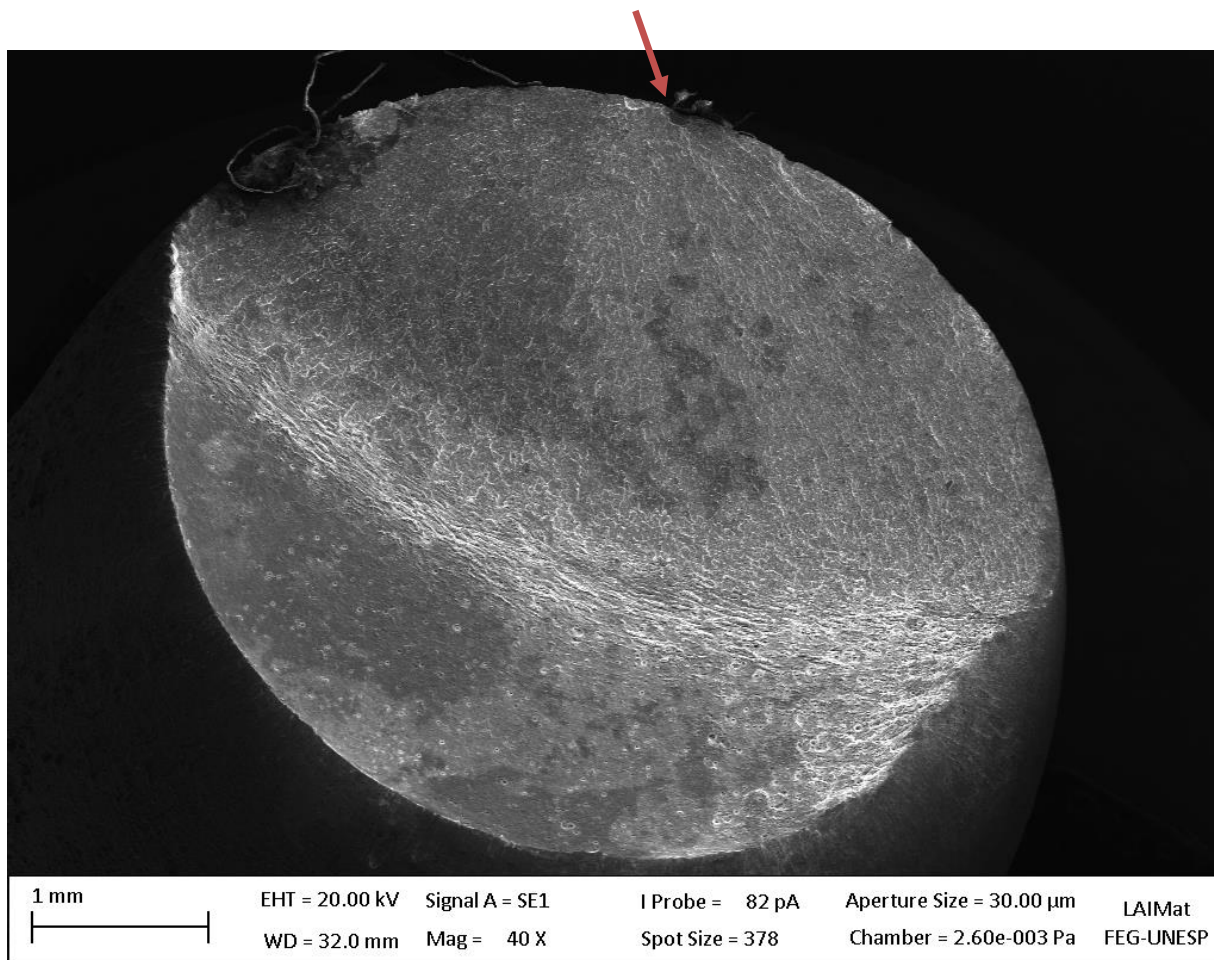
Fonte: Próprio Autor.

Os ensaios de fadiga e corrosão não foram realizados conjuntamente pelas limitações financeiras do projeto, os resultados seriam mais similares com o que os tubos chamados de *risers* sofrem em atividades de transporte de óleo e gás.

4.6 ANÁLISE POR MEV DA SUPERFÍCIE FRATURADA

O corpo de prova 4 foi submetido ao MEV por ser um dos que apresentaram maior vida em fadiga com 739280 ciclos. A Figura 29 apresenta a superfície fratura do corpo de prova 4, no qual três regiões distintas são apresentadas.

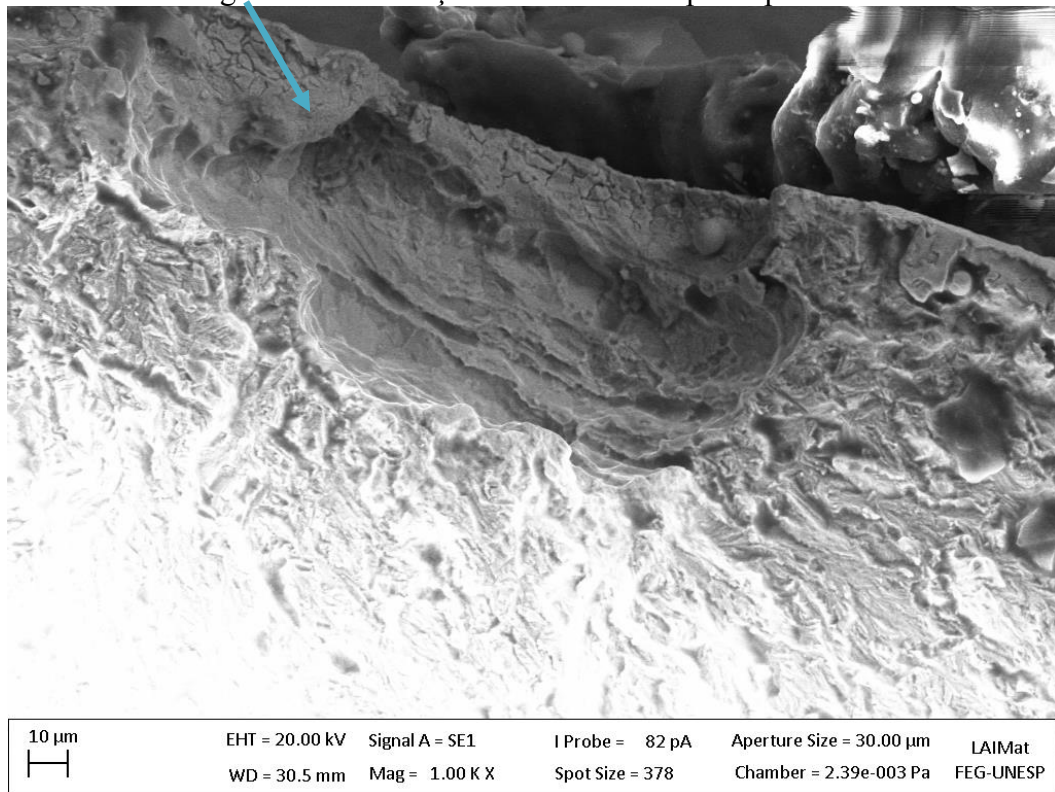
Figura 29 - Micrografia da superfície fratura do corpo de prova 4 de aço X70.



Fonte: Próprio Autor.

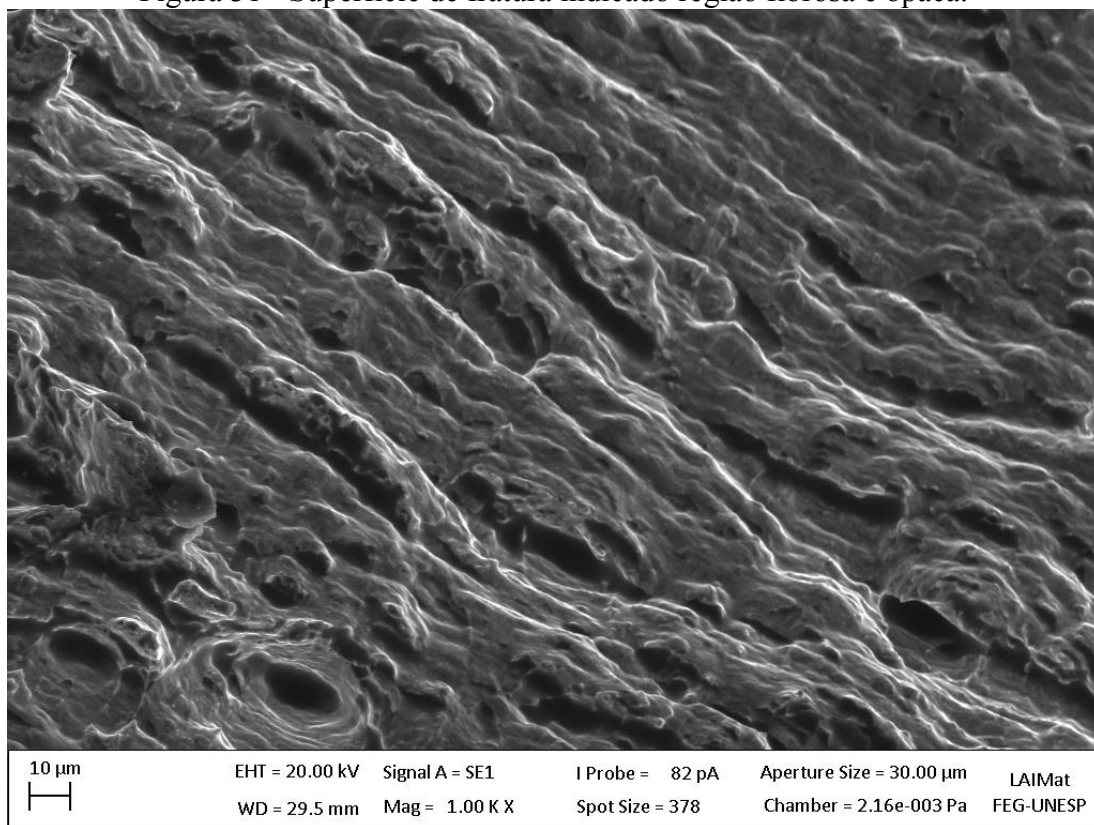
A Figura 29 apresenta a superfície fraturada do corpo de prova 4 onde a seta vermelha indica o local de nucleação da trinca. Na Figura 30 está apresentado o local de nucleação da trinca ampliado, o que se iniciou por um entalhe e depois formou intrusões e extrusões, micro mecanismos de fadiga, resultado do movimento de discordâncias e assim concentrador de tensão, nucleando a trinca, propagando-a e por fim a fratura. A Figura 31 apresenta o local de fratura de região fibrosa e opaca, onde iniciou o processo de rompimento instantâneo.

Figura 30 - Nucleação de trinca no corpo de prova 4.



Fonte: Próprio Autor.

Figura 31 - Superfície de fratura indicado região fibrosa e opaca.



Fonte: Próprio Autor.

A Figura 27 e 28 indica uma diminuição na vida em fadiga, no caso os entalhes criados pela corrosão reduziram drasticamente a vida em fadiga do aço API 5L X70, indicando que o ambiente marinho para os *risers* com o aço X70 provavelmente é prejudicial a sua vida em operação, caso sua camada de proteção catódica ou revestimento polimérico de proteção seja danificada, por impacto causada por cardumes ou outros possíveis agentes que possam destruir essa camada protetora. Portanto o ambiente marinho a esses *risers* causa uma incrível sensibilização na vida em trabalho, no caso para possíveis acidentes da camada protetora, deve-se fazer uma manutenção imediata a linha de *risers*, pois seu rompimento por fadiga causada pelos vórtices e sensibilizado pelo ambiente marinho teria consequências catastróficas a natureza.

5 CONCLUSÃO

A composição química do aço se mostrou de acordo com a norma API 5L indicando que o material tem boa tenacidade e soldabilidade, e sua micrografia confirmando pela microestrutura de ferrita com contornos de fase perlítica. As propriedades mecânicas no ensaio de tração se demonstraram anisotrópicas, apresentando diferentes tensões de acordo com o sentido do ensaio, isso resultante da conformação para fabricação do tubo. O ensaio de corrosão acelerada corroeu o material da superfície criando microentalhes. Estes microentalhes resultaram na nucleação de trinca, como a apresentada nas micrografias feitas por MEV da fratura no corpo de prova quatro, reduzindo a vida em fadiga do aço API 5L X70.

A capacidade de carga máxima do aço API 5L X70 caiu de 675 para 525 MPa, com uma queda de 22% de sua capacidade. E sua vida reduzindo de 30000 a 1225 ciclos para o mesmo tipo de carregamento e mesma carga, corroborando a hipótese de que o fenômeno da corrosão reduz a vida em fadiga do material estudado.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AGÊNCIA NACIONAL DO PETRÓLEO. **Nota Técnica nº 132/SSM/2015**. Rio de Janeiro: Agencia Nacional do Petróleo, 2015.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. API 5L Specification for line pipe. **Api Spec 5L** v. Forty Four, p. 166 , 2007.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A370**: Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products.ASTM Internacional. 2010.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E3**: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. ASTM International, 2011.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1806**: Standard Practice for Sampling Steel and Iron for Determination of Chemical Composition. ASTM Internacional, 2009.

ANTUNES, Renato Altobelli. **Correlação entre ensaios acelerados e ensaios de campo em corpos-de-provas de aço carbono de campo em corpos-de-provas de aço carbono e aço patinável , sem e com revestimento São Paulo**. 2002. 240p. Dissertação (Mestrado em Ciência na Area de Tecnologia Nuclear-Materiais) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2002

ARRUDA, Marcos Diego S V; MARTINS, Michele A L; LAGES, Eduardo N. Otimização dos flutuadores de risers com catenária em configuração complexa Optimization of complex configuration of catenary risers buoyancy modules. **Ciências Axatas e Tecnológicas,Londrina** v. 33, p. 149–164 , 2012.

CALLISTER, William D. **Ciência e engenharia dos materiais**: uma introdução. 7ª. ed. Rio de Janeiro: Grupo Editorial Nacional, 2008. 705 p. .

CASANOVA, Jaime *et al.* Uma Breve Revisão Histórica do Desenvolvimento da Soldagem dos Aços API para Tubulações . v. 18, p. 176–195 , 2013.

ERNST;YOUNG. Brasil sustentável. p. 56 , 2014.

GABBI, Renan. **Modelagem matemática do escoamento turbulento em canal axissimétrico com “ bluff-body ”**. 2013. 92p. Dissertação (Mestrado em Modelagem Matemática) - UNIJUÍ, Ijuí, 2013.

GORNI, Antonio Augusto; SILVEIRA, José Herbert Dolabela Da; REIS, Jackson Soares de Souza. Aços microligados na fabricação de tubos soldados com grande diâmetro. **revista Tubo & Companhia** p. 56–63 , 2009.

LEÃO, Alexandre Patrick De *et al.* ANÁLISE DOS SISTEMAS DE RISERS UTILIZADOS NA. **Ciências Axatas e Tecnológicas,Londrina** v. 2, p. 23–36 , 2014.

LEITE, Mariel Preira. **Caracterização mecânica, microestrutural e avaliação da fragilização pelo hidrogênio em tubos de aço API 5L grau X65MS PSL2**. 2011. 109p. Dissertação (Mestre em Engenharia Mecânica na área de Materiais) - Faculdade de Engenharia de Guaratingueta, Universidade paulista Julio de Mesquita Filho, Guaratinguetá, 2011.

LÚCIA, Vera; BRITO, Othéro De; NUNES, Angelo. Evolução dos aços para tubos api utilizados no transporte de óleo e gás. p. 45801–45813 , 2000.

MANSUR, Tanius Rodrigues *et al.* Estudo das tensões residuais em juntas soldadas de materiais dissimilares e determinação dos limites de resistência à fadiga dos metais de base. **Soldagem e Inspecao** v. 16, n. 3, p. 274–284 , 2011.

NORTON, Robert L. **Projeto de Máquinas - Uma abordagem integrada**. 4^a. ed. Porto Alegre: BOOKMAN EDITORA LTDA, 2013. 1055 p. .

RIBEIRO, Paulo Augusto Rodrigues. **Desprendimento de vórtices e controle em esteira de cilindros por simulação numérica direta**. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2002. 109 p.

ROSA, Edison Da. **Análise de Resistência Mecânica**. 1^a. ed. Santa Catarina: Universidade Federal de Santa Catarina, 2002. 407 p. .

VERITAS, Det Norske. DNV-OS-F101 Submarine Pipeline Systems. n. October , 2013.

VICENTE, Gentil. **Corrosão**. 3^a. ed. Rio de Janeiro: EDITORA AFILIADA, 2011. 354 p. .

YSHII, Lucas Nobumichi; SERGIO, Mario; CHIODO, Giancoli. APLICAÇÃO DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA EM DUTOS DE TRANSPORTE DE ÓLEO E GÁS: IMPLICAÇÕES SOBRE O PROJETO E CONSTRUÇÃO. p. 1–10 , 2007.