

BRUNO ANTONIO SORRIJA

**ANÁLISE DA RESISTÊNCIA À FADIGA DE TUBOS DE AÇO API 5CT N80 TIPO Q
SOLDADOS VIA PROCESSO DE INDUÇÃO MAGNÉTICA DE ALTA
FREQUÊNCIA (HFIW).**

BRUNO ANTONIO SORRIJA

ANÁLISE DA RESISTÊNCIA À FADIGA DE TUBOS DE AÇO API 5CT N80 TIPO Q
SOLDADOS VIA PROCESSO DE INDUÇÃO MAGNÉTICA DE ALTA FREQUÊNCIA
(HFIW).

Dissertação apresentada à Faculdade de
Engenharia do Campus de Guaratinguetá
Conselho, Universidade Estadual Paulista, para
obtenção do título de Mestre em Engenharia
Mecânica na área de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento

Guaratinguetá – SP
2016

S714a	Sorrija, Bruno Antonio Análise da resistência à fadiga de tubos de aço API 5CT N80 tipo Q soldados via processo de indução magnética de alta frequência (HFIW) / Bruno Antonio Sorrija. – Guaratinguetá, 2016. 166 f. : il. Bibliografia: f. 160-166 Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2016. Orientador: Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento 1. Aço – Fadiga 2. Solda e soldagem 3. Resistência de materiais 4. Indução eletromagnética I. Título CDU 620.178.3 (043)
-------	--

BRUNO ANTONIO SORRIJA

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO
UNESP/FEG


Prof. Dr. JOSÉ ELIAS TOMAZINI
UNESP/FEG


Prof. Dr. CARLOS ANTONIO REIS PEREIRA BAPTISTA
EEL/USP

Abril de 2016

DADOS CURRICULARES

BRUNO ANTONIO SORRIJA

NASCIMENTO	21.10.1989 – Zurique / Suíça
FILIAÇÃO	Rafael Antonio Sorrija Fátima Aparecida Lopes Sorrija
2007/2012	Graduação em Engenharia Mecânica na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, da Universidade Estadual Paulista.
2014/2016	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

Dedico este trabalho de maneira especial, e com muito carinho, à minha mãe Fátima, ao meu pai Rafael, aos meus irmãos Lucas e Hórus, à minha priminha Mel e às memórias de minha avó Ceres, de minha irmãzinha Ísis e de meu priminho Rajá.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, gostaria de agradecer à inteligência superior que criou nosso universo e suas leis físicas, coerentes e lógicas sem as quais eu não estaria aqui. Deus, Jeová, Alá, o nome não importa, não temos capacidade intelectual para compreendê-lo mas podemos ser gratos pela sua obra.

À minha família, pelo carinho, afeto e apoio que recebi ao longo de minha vida pessoal e acadêmica, em especial aos meus pais Rafael e Fátima, aos meus irmãos Lucas e Hórus, à minha prima Mel e às memórias de minha avó Ceres, de minha irmãzinha Ísis e de meu priminho Rajá. Também à minha tia Teresinha, ao meu tio Luiz, à minha tia Sílvia e à minha avó Idalina. Sem o apoio dessas pessoas, eu, com certeza, não estaria aqui.

Ao meu amigo e orientador Marcelino Pereira do Nascimento, pelas pesquisas conjuntas, aprendizado e, especialmente, paciência por escutar e incentivar-me no estudo de minhas ideias e hipóteses e não simplesmente ignorá-las. Foram seis anos de uma excelente convivência.

Aos meus amigos, estejam eles perto ou longe de mim (por circunstâncias da vida), por todos os momentos de alegria vividos.

Aos membros da UNESP que, direta ou indiretamente, contribuíram para o desenvolvimento de meu trabalho e de vida acadêmica, sejam eles professores, técnicos ou colegas de pesquisa da graduação e pós graduação.

“A verdade nunca tem donos. A mentira, sempre.”

Bruno Antonio Sorrija

SORRIJA, B. A. **Análise da resistência à fadiga de tubos de aço API 5CT N80 Tipo Q soldados via processo de indução magnética de alta frequência (HFIW).** 2016. 166 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do *campus* de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2016.

RESUMO

Tubos de aço utilizados na exploração e prospecção de petróleo e gás natural estão sujeitos a carregamentos dinâmicos durante o transporte (*transit fatigue*) e também quando em serviço. Por este motivo é imperativo que os tubos utilizados apresentem excelente integridade estrutural a fim de evitar a ocorrência de falhas prematuras devido à fadiga. Contudo, como o processo de fabricação HFIW, largamente utilizado pela indústria, envolve conformação mecânica seguida de soldagem, defeitos estarão inerentemente presentes nos tubos, notadamente uma interface entre as bordas das chapas soldadas. No presente trabalho foi investigado como a junta soldada de tubos de aço API 5CT N80 tipo Q pode contribuir para redução da vida em fadiga e como o processo como um todo pode levar a anisotropia mecânica dos tubos. Para preservar ao máximo as características originais dos tubos foram realizados ensaios de fadiga axiais utilizando corpos de prova não previstos pelas normas técnicas vigentes, com espessuras iguais as das paredes dos tubos dos quais foram retirados. Foi também desenvolvido e testado um dispositivo para realização de ensaios de fadiga utilizando trechos de tubo, o qual mostrou potencial para a realização de ensaios futuros. Os resultados dos ensaios axiais (realizados de modo a comparar a região da junta soldada como uma posição a 90° dela) indicaram que a junta soldada pode agir como um tipo de concentrador de tensões, contribuindo para a diminuição da resistência à fadiga dos tubos de maneira inversamente proporcional à carga aplicada. Também foi observado que defeitos resultantes do processo de fabricação (muitos deles macroscópicos) podem atuar como pontos para a nucleação de trincas de fadiga e que, portanto, não deveriam estar presentes no produto final. Ensaios de tração, análises metalográficas, fractográficas e de microdureza também foram realizados de modo a complementar os resultados dos ensaios de fadiga.

PALAVRAS-CHAVE: Aço API 5CT N80 tipo Q. Fabricação de tubos via HFIW. Novos métodos para o estudo de fadiga em tubos. Integridade estrutural de junta soldada via HFIW.

SORRIJA, B. A. **Fatigue analysis of API 5CT N80 Q Steel Pipes manufactured by High Frequency Induction Welding (HFIW).** 2016. 166 f. Thesis (Master's in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do *campus* de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2016.

ABSTRACT

Steel pipes, used in the oil and gas industry in prospection and exploration activities, are often subjected to cyclic loading during their transportation (transit fatigue) and during their service life. Considering this, these steel pipes must have excellent structural integrity in order to avoid premature failure by fatigue mechanisms. However, the HFIW manufacturing process, widely used by the industry, involves mechanical forming and welding and, therefore, defects are inherently present in the finished products, remarkably an interface between the edges of the steel sheets that are welded into tubes. In this work it has been investigated how the HFIW manufacturing process can reduce the fatigue resistance of API 5CT N80 type Q steel tubes and lead to a mechanical anisotropy of the finished product. To keep the specimens characteristics closer to the real steel pipes, axial fatigue tests have been performed with round specimens which had their thickness equal to the thickness of the walls of the pipes from which they had been taken from. It has been developed also a device and a method to test small length sections of steel tubes, which have shown potential to be used in the future as a new methodology for the study of fatigue in steel pipes. The results of the axial fatigue tests (carried out to compare the welded joint to a position situated 90° from it) indicate that the welded joint can act as a stress raiser and contributes to reduce the fatigue resistance of the steel pipes, in a inversely proportional relationship with the increasing of the applied dynamic loading. It has been observed also that some defects, which result from the manufacturing process, can act as points for the nucleation of fatigue cracks and, for this, they should not be present in the manufactured product. Tensile tests, metallographic analysis, fractography study and microhardness tests had been carried out to complement the fatigue tests results.

KEYWORDS: API 5CT N80 type Q Steel. HFIW steel pipe manufacturing process. New methods for studying fatigue in steel pipes. HFIW welded joint structural integrity.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Tipos de configurações de risers: (a) TTR, (b) catenária simples, (c) e (d) catenária complexa.	27
Figura 2 – Esquema simplificado de uma instalação submarina de produção de petróleo, sua respectiva plataforma e dutos.	27
Figura 3 – Esquema simplificado de uma coluna de perfuração.	29
Figura 4 – Esquema da instalação de várias tubulações do tipo casing encapsulando uma tubulação do tipo tubing dentro de um poço de petróleo.	30
Figura 5 – Esquema de exploração e transporte de petróleo e gás em uma instalação offshore.	31
Figura 6 – Correlação entre as tendências em tubos e os requisitos necessários para que estas sejam atendidas.	34
Figura 7 – A evolução dos aços utilizados em tubos do tipo line pipe na indústria de petróleo e gás. ..	36
Figura 8 – Evolução dos tubos de aço do tipo casing e tubing, de acordo com os graus especificados pela API 5CT.	37
Figura 9 – Fluxograma de produção de tubos API 5CT via conformação mecânica, seguida de soldagem elétrica e tratamento térmico de têmpera e revenimento.	40
Figura 10 – Processos de soldagem tipo HFW, (a) HFRW e (b) HFIW.	41
Figura 11 – Junta soldada monopasse de um aço hipoeutetóide apresentando as regiões distintas formadas devido ao processo de soldagem.	43
Figura 12 – Alguns tipos comuns de tensões flutuantes: (a) completamente reversa ou alternada ($R = -1$), (b) repetida ($R = 0$), (c) pulsante no campo de tração ($R > 0$), (d) pulsante nos campos de tração e compressão ($-1 < R < 0$).	50
Figura 13 – Representação de um carregamento com amplitude variável em blocos. Dentro de cada bloco de carregamento (denotados por B1, B2, B3 e B4) a amplitude de tensões e a frequência são constantes.	52
Figura 14 – Representação de um carregamento de natureza aleatória em que há variação da amplitude de tensões, frequência e taxa de carregamento ao longo do tempo.	53
Figura 15 – Escorregamento cruzado e nucleação de uma microtrinca de fadiga. Em (a), (b) e (c) dois planos “deslizam” ao longo de direções cristalográficas preferenciais devido a um certo carregamento dinâmico. Em (d) e (e) ocorre reversão do carregamento aplicado e, com isso, os planos tendem a deslizar em sentido contrário. Como o escorregamento reverso não é perfeito (i.e. não reverte o escorregamento inicial de cada plano) são formadas as primeiras extrusões e inclusões. Em (f), após a movimentação de uma grande quantidade de planos, a superfície do metal apresenta uma topografia caracterizada por bandas de deslizamento formando extrusões (picos) e intrusões (vales) e, eventualmente, ocorre a nucleação de uma microtrinca (indicada pela seta vermelha).	54
Figura 16 – Desenvolvimento de bandas de deslizamento em um corpo de prova de cobre solicitado em fadiga. (a) banda visíveis e (b) nucleação de microtrinca (indicada pela seta).	56
Figura 17 – Para o caso do crescimento no estágio I, em (a) um esquema do trajeto da microtrinca e em (b) um exemplo real de uma trinca em seu crescimento no estágio I (eixo de tensão normal vertical).	57
Figura 18 – Crescimento de uma trinca estágio II. (a) carga nula, (b) pequena tensão positiva, (c) tensão positiva máxima, (d) reversão, (e) pico de tensão negativa, (f) começo de um novo ciclo. As setas indicam sistemas de escorregamento ativos.	59
Figura 19 – Parte da superfície de fratura por fadiga em uma liga de alumínio AA2024-T42, indicando a presença de estrias de fadiga.	60

Figura 20 – Superfície de fratura de um eixo rotativo de um equipamento de um parque de diversões. As trincas foram originadas a partir de mordeduras na solda. É possível identificar marcas de praia e a superfície final de fratura. Material, aço AISI 1040.....	61
Figura 21 – Curvas S x N para um aço AISI 1045 (em que há existe limite de fadiga) e para uma liga de alumínio 2024-T6 Al (em que o limite de fadiga não existe).....	63
Figura 22 – Tensões reais e nominais para o caso de tração simples (a) e flexão (b). A ocorrência de escoamento reduz o valor de tensão máxima aplicada no elemento sob flexão.....	64
Figura 23 – Curva ϵ_a x N para um aço AISI 4340. A curva da amplitude de deformações totais é a soma das as curvas de amplitudes de deformação elástica e plástica.....	66
Figura 24 – Representação dos três modos de abertura de uma trinca.....	67
Figura 25 – Esquema representando uma curva dadN em função de ΔK normalmente obtida em um ensaio de propagação de trincas de fadiga.	69
Figura 26 – Curvas de fadiga para vários corpos de prova (sem entalhe), de uma liga de alumínio 7075-T6, sujeitos a carregamento axial e diversos valores de tensões médias.	70
Figura 27 – Esquema de diagrama de vida constante, para valores de tensão média diferente de zero, com uma comparação entre os critérios de Goodman Modificado, Gerber e Soderberg.	71
Figura 28 – Curvas S x N para um aço A517 para diferentes valores de R.	72
Figura 29 – Fator teórico de concentração de tensões, K_t , para uma barra de seção variável sob tração.	75
Figura 30 – Figura representando o fator de sensibilidade ao entalhe como uma função do raio do entalhe e do material ensaiado.	76
Figura 31 – Deflexões em um tubo de aço durante transporte.	82
Figura 32 – Escoamento de um fluido ao redor de um bluff-body com o desprendimento de vórtices.83	
Figura 33 – Em (a) um tubo, sem supressor de vórtices, é ensaiado de tal forma a estar sujeito a VIVs. Em (b) o ensaio é novamente realizado, contudo, o tubo conta com um dispositivo supressor que reduz drasticamente as VIVs. Em (c) é apresentado um tipo de dispositivo supressor de vórtices já acoplado a um tubo.....	84
Figura 34 – Tubo de aço API N80 tipo Q sendo seccionado com utilização de uma serra hidráulica da Oficina Mecânica do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP.	87
Figura 35 – Esquema da seção transversal de um trecho de tubo e as respectivas seções de interesse ao longo da direção circunferencial.	87
Figura 36 – Trechos de tubo com 250 mm de comprimento durante o processo de identificação das regiões de interesse: solda e 90° (270°).	88
Figura 37 – Usinagem, via processo de eletroerosão a fio, dos corpos de prova utilizados nos ensaios de tração.	88
Figura 38 – Usinagem, via processo de eletroerosão a fio, dos corpos de prova utilizados nos ensaios de fadiga axial.	89
Figura 39 – Anéis de tubos utilizados para retirada de amostras para avaliação de microdureza e análise metalográfica.....	89
Figura 40 – Esquema de corpo de prova dimensionado para realização dos ensaios de tração.....	90
Figura 41 – Corpos de prova de tração, relativos à posição 90°, antes da realização do ensaio de tração. As dimensões estão de acordo com a Figura 40.....	91
Figura 42 – Corpo de prova de tração, relativo à posição 90°, durante o ensaio de tração. É possível notar o início do fenômeno da estrição, indicado pela seta vermelha.	92
Figura 43 – Desenho indicando em (a) as posições angulares de onde foram retirados os corpos de prova, em (b) as dimensões dos corpos de prova utilizados nesse projeto e em (c) a geometria de um corpo de prova “convencional”.	93
Figura 44 – Corpo de prova de fadiga na forma de trecho de tubo.....	95

Figura 45 – Desenhos representando os elementos do dispositivo utilizado nos ensaios de fadiga utilizando trechos de tubo: (a) suporte e (b) cutelo.	96
Figura 46 – Montagem do trecho de tubo no dispositivo de ensaio.	97
Figura 47 – Distribuição das tensões no corpo de prova mediante a aplicação de uma carga compressiva, de 10 kN, pelo rolete: (a) vista da parte interna do tubo, em que há presença de tensões de tração (em tons de vermelho, amarelo e laranja) e (b) vista da parte superior do tubo em que há presença de tensões de compressão (em tons de azul). Para o caso (b) o cutelo foi omitido para melhor visualização.	98
Figura 48 – Configurações recomendadas pela norma ASTM E3-11 <i>Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens</i> para a retirada de amostras de material de tubos para análise metalográfica: F, transversal; G, radial longitudinal; H, tangencial longitudinal.	99
Figura 49 – Aspecto de dois dos corpos de prova após os ensaios, com as fraturas ocorrendo próximo à metade da seção útil do corpo de prova com: (a) corpo de prova retirado da posição 90° e (b) retirado da posição JS.	105
Figura 50 – Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova após o ensaio de tração, com: (a) e (b) sendo imagens de um corpo de prova retirado da posição 90° e (c) e (d) retirado da posição solda. Para os dois casos é observada fratura tipo taça e cone, com superfície do tipo "fibrada".	105
Figura 51 – Fratura ocorrida fora da parte útil do corpo de prova (resultado inválido). A parte útil está indicada pela seta preta enquanto a região da fratura é indicada pela elipse vermelha.	107
Figura 52 – Corpos de prova fixados na máquina com luvas de alumínio, indicadas pelas setas vermelhas (configuração de todos os ensaios válidos).	108
Figura 53 – Comparação entre os corpos de prova sem abaulamento da região de “garra” (a) e com abaulamento da região de “garra” (b), configuração esta utilizada em todos os ensaios válidos.	108
Figura 54 – Representação gráfica dos resultados válidos obtidos nos ensaios de fadiga. <i>Run-out</i> de 1 milhão de ciclos.	110
Figura 55 – Resultados experimentais (posição 90°) de fadiga ajustados: pontos experimentais, reta estimada e banda de confiança.	112
Figura 56 – Resultados experimentais (posição JS) de fadiga ajustados: pontos experimentais, reta estimada e bandas de confiança.	112
Figura 57 – Comparação entre os modelos de regressão linear para as duas posições estudadas: 90° e JS.	113
Figura 58 – Dispositivo e trecho de tubo (CDP LS-3) acoplados à máquina de ensaios de fadiga para realização do teste.	116
Figura 59 – Trecho de tubo após o ensaio do CDP LS Teste. É possível notar que ocorreu a nucleação e propagação de uma trinca (com aproximadamente 12 mm) de comprimento a partir da extremidade do entalhe, que é indicada pela seta vermelha.	117
Figura 60 – (a) trecho de tubo ensaiado em que a posição do entalhe, a partir do qual ocorre a nucleação, é destacada pelo círculo branco e a seta vermelha indica o sentido de propagação, longitudinal, da trinca. Em (b) é apresentado um detalhe da propagação longitudinal de uma trinca de fadiga (indicada pela seta vermelha) em direção à borda do tubo oposta ao entalhe (indicada pela seta branca). Por fim, em (c), é mostrada a propagação da trinca de fadiga (indicada pela seta vermelha) ao longo da espessura do tubo (ortogonalmente ao sentido longitudinal), após esta ter atingido a borda oposta ao entalhe.	118
Figura 61 – Mecanismo proposto para explicar perda de integridade estrutural dos trechos de tubo e a fratura do CDP LS-3. Como apresentado em (a), durante o ensaio o cutelo aplica uma carga “P” no trecho de tubo e esta permite a nucleação e propagação de uma trinca de fadiga (indicada pela seta verde), inicialmente longitudinalmente e após isso, transversalmente. Em (b) é apresentada a vista superior do trecho de tubo com a trinca sendo indicada pela seta verde e o entalhe pela seta azul.	

Acredita-se que nesta configuração o tubo já esteja fraturado, contudo, mantém as bordas extremamente próximas. Já em (c) a separação entre as bordas é representada exageradamente, contudo, é possível entender que a aplicação da carga continua, mas, divide-se em P' e P''. Com isso o ensaio muda de configuração: duas extremidades da agora “viga curva” são solicitadas dinamicamente e um novo ponto é solicitado sob uma tensão de flexão máxima (contido em uma das regiões delimitadas pelos círculos vermelhos). Após certo número suficiente de ciclos, ocorre uma nova fratura (indicada pela círculo vermelho) e o ensaio é interrompido automaticamente com a separação do trecho de tubo em duas partes (partes I e II, indicadas pelas setas azuis).	120
Figura 62 – Macrografia da região 90° amostra transversal: a seta preta indica uma linha de segregação de P (linha mais escura) na região central da chapa.	122
Figura 63 – Macrografia da região 90°, amostra radial longitudinal: as setas pretas indicam linhas de segregação de P (linhas mais escuras) na região central da chapa.	122
Figura 64 – Macrografia do cordão de solda ao longo de seu comprimento (macrografia tangencial longitudinal). A linha do cordão solda é indicada pela seta preta.	123
Figura 65 – Cordão de solda, vista frontal (macrografia transversal): a seta preta indica a linha da solda e a seta branca a convergência das linhas de fluxo para as superfícies do tubo.	123
Figura 66 – Amostra retirada da região 90° (micrografia transversal). É possível notar inclusões do tipo sulfetos alongadas, indicadas pelas setas brancas. As inclusões (a) e (d), são pertencentes a série <i>heavy</i> com larguras médias de aproximadamente 6,95 µm cada uma. Por sua vez, as inclusões (b) e (c) são <i>oversizeds</i> , com larguras de 25,95 µm e 25,19 µm respectivamente.	125
Figura 67 – Amostra retirada da região 90° (micrografia radial longitudinal). É possível notar uma inclusão do tipo alumina, indicada pelas setas brancas. A inclusão deste tipo apresentada é subclassificada como pertencente à série <i>thin</i>	125
Figura 68 – Amostra retirada da posição JS (micrografia transversal), mostrando inclusões do tipo óxido globular dispersas ao longo da matriz. Estas inclusões são subclassificadas como pertencentes à série <i>thin</i>	126
Figura 69 – Imagem da JS (micrografia transversal) com as setas de cor preta indicando em (a) o cordão de solda e em (b) as linhas de fluxo com maior detalhe (as mesmas já apresentadas na Figura 65). O cordão de solda é bastante tênue devido ao tratamento térmico de têmpera e revenido que ocorre durante o processo de fabricação após o processo de soldagem.	127
Figura 70 – Imagem do cordão de solda, vista da parte superior do tubo (tangencial longitudinal). É interessante notar que a linha de solda (indicada pela seta preta) fica bem evidenciada e nas suas adjacências o metal apresenta um tom mais claro.	128
Figura 71 – Detalhe da linha de solda quando observada a partir do “topo” do tubo (micrografias tangenciais longitudinais). É possível enxergar nitidamente a linha de solda e duas zonas distintas, Zona 2 que equivale a uma “ZTA” e Zona 1, mais afastada, equivalente ao MB. As indicações são as mesmas para (a) e (b), apenas variando o fator de ampliação.	129
Figura 72 – Microestrutura martensítica revenida típica, com ferrita e eventual austenita retida em tons claros e perlita e eventual bainita, além cementita (na forma de pequenas partículas que tendem a uma forma esferoidal) em tons mais escuros. Amostras retiradas (a) do MB da JS (tangencial longitudinal) e (b) posição 90° (transversal).	130
Figura 73 – Amostras indicando além da microestrutura de martensita revenida, linhas de segregação (centro da chapa) na posição 90° (a) transversal e (b) radial longitudinal.	131
Figura 74 – Mapa dos pontos de indentação para medição de microdureza HV1 para a posição da JS (transversal).	132
Figura 75 – Mapa dos pontos de indentação para medição de microdureza HV1 para a posição 90° (transversal).	133

Figura 76 – Mapa dos pontos de indentação para medição de microdureza HV1 para a posição 90° (radial longitudinal).....	133
Figura 77 – Perfis radiais de microdureza do MB da JS, da LS e da posição 90°.	134
Figura 78 – Algumas referências úteis para análise das fraturas dos corpos de prova axiais com (a) vista superior e (b) vista inferior.	136
Figura 79 – Macrografias (a) e (b) exemplificando, no CDP 1-JS, o tipo de fratura predominante com nucleação das trincas localizada próxima à borda inferior do corpo de prova. As elipses vermelhas indicam o ponto de nucleação da trinca principal e as setas a borda útil inferior do corpo de prova.	137
Figura 80 – Imagens indicando, para o CDP 1-JS, a origem da trinca principal indicada pela elipse em vermelho.....	138
Figura 81 – Imagens da região de propagação estável da trinca através de um mecanismo transgranular para o CDP 1-JS e presença de inclusões globulares indicadas por elipses vermelhas.....	139
Figura 82 – Vista geral da superfície de fratura final (monotônica) para o CDP 1-JS, é possível observar um aspecto alveolar, caracterizado pela presença de <i>dimples</i> . A elipse em vermelho indica duas inclusões do tipo globular.	139
Figura 83 – Macrografia do CDP 2-JS em que é possível notar macroscopicamente duas frentes de propagação estável de trincas de fadiga, frente I e frente II.	140
Figura 84 – Pontos de nucleação das trincas para as frentes de propagação I (a) e II (b) do CDP 2-JS.	141
Figura 85 – Superfícies de propagação estável da trinca para as frentes I (a) e II do CDP 2-JS. Os retângulos vermelhos indicam a presença de inclusões globulares ao passo que as setas indicam trincas secundárias.	142
Figura 86 – Superfície da fratura final, com ruptura monotônica, do CDP 2-JS que ocorreu de maneira dúctil e apresenta um aspecto alveolar devido a presença de <i>dimples</i>	142
Figura 87 – Macrografia da superfície de fratura do CDP 11-90° obtida com auxílio do estereoscópio. A elipse vermelha indica o ponto de nucleação da trinca e defeito na superfície externa do tubo (superfície externa útil do CDP).....	143
Figura 88 – Macrografia da superfície de fratura do CDP 11-90°, obtida através de MEV. A elipse vermelha indica o defeito a partir do qual nucleou a trinca de fadiga.....	144
Figura 89 – Ponto de nucleação da trinca a partir de defeito localizado na superfície do tubo (CDP 11-90°). Em (a) o ponto de nucleação é indicado por uma seta vermelha e em (b) é feita uma ampliação do defeito.....	144
Figura 90 – Aspectos da superfície de fratura do CDP 11-90°, em (a), região de propagação estável, sendo indicadas algumas trincas secundárias através das setas amarelas e em (b) a transição entre a propagação estável e a fratura final dúctil, com as setas amarelas indicando a presença de estrias de fadiga.....	145
Figura 91 – Superfície da ruptura final, monotônica, para o CDP 11-90°, que ocorreu de maneira dúctil, caracterizada pela presença de <i>dimples</i>	146
Figura 92 – Exemplo de aglomerado de defeitos macroscópicos na forma de calotas esféricas na superfície interna de um tubo.	147
Figura 93 – Apresentação mais detalhada dos defeitos tipo calota em um CDP. Em (a) uma imagem geral de um CDP contendo uma grande quantidade de defeitos do tipo calota, em (b) é mostrada uma ampliação do defeito I e em (c) é mostrada uma ampliação do aglomerado de três defeitos, II.....	147
Figura 94 – Macrografias do CDP 8-90°, em que ocorreu nucleação da trinca de fadiga a partir de um defeito do tipo calota. Em (a) a imagem obtida via MEV e em (b) a imagem obtida através do estereoscópio. Para os dois casos a seta vermelha indica o defeito/ponto de início da trinca principal.	148

Figura 95 – Defeito do tipo calota a partir do qual foi nucleada a trinca principal de fadiga do CDP 8-90°. Em (a) a seta vermelha indica o defeito e ponto de início da trinca e em (b) é dado um maior enfoque no defeito, que tem dimensões médias de profundidade igual a 0,01 mm e largura igual a 0,06 mm.	149
Figura 96 – Análise da superfície de propagação estável da trinca de fadiga para o CDP 8-90°. É caracterizado um mecanismo de propagação transgranular, porém, não é possível observar a presença de estrias de fadiga.	150
Figura 97 – Análise da superfície da ruptura final, monotônica, do CDP 8-90°, que ocorreu de maneira dúctil, caracterizada por uma superfície alveolar, com a presença de <i>dimples</i>	150
Figura 98 – Destaque de um defeito tipo calota, indicado pelas setas vermelhas, a partir do qual ocorreu nucleação de trinca de fadiga no CDP 11-JS. Em (a) o defeito antes do ensaio e em (b) o defeito após o ensaio.	151
Figura 99 – Macrografias da superfície de fratura do CDP 11-JS nas quais é possível observar o defeito do tipo calota a partir do qual foi nucleada a trinca principal de fadiga. Em (a) imagem obtida via MEV e em (b) através do estereoscópio.	152
Figura 100 – Defeito e ponto de nucleação da trinca principal de fadiga do CDP 11-JS, indicados pela seta vermelha.	153
Figura 101 – Superfície de propagação estável da trinca de fadiga para o CDP 11-JS, caracterizada por um mecanismo de fratura transgranular. As setas vermelhas indicam algumas das trincas secundárias que podem ser observadas na imagem.	153
Figura 102 – Zona de transição entre a superfície de propagação estável da trinca de fadiga e a ruptura final, monotônica. É possível observar a presença de estrias de fadiga algumas delas indicadas pelas setas vermelhas.	154
Figura 103 - Superfície da ruptura final (monotônica) do CDP JS-11 em que é observado um mecanismo de fratura dúctil, caracterizado pela presença de <i>dimples</i>	154
Figura 104 – Aspecto do CDP LS-3 após a realização dos ensaios. Em (a) a separação do corpo de prova em duas partes e em (b) detalhe de uma destas partes.	155
Figura 105 – Aspectos da superfície da primeira fratura em (a) e da superfície da segunda fratura em (b). As setas azuis indicam o sentido longitudinal de propagação das trincas, as setas vermelhas o sentido da propagação transversal e as setas verdes a origem das trincas (exata em (a) e aproximada em (b)). A elipse vermelha em (a) indica o ponto em que a trinca longitudinal sofre um desvio para propagar-se ao longo da linha de interface existente entre o cordão de solda e o metal base.	156
Figura 106 – Detalhes da superfície da primeira fratura. Em (a) é possível notar uma interface entre a primeira fase de propagação, longitudinal, e a segunda fase, transversal, representadas pelas superfícies I e II respectivamente. Em (b) é apresentada uma ampliação do ponto em que a trinca longitudinal sofre um desvio para propagar-se ao longo da interface existente entre o cordão de solda e o metal base (como indicado na Figura 105). As setas azuis indicam o sentido da propagação longitudinal da trinca e a seta vermelha o sentido da propagação transversal.	156

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Resultados da análise da composição química de um dos tubos de aço API 5CT grau N80 tipo Q utilizado neste trabalho e porcentagens máximas de elementos químicos de acordo com o estipulado pela norma API 5CT <i>Specification for Casing and Tubing</i> . A referida norma apenas limita as porcentagens máximas de S e P.	102
Tabela 2 – Resultados dos ensaios de tração realizados com os corpos de prova retirados da posição 90° e JS.	103
Tabela 3 – Propriedades mecânicas para tubos grau N80 tipo Q de acordo com a norma API 5CT <i>Specification for Casing and Tubing</i>	104
Tabela 4 – Resultados dos ensaios de fadiga válidos para corpos de prova alinhados com a posição 90°.	109
Tabela 5 – Resultados dos ensaios de fadiga válidos para os corpos de prova alinhados longitudinalmente com o cordão de solda.	109
Tabela 6 – Estimadores $\hat{A}$ e $\hat{B}$ para cada uma das posições.	113
Tabela 7 – Resultados diversos obtidos nos ensaios de fadigas realizados em trechos de tubos.	117
Tabela 8 – Valores de microdureza HV1 para a posição JS, com os pontos de indentação sendo aqueles indicados na Figura 74.	132
Tabela 9 – Valores de microdureza HV1 para a posição 90° (transversal e radial longitudinal), com os pontos de indentação sendo aqueles indicados na Figura 69.	133
Tabela 10 – Médias e desvios padrão de microdureza HV1 para as regiões de interesse: metal base próximo à junta soldada e posição 90°.	134

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ARBL: Alta Resistência Baixa Liga
CDP: Corpo de prova
CG: Contornos de grãos
EW: *Electric Welding*
HFW: *High Frequency Welding*
HFIW: *High Frequency Induction Welding*
HFRW: *High Frequency Resistance Welding*
HIC: *Hydrogen Induced Cracking*
HSLA: *High Strength Low Alloy*
JS: Junta soldada
LS: Linha de solda
MB: Metal base
MEV: Microscopia Eletrônica de Varredura
MFEL: Mecânica da Fratura Elástica Linear
OCTG: *Oil Country Tubular Goods*
P&G: Petróleo e Gás
PIB: Produto Interno Bruto
RGF: Região de Grãos Finos
RGG: Região de Grãos Grosseiros
RI: Região Intercrítica
RPM: Rotações Por Minuto
RS: Região Subcrítica
SCR: *Steel Catenary Riser*
SSC: *Sulfide Stress Cracking*
TMCP: *Thermo-Mechanically Controlled Processing*
TTR: *Top Tensioned Riser*
VIV: *Vortex Induced Vibration*
ZF: Zona Fundida
ZTA: Zona Termicamente Afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

α : ferrita

α : significância (estatística)

β : fator geométrico para o cálculo do fator intensidade de tensões

δ : alongamento

ε : deformação

ε_a : amplitude de deformações total

ε_e : amplitude de deformações elástica

ε_p : amplitude de deformações plástica

ΔK : variação do fator intensidade de tensões

ΔK_{limiar} : variação do fator intensidade de tensões limiar para início da propagação estável da trinca de fadiga

γ : austenita

σ : tensão

σ_{adm} : tensão admissível

σ_a : amplitude de tensões

σ_{aef} : tensão alternada efetiva

σ_e : tensão de escoamento

$\sigma_{\text{máx}}$: máximo valor de tensão a que um ponto é submetido durante um ciclo de fadiga

$\sigma_{\text{máxima}}$: valor de tensão máximo obtido em um ensaio de tração

$\sigma_{\text{mín}}$: mínimo valor de tensão a que um ponto é submetido durante um ciclo de fadiga

$\sigma_{\text{média}}$: valor de tensão média em um ponto

σ_{mef} : tensão média efetiva

$\Delta\sigma$: intervalo de tensões

σ_u : tensão de ruptura

$\hat{A}$: estimador de A

a: comprimento da trinca

Al: alumínio

Al_2O_3 : alumina

$\hat{B}$: estimador de B

C: carbono

Cr: cromo

D_E : diâmetro externo

D_I : diâmetro interno

D_M : diâmetro médio

f : frequência de carregamento

Fe: ferro

Fe_3C : cementita

FeS: sulfeto de ferro

H: hidrogênio

H_2S : sulfeto de hidrogênio

I : momento de inércia

K : fator intensidade de tensões

K_I : fator intensidade de tensões para o Modo I de abertura da trinca

K_{II} : fator intensidade de tensões para o Modo II de abertura da trinca

K_{III} : fator intensidade de tensões para o Modo III de abertura da trinca

K_{IC} : fator intensidade de tensões crítico para o Modo I de abertura da trinca ou “tenacidade à fratura”

K_{IIC} : fator intensidade de tensões crítico para o Modo II de abertura da trinca

K_{IIIC} : fator intensidade de tensões crítico para o Modo III de abertura da trinca

K_C : fator intensidade de tensões crítico

K_D : fator de concentrações de tensões de fadiga para um defeito D , como função de S e R

$K_{D;R}$: fator de concentrações de tensões de fadiga para um defeito D , como função de S

K_f : fator de concentração de tensões de fadiga

K_t : fator teórico de concentração de tensões

L : largura de um trecho de tubo

LS: linha da solda

Mn: manganês

MnS: sulfeto de manganês

Mo: molibdênio

N : número de ciclos de fadiga

Nb: nióbio

Ni: níquel

P: fósforo

R : razão de tensões

R : raio externo do tubo

r : raio interno do tubo

S : tensão nominal

S_a : tensão alternada nominal

S_e : limite de fadiga

S_r : resistência à fadiga para um número N de ciclos

S_m : tensão média nominal

S: enxofre

Si: silício

s : desvio padrão amostral

T : período de carregamento

T_m : temperatura de fusão do material

t : espessura da parede do tubo

Ti: titânio

V: vanádio

$\bar{x}$: média amostral

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	23
1.1.	OBJETIVOS.....	24
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA E REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	25
2.1	DUTOS UTILIZADOS NA EXPLORAÇÃO, PROSPECÇÃO E CONDUÇÃO DE PETRÓLEO E GÁS	25
2.1.1	<i>Line Pipes</i>	25
2.1.2	Dutos do tipo OCTG	27
2.2	OS AÇOS NA INDÚSTRIA DE PETRÓLEO E GÁS	31
2.2.1	Aços ao carbono e aços Alta Resistência Baixa Liga.....	32
2.2.2	A evolução dos aços no setor de Petróleo e Gás	33
2.2.3	Tubos de aço do tipo <i>Line Pipe</i>	35
2.2.4	Tubos de aço do tipo <i>Casing e Tubing</i>	36
2.3	O PROCESSO DE FABRICAÇÃO DOS TUBOS <i>CASING</i> E <i>TUBING</i>	39
2.3.1	Soldagem via processo HFW	40
2.3.2	A junta soldada	42
2.3.2.1	Aspectos da metalurgia da junta soldada	42
2.4	FALHA DOS MATERIAIS.....	45
2.4.1	A falha por fadiga.....	45
2.4.2	Histórico	46
2.4.3	Definição de fadiga	48
2.4.4	Simbologias e notações utilizadas	49
2.4.5	Os estágios da falha por fadiga	53
2.4.5.1	Estágio I	53
2.4.5.2	Estágio II: crescimento (ou propagação) estável da trinca	58
2.4.5.3	Fratura	60
2.4.6	Abordagens do estudo da fadiga.....	61
2.4.6.1	Abordagem vida sob tensão	62
2.4.6.2	Abordagem vida sob deformação	65
2.4.6.3	Abordagem pela MFEL	67
2.4.7	Alguns fatores de influência sobre a vida em fadiga.....	69
2.4.7.1	Fatores de carregamento: frequência, tensões médias e razão	69
2.4.7.2	Acabamento superficial, tamanho e fatores geométricos	73

2.4.7.3 Fatores Ambientais: corrosão e temperatura.....	77
2.4.8 Algumas filosofias de projeto para fadiga.....	79
2.4.8.1 Vida segura em fadiga	79
2.4.8.2 Falha em segurança.....	81
2.4.8.3 Tolerância ao dano.....	81
2.5 O PROCESSO DE FADIGA EM TUBULAÇÕES	81
2.5.1 Danos de fadiga devido ao transporte (<i>transit fatigue</i>)	82
2.5.2 Danos de fadiga em serviço.....	82
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	86
3.1 MATERIAL UTILIZADO	86
3.2 MÉTODOS	86
3.2.1 Análise química	86
3.2.2 Corte e usinagem.....	86
3.2.3 Ensaios de Tração	89
3.2.4 Ensaios de Fadiga.....	92
3.2.4.1 Ensaios de fadiga axiais	92
3.2.4.2 Ensaio de fadiga em trechos de tubo	94
3.2.5 Metalografia, microdureza e fractografia	98
3.2.5.1 Preparação das amostras para análise macro e microestrutural	98
3.2.5.2 Captura e tratamento das imagens macrográficas e micrográficas	100
3.2.5.3 Análise de microdureza.....	100
3.2.5.4 Análise fractográfica.....	101
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	102
4.1 RESULTADO DA ANÁLISE QUÍMICA	102
4.2 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO	102
4.3 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FADIGA	106
4.3.1 Resultados dos ensaios de fadiga axiais.....	106
4.3.2 Resultados dos ensaios de fadiga em trechos de tubos.....	115
4.4 RESULTADOS DA METALOGRAFIA, MICRODUREZA E FRACTOGRAFIAS	121
4.4.1 Resultados das macrografias	121
4.4.2 Resultados das micrografias	124
4.4.3 Resultados da análise de microdureza.....	131
4.4.4 Resultados das análises fractográficas	136

4.4.4.1 Análises fractográficas dos corpos de prova de fadiga axial	136
4.4.4.2 Análise da fratura do CDP LS-3.....	155
5. CONCLUSÕES.....	158
7. REFERÊNCIAS.....	160

1 INTRODUÇÃO

A matriz energética brasileira é impulsionada por combustíveis fósseis. Estes correspondem a 60,6% da oferta interna de energia (Empresa de Pesquisa Energética, 2015), com grande destaque para o petróleo (EPE, 2015; FGV Projetos, 2012) e o gás natural que, juntos, respondem por 52,9% do total (EPE, 2015). Dinâmica e em busca de constantes inovações (GOVERNO DE SÃO PAULO, 2015; MORAIS, 2013), a indústria do petróleo e gás nacional tem grande importância na economia brasileira e corresponde a cerca de 11% do PIB nacional (GOVERNO DE SÃO PAULO, 2015). Essa importância é justificável considerando que o país apresenta, de acordo com a Agência Nacional do Petróleo (2014), reservas provadas de petróleo que superam os 15 bilhões de barris e de gás natural que superam 458 bilhões de metros cúbicos, com novas reservas sendo descobertas todos os anos. A indústria do petróleo e gás conta também com uma capacidade de produção crescente. No Brasil a principal empresa exploradora de petróleo e gás é a Petrobrás. Esta possui, em território nacional, em torno de 1.660 atividades de perfuração (a maior parte destas nos oceanos) e, a despeito de sua atual crise política, vem batendo metas de produção, como em 30 de novembro de 2014, quando foi atingida a marca 2,384 milhões de barris de petróleo produzidos em um dia (recorde histórico de produção diária) (PETROBRÁS, 2015). Deste total, as reservas do pré-sal têm grande importância estratégica, tanto pela qualidade de seu óleo (média a alta qualidade, de acordo com seu grau API – *American Petroleum Institute*) como pela quantidade. Nesse sentido, por exemplo, apenas o petróleo produzido no pré-sal das bacias de Campos e Santos representa, aproximadamente, 30% do total produzido em solo brasileiro, com destaque para o recorde de produção destas bacias no mês de janeiro (2015), quando foi atingida uma média de produção de 669 mil bpd (barris de petróleo por dia) (PETROBRÁS, 2015).

A exploração do petróleo em águas profundas (entre 300m e 1500 m abaixo da lâmina d'água) e especialmente ultraprofundas (acima de 1.500 m de profundidade) (MORAIS, 2013), como é o caso do pré-sal, é um dos principais motivos da demanda de avanços e inovações tecnológicos da indústria petrolífera brasileira. Considerando que com as tecnologias atuais é possível explorar petróleo a uma profundidade de até 13.000 m (limite de 3.000 m da lâmina d'água até o leito marinho, mais 10.000 m do topo ao fundo do poço) (MORAIS, 2013), as estruturas, sejam elas, dutos, equipamentos, plataformas, etc., estão sujeitas a situações cada vez mais severas de operação como: elevada pressão (devido à profundidade de operação), efeitos de corrosão (relacionados ao ambiente marinho e aos fluidos transportados) e carregamentos dinâmicos (impostos pelas correntes oceânicas, ventos, variação de pressão,

etc.) os quais podem levar a tubulação a sofrer danos por fadiga. Estas condições críticas, às quais são expostas as estruturas *offshore*, demandam o desenvolvimento de novas tecnologias e materiais que possam suportar tais condições.

No que tange o escopo deste trabalho, um destaque maior será dado ao estudo da fadiga de amostras retiradas de tubos de aço API 5CT grau N80 tipo Q, utilizado na manufatura de tubos de aço do tipo *tubing* que conduzem o petróleo e ou gás até a cabeça do poço explorado e *casing* que são utilizadas no revestimento de poços de petróleo e gás. A proposta vai ao encontro da necessidade de melhor entendimento das propriedades mecânicas dos tubos quando estes são sujeitos a carregamentos cíclicos (tanto em serviço quanto durante o transporte), e como o processo de manufatura contribui para a anisotropia do tubo.

1.1. OBJETIVOS

Esta dissertação tem como objetivos a caracterização (mecânica e microestrutural) e, especialmente, a análise da resistência à fadiga de um tubo de aço, tipo ARBL (Alta Resistência Baixa Liga), grau API 5CT N80 tipo Q, utilizado em tubulações do tipo *casing* e *tubing* para a exploração de petróleo e gás. Resumidamente, as etapas do trabalho irão consistir em:

- i. caracterização mecânica do material através de ensaios de tração e análise de microdureza, a partir de amostras retiradas de diferentes posições dos tubos de aço estudados;
- ii. caracterização microestrutural dos tubos de aço API 5CT N80 tipo Q estudados, contemplando diferentes amostras do material base e também da junta soldada;
- iii. análise da resistência à fadiga do aço estudado, com amostras retiradas a partir de duas posições diferentes dos tubos estudados (corpos de prova axiais não normalizados);
- iv. desenvolvimento e testes de dispositivo e corpos de prova objetivando realização de ensaios de fadiga em trechos de tubos;
- v. análise e comparação dos resultados obtidos, especialmente verificando se existe diferença significativa das propriedades mecânicas dos tubos ao longo de sua direção circunferencial.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA E REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 DUTOS UTILIZADOS NA EXPLORAÇÃO, PROSPECÇÃO E CONDUÇÃO DE PETRÓLEO E GÁS

Dentre os tipos de tubos utilizados na indústria de exploração petróleo e gás é possível destacar os do tipo OCTG (*Oil Country Tubular Goods*), utilizados nas atividades de perfuração, revestimento e condução de petróleo e gás através do poço explorado, e os do tipo *line pipe* utilizados no transporte de fluidos externamente aos poços. As seções subsequentes apresentam um maior detalhamento acerca do tema.

2.1.1 *Line Pipes*

Os tubos do tipo *line pipe* são utilizados para o transporte, além da cabeça do poço, de hidrocarbonetos, seus derivados e eventualmente outros fluidos de injeção, tanto em instalações *offshore* quanto *onshore*. As linhas formadas a partir dos tubos *line pipe* se dividem em *flowlines*, *risers* e *pipelines*.

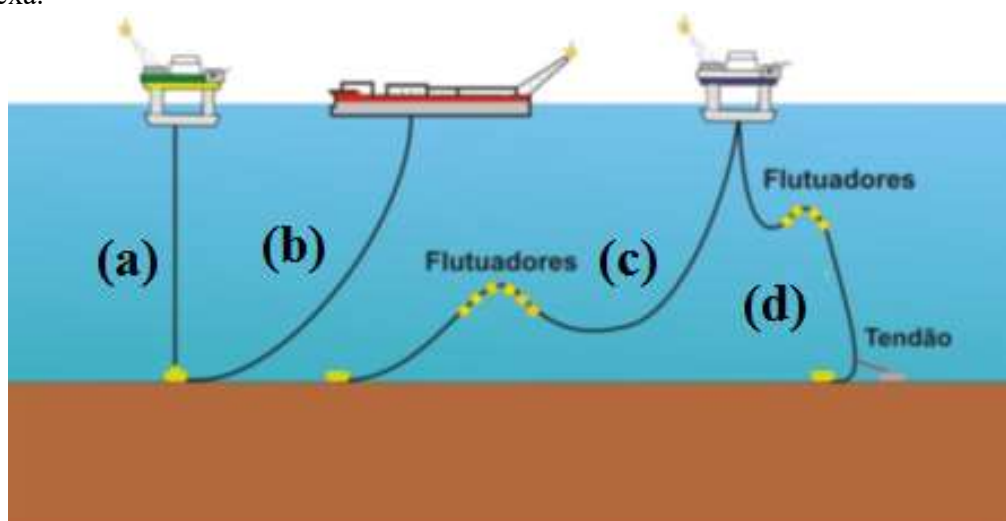
As *flowlines* transportam hidrocarbonetos não processados (LEE, 2007; BAI, BAI, 2012) (fluidos multifásicos, com presença de água, areia, etc.) como petróleo cru, além de *lift gas* (gás pressurizado utilizado para a elevação de outros fluidos como água e petróleo), água de injeção e outros produtos químicos necessários para as atividades de exploração. Em termos de condição de operação, as *flowlines* trabalham com temperaturas e pressões elevadas (LEE, 2007) e podem estar ligadas do poço até o *manifold* da instalação submarina e do *manifold* até os “pés” dos *risers*, os quais fazem a conexão das *flowlines* com as plataformas ou navios e seus reservatórios ou unidades de processamento (BAI, BAI, 2012).

Risers são as tubulações que conduzem o fluido recebido pelas *flowlines*, seja ele o petróleo ou gás, da cabeça do poço até a plataforma ou navio localizado na superfície (ALBUQUERQUE, 2004; SOUZA, FILHO, DUTRA, 2007; RODRIGUES, 2011; ARRUDA, MARTINS, LAGES, 2012; BAI, BAI, 2012; TENARIS, 2015) para o caso de uma extração, ou que transportem outro tipo de fluido durante uma injeção em um poço (RODRIGUES, 2011; BAI, BAI, 2012; TENARIS, 2015), sendo estruturas dutoviárias de elevada responsabilidade e consideradas como as mais críticas em instalações *offshore* (SOUZA, FILHO, DUTRA, 2007; TENARIS, 2015). Dividem-se em *risers* flexíveis, rígidos e híbridos (compostos por tubos flexíveis e rígidos). Os *risers* flexíveis são montados a partir de tubos manufaturados através do entrelaçamento de várias camadas de materiais, (poliméricos, metálicos, cerâmicos)

formando um material compósito com propriedades mecânicas especialmente ajustadas à aplicação a qual são destinados (ALBUQUERQUE, 2004; RODRIGUES, 2011; BAI, BAI, 2012; ARRUDA, MARTINS, LAGES, 2012). Os *risers* rígidos por sua vez são compostos por tubos de aço (normalmente microligados) e podem apresentar revestimento externo polimérico (proteção contra corrosão), camada de isolamento térmica (quando necessário), além de eventual revestimento de concreto quando é preciso lastro para a estabilidade do duto (LIMA, 2007). Ao passo que os *risers* flexíveis sejam mais comuns, eles são limitados quanto a seus diâmetros, profundidade de utilização (ALBUQUERQUE, 2004; BAI, BAI, 2012), temperatura de serviço (ALBUQUERQUE, 2004) e também são mais caros (ALBUQUERQUE, 2004; BAI, BAI, 2012), devido a seu processo de fabricação ser mais complexo. Hoje no Brasil, os *risers* rígidos de aço vêm sendo os mais utilizados para a exploração em águas profundas (BAI, BAI, 2012), estes são formados por tubos de aço (extrudados ou costurados) unidos entre si através de um processo de solda (ALBUQUERQUE, 2004; RODRIGUES, 2011; BAI, BAI, 2012), que pode ser realizado em terra firme ou embarcado, antes da instalação do duto no oceano. Quanto às configurações de instalação, elas podem ser de tipo vertical, os chamados TTRs (*Top Tensioned Risers*) ou em catenária (simples ou complexa), denominados SCRs (*Steel Catenary Risers*) (RODRIGUES, 2011; BAI, BAI, 2012; ARRUDA, MARTINS, LAGES, 2012). Os tipos de configuração de instalação dos *risers* podem ser observados na Figura 1.

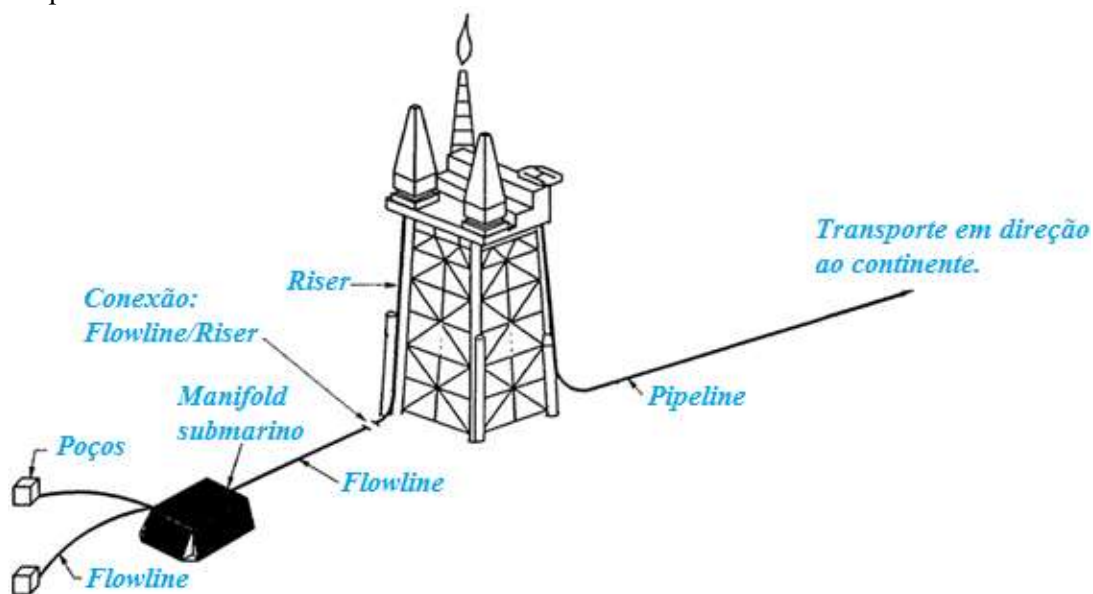
Por fim, tubos do tipo *pipelines* formam linhas dutoviárias que transportam hidrocarbonetos já processados, separados de outras impurezas, sejam eles o petróleo e derivados ou o gás natural, também chamadas de *production* ou *import lines*. As linhas de *pipelines offshore* são muito parecidas com aquelas observadas *onshore* (oleodutos e gasodutos que atravessam grandes distâncias), apresentam geralmente grandes diâmetros e transportam fluidos à temperatura ambiente (LEE, 2007). A Figura 2 apresenta o esquema de uma instalação submarina simplificada, ilustrando as estruturas anteriormente citadas.

Figura 1 – Tipos de configurações de risers: (a) TTR, (b) catenária simples, (c) e (d) catenária complexa.



Fonte: adaptado de Arruda, Martins, Lages (2012).

Figura 2 – Esquema simplificado de uma instalação submarina de produção de petróleo, sua respectiva plataforma e dutos.



Fonte: adaptado de Bai, Bai (2012).

Os tubos de aço utilizados em *line pipes* têm sua composição química e propriedades mecânicas especificadas pelo API, através da norma API 5L – *Specifications for Line Pipes*.

2.1.2 Dutos do tipo OCTG

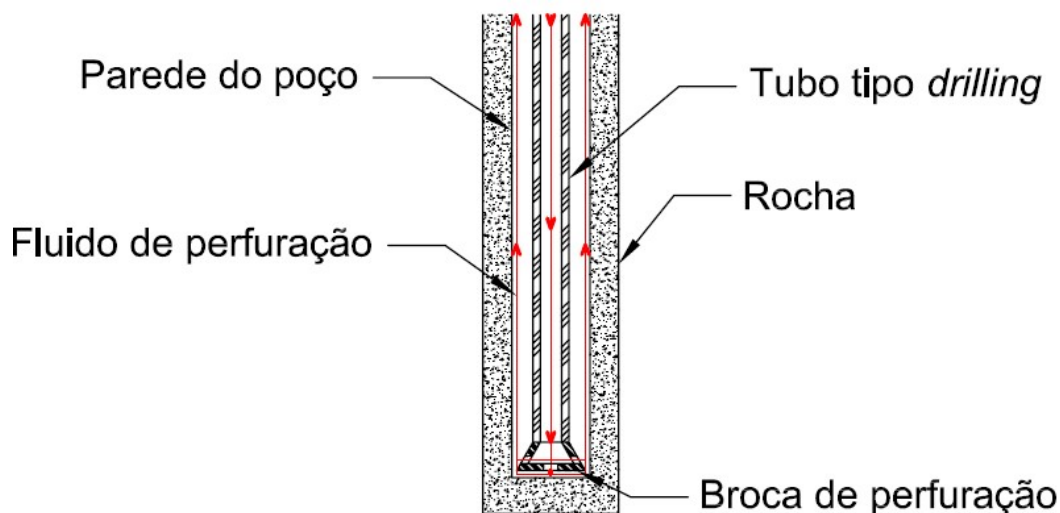
Os dutos do tipo OCTG consistem em tubos circulares de aço carbono ou liga, costurados ou extrudados, com extremidades lisas e ou roscadas e ou expandidas (com “luvas”), dividindo-se em tipo *drilling* (utilizados nas colunas de perfuração dos poços) e dos tipos *casing* e *tubing* (utilizados nas colunas de prospecção, dentro do poço a ser explorado) (U.S. INTERNATIONAL TRADE COMMISSION, 2002; INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION, 2015).

Quando há evidências geológicas e ou geofísicas da presença de hidrocarbonetos (existência de um reservatório) ocorre a perfuração de um poço, atividade que pode ter duração variando de menos de um dia até vários meses (PAPAVINASAM, 2014). Um sistema típico para perfuração (rotativa) consiste em uma unidade de força rotativa, uma coluna de perfuração, (composta de tubos de parede espessa denominados “comandos”, tubos de parede mais fina, conexões e uma broca em sua extremidade), além de fluido ou lama de perfuração que é bombeado(a) para dentro da coluna de perfuração até a broca, sendo responsável por expulsar os fragmentos da rocha perfurada e manter a pressão do sistema, (THOMAS, 2001; PAPAVINASAM, 2014). Um esquema simplificado de uma coluna de perfuração pode ser observado na Figura 3.

Devido à natureza dos esforços cíclicos existentes e do ambiente corrosivo envolvidos na atividade descrita, fenômenos de fadiga-corrosão e de *Sulfide Stress Cracking* – SSC (especialmente relacionado à presença de H_2S), são mecanismos comuns para a ocorrência de falhas em tubos de perfuração (PAPAVINASAM, 2014).

A atividade de perfuração descrita anteriormente é caracterizada por ocorrer em fases. Quando certa profundidade é atingida no poço, toda a coluna de perfuração é retirada e um tubo do tipo *casing*, (com diâmetro menor que o da broca anteriormente utilizada) é inserido dentro do poço, com o espaço anelar restante sendo preenchido usualmente com concreto (THOMAS, 2001; PAPAVINASAM, 2014). Após essa etapa, quando necessário, novamente uma coluna de perfuração é inserida dentro do poço, porém, com uma broca de menor diâmetro, e uma nova atividade de perfuração ocorre, sendo precedida pela instalação de um novo tubo do tipo *casing* (THOMAS, 2001) fazendo com que o perfil lateral do poço tenha um perfil “escalonado”.

Figura 3 – Esquema simplificado de uma coluna de perfuração.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

As tubulações do tipo *casing*, portanto, servem como estruturas que: mantêm a integridade e a estabilidade das paredes do poço perfurado, impedindo seu colapso; evitam que o óleo e gás sejam misturados a outros fluidos indesejáveis como a água (e vice-versa) (THOMAS, 2001; U.S. INTERNATIONAL TRADE COMMISSION, 2002; PAPAVERINASAM, 2014); permitem um controle da pressão de trabalho dentro do poço explorado (THOMAS, 2001; SOCIETY OF PETROLEUM ENGINEERS, 2015); dentre outras funções. Por fim, dentro do poço, o duto responsável pela condução dos hidrocarbonetos até a cabeça do poço é denominado *tubing*, e se encontra encapsulado pela tubulação formada pelos *casings* (U.S. INTERNATIONAL TRADE COMMISSION, 2002; PAPAVERINASAM, 2014; INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION, 2015; SOCIETY OF PETROLEUM ENGINEERS, 2015). Um esquema simplificado de um conjunto de *casings* e o *tubing* central é mostrado na Figura 4.

Figura 4 – Esquema da instalação de várias tubulações do tipo casing encapsulando uma tubulação do tipo tubing dentro de um poço de petróleo.

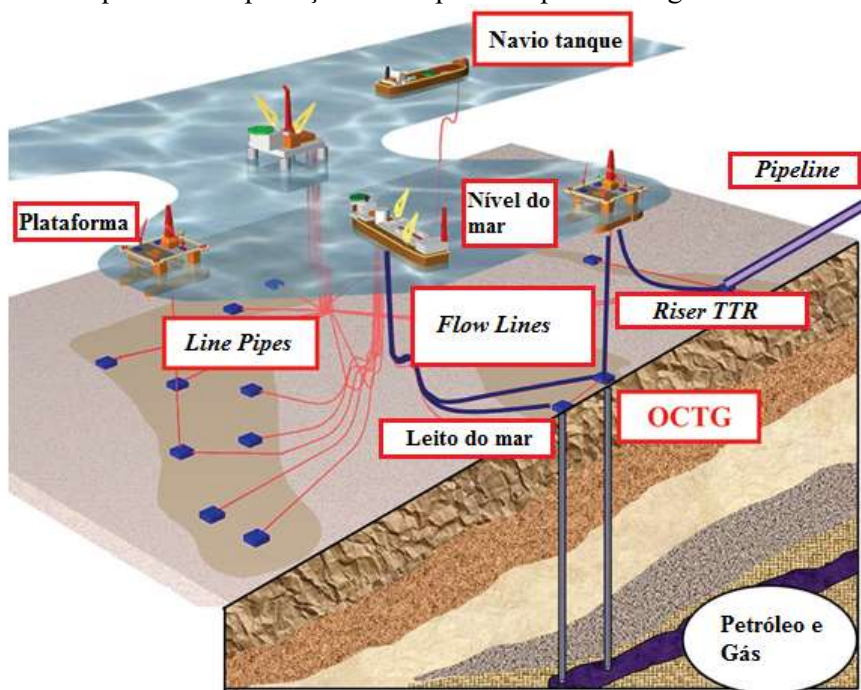


Fonte: adaptado de Krauspenhar (2012).

Os tubos do tipo OCTG têm suas características definidas de acordo com normas do API, sendo os do tipo *casing* e *tubing* (de interesse neste projeto) relacionados à norma API 5CT *Specification for Casing and Tubing*.

A partir de todo o exposto acerca de tubulações utilizadas nas atividades de prospecção e condução de petróleo e gás, a Figura 5 apresenta um esquema de uma instalação *offshore* em que é possível observar os vários tipos de dutos apresentados anteriormente.

Figura 5 – Esquema de exploração e transporte de petróleo e gás em uma instalação offshore.



Fonte: adaptado de Sagara et al. (2015).

2.2 OS AÇOS NA INDÚSTRIA DE PETRÓLEO E GÁS

Os metais são intensamente utilizados no setor de petróleo e gás, correspondendo a cerca de 90% de todos os materiais utilizados nessa indústria (PAPAVINASAM, 2014). Dentre estes, os aços são os mais utilizados (ZHU, 2011; PAPAVINASAM, 2014) correspondendo a cerca de 80% de todo o metal utilizado no setor (PAPAVINASAM, 2014), especialmente por seu relativamente baixo custo e fácil obtenção (SINGH et al., 2014; PAPAVINASAM, 2014). Outra característica importante dos aços é sua extrema versatilidade, pois, graças a avanços obtidos nos últimos 50 anos, suas propriedades vêm se tornando cada vez melhores, tanto em termos de resistência mecânica, quanto em relação à tenacidade (inclusive em baixas temperaturas), resistência à corrosão (em alguns casos), soldabilidade, dentre outras características que os tornam adequados a condições cada vez mais severas existentes na exploração e transporte de petróleo e gás. As seções subsequentes apresentam um aprofundamento a respeito do tema.

2.2.1 Aços ao carbono e aços Alta Resistência Baixa Liga

Os aços eram descritos no passado simplesmente como ligas de Fe (ferro) e C (carbono), uma classificação muito simplista para os padrões atuais, pois hoje muitos aços importantes, como os do tipo *interstitial-free* e alguns aços inoxidáveis, apresentam o C como uma impureza presente em quantidades tão baixas quanto algumas partes por milhão (ASM, 2008). No escopo deste projeto, contudo, são de interesse especialmente os aços “clássicos”: ligas Fe-C, em que a quantidade de C seja menor que 2% em massa (porcentagens maiores caracterizam o material como um ferro fundido) (ASM, 2002), com a eventual adição de outros elementos de liga. Dentre estes aços, o mais comum é o aço ao carbono simples (*plain carbon steel*), uma liga de Fe-C que também contém Mn (manganês) e certa quantidade de elementos residuais, os quais já estavam presentes nas matérias-primas do aço, como S (enxofre) e P (fósforo) (ASM, 2002; ASM, 2008). Estes aços podem ser do tipo baixo carbono (teor $< 0,2\%$ de C em massa), médio carbono ($0,2 < \text{teor} < 0,5\%$ de C em massa) e alto carbono (teor $> 0,5\%$ de C em massa) (ASM, 2002), apresentando aumentos da resistência mecânica e dureza com reduções da ductilidade, tenacidade e soldabilidade (ALÍPIO et al., 2000; VERLINDEN et al., 2007; ASM, 2008) conforme o teor de C aumenta.

Para que ocorra um aumento da resistência mecânica sem detrimento das outras propriedades citadas, na maior parte dos casos, é interessante a utilização de aços com baixos teores de C mas que tenham adição de pequenas porcentagens de elementos de liga, os denominados aços de baixa liga (CHIAVERINI, 1990). Estes são caracterizados pela presença de elementos de liga em porcentagens inferiores a 8% (ASM, 2002), destacando-se os chamados aços ARBL (Alta Resistência Baixa liga, ou HSLA *High Strength Low Alloy*). Os aços ARBL são “híbridos” entre os aços ao carbono simples e os aços ligas (ASM, 2002), sendo caracterizados por apresentarem teores de C variando de médio a baixo e adição de vários elementos de liga em porcentagens relativamente baixas (CHIAVERINI, 1990; ASM, 2002). Também, estes aços podem ser utilizados em condições diversas como, por exemplo, laminados ou temperados e revenidos (CHIAVERINI, 1990; ASM 2002). Os aços do tipo ARBL foram primeiramente desenvolvidos para o setor automobilísticos como substitutos para os aços de baixo carbono comuns, de maneira a melhorar a relação resistência/massa e atender a critérios mais rígidos de propriedades mecânicas (NATHAN, BALASUBRAMANIAN, MALARVIZHI, RAO, 2015), mas hoje, devido as suas propriedades excepcionais, tornaram-se indispensáveis para diversos setores além do automotivo, como o da construção civil, o naval

e o de P&G (Petróleo e Gás) (XIE, DU, HU, MISRA, 2014; NATHAN, BALASUBRAMANIAN, MALARVIZHI, RAO, 2015).

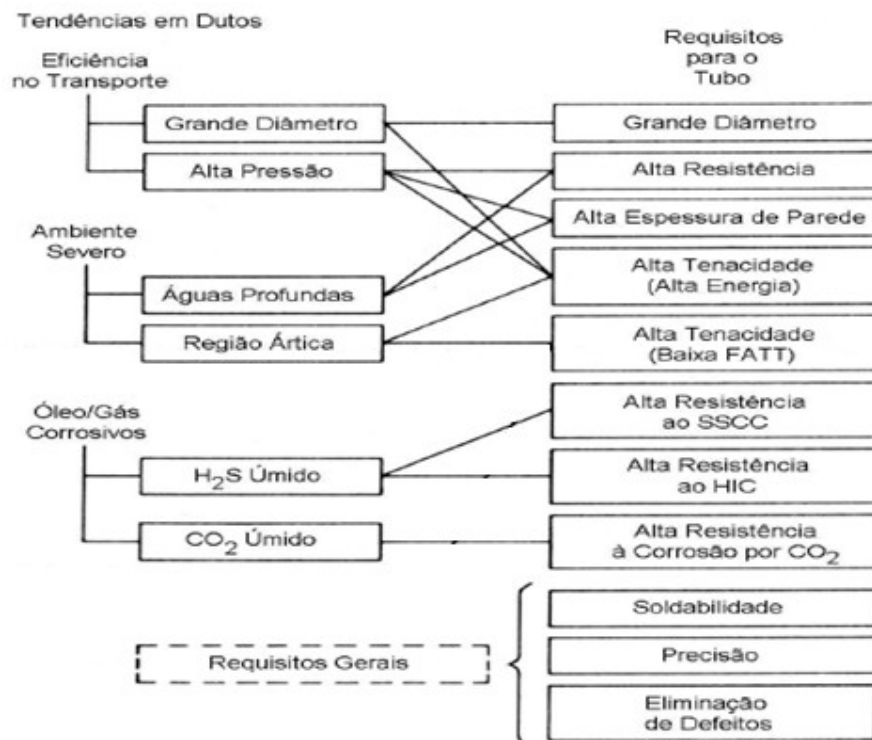
Considerando o conjunto dos aços ARBL, podem ser destacados os do tipo microligados. Os aços ARBL microligados apresentam teores baixos de C e pequenas adições de um ou mais dos seguintes elementos: Ti (titânio), V (vanádio) e Nb (nióbio) (ASM, 2002; ASM, 2008, BEIDOKHTI, KOUKABI, DOLATI, 2009; NASCIMENTO, 2009). A presença destes elementos combinada a um processo de fabricação via conformação termomecânica controlada, ou TMCP (*Thermo-Mechanically Controlled Processing*) com ou sem resfriamento acelerado, permite a obtenção de aços com elevado valor de tensão de escoamento (CHIAVERINI, 1990), compensando a perda de resistência que ocorreria devido aos baixos teores de C, e faz isso sem excessivo comprometimento da ductilidade (XIE, DU, HU, MISRA, 2014). Portanto, graças à composição química destes aços e ao rigoroso processo de fabricação, esses aços apresentam uma ótima combinação de propriedades: elevada resistência mecânica, elevada tenacidade (inclusive a baixas temperaturas), além de adequadas soldabilidade e ductilidade (BEIDOKHTI, KOUKABI, DOLATI, 2009; NATHAN, BALASUBRAMANIAN, MALARVIZHI, RAO, 2015), daí a sua importância hoje na indústria.

2.2.2 A evolução dos aços no setor de Petróleo e Gás

As primeiras tubulações utilizadas no transporte de petróleo e gás eram bastante rudimentares e comumente manufaturadas em ferro fundido, como é o caso da primeira linha dutoviária moderna, utilizada para o transporte de petróleo, construída em 1865 nos Estados Unidos da América. Esta possuía cinco milhas (em torno de oito quilômetros) de extensão e um diâmetro de seis polegadas (cerca de 152,4 mm), com uma capacidade de transporte de sete mil barris de petróleo por dia (HOPKINS, 2007). Contudo, com o aumento da demanda por petróleo e gás as condições de exploração e transporte de petróleo também tiveram que ser modificadas. A Figura 6 apresenta uma correlação entre as tendências esperadas na exploração de petróleo e gás e os requisitos dos tubos utilizados nas novas linhas dutoviárias construídas.

Nota-se que uma maior eficiência de trabalho leva a uma necessidade de tubos mais resistentes e com maiores diâmetros. Estes, porém, não devem ter uma espessura de parede muito grande (GORNI, SILVEIRA, REIS, 2009; BAI, BAI, 2014), pois isso implica maiores custos de fabricação e logística.

Figura 6 – Correlação entre as tendências em tubos e os requisitos necessários para que estas sejam atendidas.



Fonte: adaptado de Gorni, Silveira, Reis (2009).

A partir da Figura 6 pode ser observado que, além de uma tendência no aumento da eficiência, as condições de exploração e transporte de petróleo e gás podem ser bastante severas, realizadas em ambientes hostis como em águas profundas e ou regiões de baixas temperaturas, além do fato da possibilidade de ocorrência de corrosão nas tubulações. A partir do exposto, é intuitivo entender a necessidade do desenvolvimento de materiais cada vez mais avançados e versáteis para o setor de P&G.

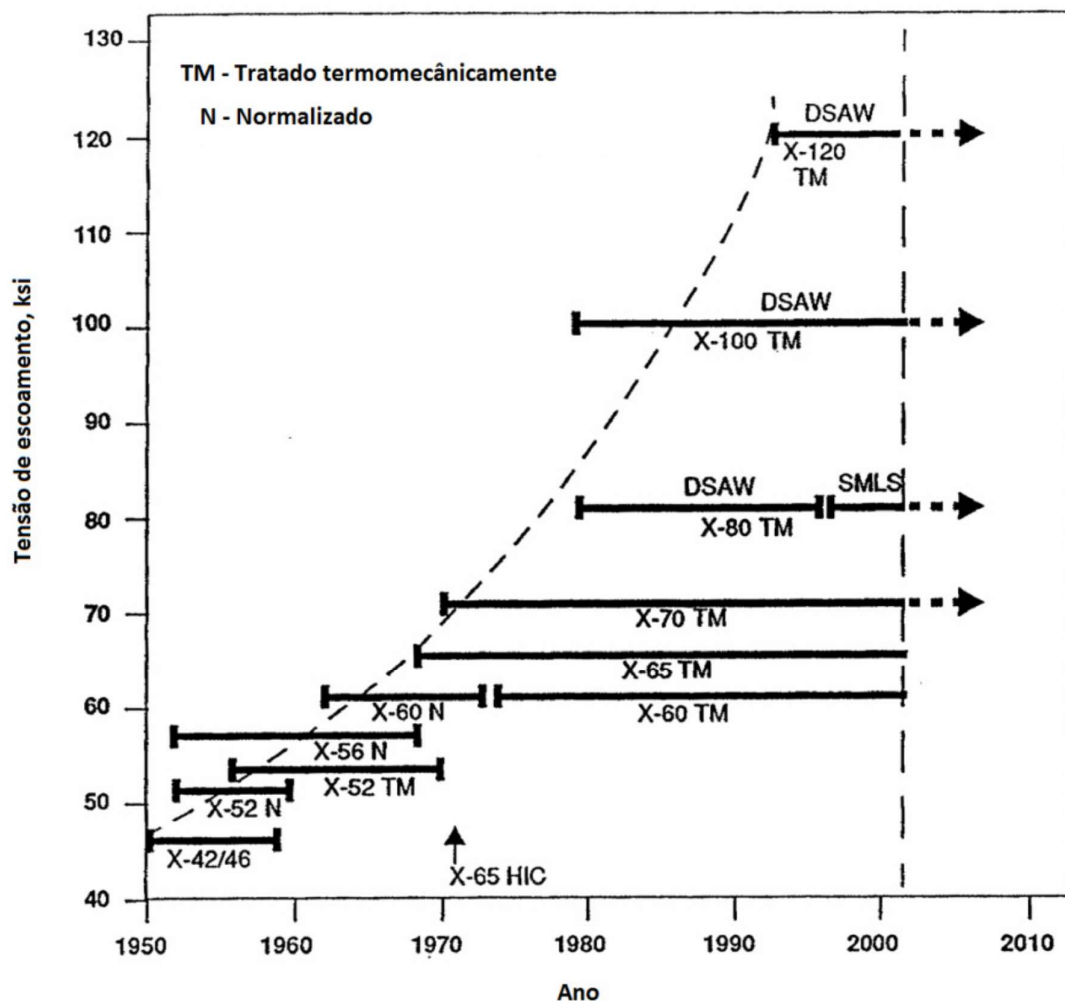
Até meados dos anos de 1970, os aços mais utilizados na manufatura de tubos para o setor de P&G eram do tipo aços ao carbono simples (*plain carbon steels*) com adição de Mn (ALÍPIO et al., 2000) e, em alguns casos, V (vanádio) (ALÍPIO et al., 2000; GORNI, SILVEIRA, REIS, 2009), cada um deles com uma importância particular como elemento de liga. O Mn contribui para aumento da resistência mecânica, especialmente da ferrita, via mecanismo de solução sólida substitucional, (CHIAVERINI, 1990; ASM, 2008) além de atuar como um poderoso dessulfurante, pois tem a tendência de se ligar ao S (enxofre) formando o composto sulfeto de enxofre, MnS, em detrimento à formação de sulfeto de ferro, FeS (CHIAVERINI, 1990; ASM, 2008). De acordo com Kou (2003), essa é uma característica interessante, pois o MnS apresenta um ponto de fusão maior que o do FeS, além de apresentar um elevado valor de tensão

superficial, características estas que reduzem a possibilidade da ocorrência de trincas de solidificação (fator importante especialmente para a soldabilidade do aço). Quanto ao V, este contribui para um aumento da resistência mecânica do aço, principalmente devido à formação de carbeto extremamente duros (ALÍPIO, et al. 2000; ASM 2008). O grande inconveniente dos aços obtidos até então era que seus teores de C eram relativamente elevados, da ordem de 0,20 até 0,28% (ALÍPIO et al., 2000; GORNI, SILVEIRA, REIS, 2009), o que levava ao detrimento de propriedades e características como redução da tenacidade, ductilidade (CHIAVERINI, 1990; ASM, 2008) e diminuição da soldabilidade (ALÍPIO et al., 2000; VERLINDEN et al., 2007; ASM, 2008). Além disso, quanto maiores os teores de C em um aço maior é a quantidade necessária de Mn adicionado para uma dessulfuração satisfatória (uma vez que S é um elemento indesejável na maioria das vezes devido à possibilidade de ocorrência de trincas a quente), sendo que para teores de C elevados (maiores que 0,2% em massa), ocorre uma queda significativa na eficiência da atuação do Mn como dessulfurante (KOU, 2003).

2.2.3 Tubos de aço do tipo *Line Pipe*

De fato, com a tecnologia e materiais utilizados, portanto, era possível há cerca de quarenta anos a obtenção de tubos de aço do tipo *line pipe* de graus API 5L B, X52 e até mesmo X60 (tensões de escoamento mínimas requeridas de 245, 360 e 415 MPa respectivamente) (ALÍPIO et al., 2000; GORNI, SILVEIRA, REIS, 2009), e para casos muito específicos era possível obter tubos com graus maiores; contudo, para estes casos os tubos eram temperados e revenidos e possuíam teores de carbono relativamente altos, o que prejudicava sua soldabilidade e tenacidade (ALÍPIO et al., 2000). Porém, como as exigências do setor de P&G eram cada vez maiores, era imperativo que novos aços fossem desenvolvidos. Assim, para o caso das *line pipes*, no final dos anos de 1960 começaram a ser utilizados tubos de aços ARBL microligados. Este fato que permitiu um grande avanço na obtenção de aços de grau superior para aplicação no setor de petróleo e gás, como pode ser observado na Figura 7.

Figura 7 – A evolução dos aços utilizados em tubos do tipo line pipe na indústria de petróleo e gás.



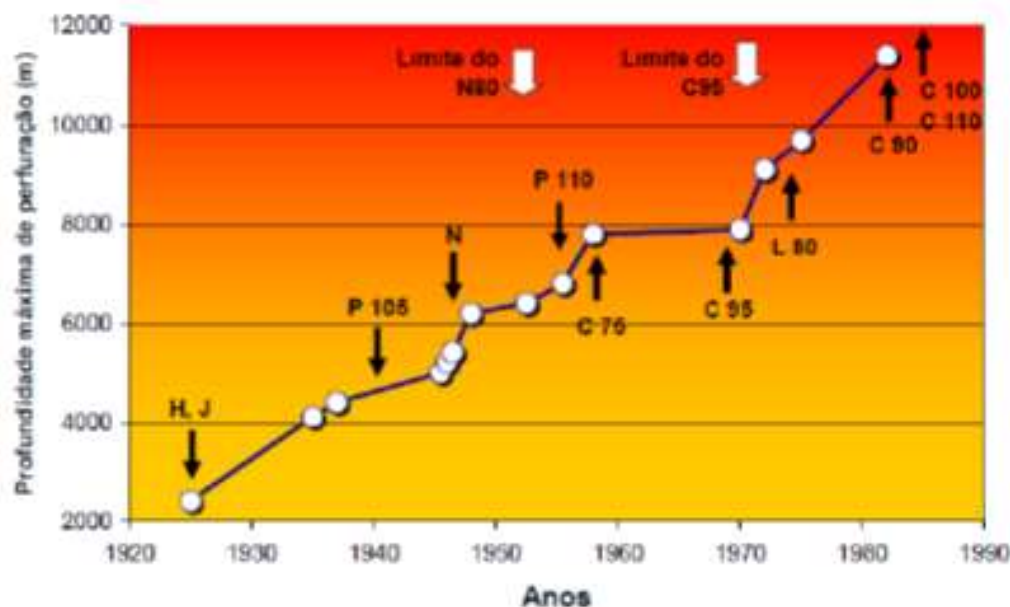
Fonte: adaptado de Andrews, Battle (2003).

As características dos aços ARBL microligados permitem que os tubos fabricados apresentem cada vez maiores valores de resistência, sem se tornarem demasiadamente pesados e onerosos. Além de questões econômicas imediatas (custos de implantação e manutenção), o desenvolvimento e utilização de novos materiais tornam as linhas dutoviárias cada vez mais seguras, menos suscetíveis a falhas. Esta questão se torna cada vez mais importante, pois muitas das novas reservas de petróleo descobertas se encontram nos oceanos, em águas profundas e ultraprofundas, submetendo as tubulações a uma crítica combinação de fatores como: carregamentos dinâmicos (que podem levar a danos e falhas por fadiga), elevados valores de pressão (que dão possibilidade de falha de tubulações por colapso), ambiente corrosivo, etc.

2.2.4. Tubos de aço do tipo *Casing* e *Tubing*

Para o caso de tubos de aço do tipo OCTG utilizados como *casing* e *tubing*, também houve uma evolução significativa dos aços, não apenas em relação à resistência mecânica (crucial devido as maiores pressões de trabalho envolvidas), mas também considerando a resistência à corrosão. De acordo com os graus definidos pela *API 5CT Specification for Casing and Tubing*, essa evolução pode ser observada na Figura 8.

Figura 8 – Evolução dos tubos de aço do tipo casing e tubing, de acordo com os graus especificados pela API 5CT.



Fonte: Melo (2013).

Muitas das jazidas de petróleo exploradas a partir dos anos de 1950 apresentam teores elevados de H_2S , situação cada vez mais frequente e que piora conforme o poço envelhece (GORNÍ, SILVEIRA, REIS, 2009). A presença do H_2S (na forma de uma solução aquosa), caracteriza condições ambientes do tipo *sour* (poços “azedos”) e é responsável pela ocorrência de trincas devido à fragilização por hidrogênio (HIC – *Hydrogen Induced Cracking*) (GORNÍ, SILVEIRA, REIS, 2009) e também devido à ocorrência de SSC (*Sulfide Stress Cracking*) (PAPAVINASAM, 2014). A partir desses detalhes, os tubos do tipo *casing* e *tubing* devem ser selecionados não apenas em função de sua resistência mecânica, mas também devido ao fato de operarem em ambientes *sour* ou *sweet* (poços “doces”, sem presença significativa de H_2S). A partir do exposto (combinação de propriedades mecânicas + resistência à corrosão), os tubos de aço utilizados em *tubing* e *casing* podem apresentar graus distintos específicos para condição de serviço, sendo divididos em três grupos principais (de acordo com a norma *API 5CT Specification for Casing and Tubing*):

Grupo 1: tubos de graus H40, J55, K55 e N80 (Tipos 1 e Q), aplicados para situações em que não é necessária grande resistência à corrosão e são requeridos valores intermediários de resistência mecânica. Sua composição química é restrita apenas quanto aos teores, em massa, de S e de P (fósforo), ao passo que a quantidade de outros elementos químicos fica a critério do fabricante do tubo (desde que sejam atingidas as especificações necessárias relacionadas à resistência mecânica). Quanto ao tratamento térmico, podem ser normalizados, normalizados e revenidos ou temperados e revenidos. Quanto ao processo de manufatura, podem ser do tipo sem costura (extrudados) ou soldados via processo EW (*Electric Welding*).

Grupo 2: tubos de graus M65, L80 (tipos 1, 9Cr, 13Cr), C90 (Tipos 1 e 2), C95 e T95 (tipos 1 e 2), são aplicados em situações em que é necessária resistência à corrosão significativa (por exemplo em ambientes *sour*). Têm sua composição química com um maior grau de restrição quando comparados ao Grupo 1 (exceto o M65). Desta maneira, quando são comparados tubos do tipo L80 e N80, é esperado um custo maior do primeiro. São todos temperados e revenidos, exceto o tipo M65 que pode ser também apenas normalizado ou normalizado e revenido. Podem ser manufaturados costurados ou soldados (dependendo do tipo e grau).

Grupo 3: tubos de grau P110 são ideais quando é necessária elevada resistência mecânica, em operações nas quais elevados valores de pressões estão envolvidos, como em águas profundas (SPE, 2015b). Têm um controle de composição química limitado apenas às porcentagens, em massa, de S e de P, como para os tipos do Grupo 1. É suscetível à falha via SSC, e deve ser usado, preferencialmente, em ambientes do tipo *sweet* (SPE, 2015b). É sempre temperado e revenido. Pode ser fabricado sem costura ou via EW (e neste caso, as porcentagens máximas admitidas, em massa, de S e P são menores).

Grupo 4: tubos de grau Q125 (tipos 1,2,3 e 4), são aplicados em situações em que as condições de exploração se dão em águas ultraprofundas, como poços que estejam situados em profundidades variando entre cinco e nove mil metros (RENPU, 2011). Apresentam um controle de composição química mais restritivo que aqueles observados para os tubos P110, com valores (porcentagens em massa) máximos estipulados de C, Mn, níquel (Ni), S, P e de Mo (molibdênio) e Cr (cromo), sendo o controle destes dois últimos elementos apenas para o tipo 1. É sempre temperado e revenido, podendo ser do tipo *seamless* (sem costura) ou soldado via EW.

Por fim, é interessante ressaltar que, como apresentado, os tubos utilizados em *line pipes* de graus elevados (X60 e superiores) obtêm sua excelente combinação de propriedades (resistência mecânica, tenacidade, soldabilidade) devido a uma combinação entre a composição química dos aços ARBL microligados e o processo controlado de conformação termomecânica (com ou sem resfriamento acelerado) que resulta em uma estrutura final majoritariamente ferrítica-perlítica (e ou bainítica para graus superiores como o X100) (GODOY, 2008), com uma granulometria bastante refinada. Por outro lado, os aços utilizados em *casing* e *tubing* têm composição química muito mais livre (comparação entre os requisitos apresentados pelas normas API 5CT e API 5L), e que para muitos graus apenas há uma especificação dos teores máximos de S e P, não sendo levada em consideração a porcentagem de outros elementos de liga. Assim, quase todos estes aços devem sua elevada resistência mecânica a um tratamento de têmpera e revenido. Destes tubos de aço para *casing* e *tubing*, o grau N80 (escopo deste projeto) é o mais utilizado, especialmente em seu tipo Q (RENPU, 2011). De fato, os tipos 1 e Q podem até mesmo apresentar os mesmos elementos de liga, porém como o tipo Q é temperado e revenido (com objetivo da obtenção de estrutura cristalina martensítica (DEVEREUX, 1998)) ele apresenta uma resistência ao colapso superior ao tipo 1, devendo ser, portanto, escolhido quando houver a opção da utilização entre os dois tipos em um determinado projeto (RENPU, 2011).

2.3 O PROCESSO DE FABRICAÇÃO DOS TUBOS *CASING* E *TUBING*

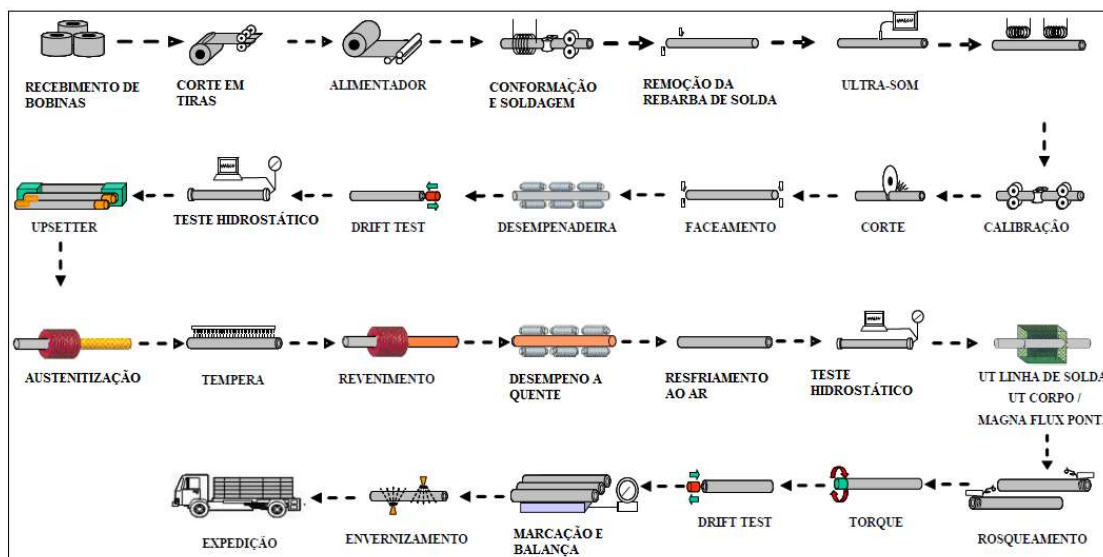
Considerando os tubos utilizados para aplicações do tipo *casing* e *tubing*, a norma API 5CT *Specifications for Casing and Tubing* restringe ou divide os processos de manufatura desses em dois tipos: *seamless* e EW de acordo com o grupo, grau e tipo em questão, como fora apresentado na seção anterior. Para o caso dos tubos estudados nesse projeto, graus N80 tipo Q, o processo de fabricação utilizado é composto, basicamente, por (BARBOSA, 2011; APOLO, 2015):

- i. “desbobinamento” das chapas de aço (com as composições químicas já de acordo com os requisitos especificados pela API 5CT);
- ii. conformação mecânica das chapas em uma geometria tubular;
- iii. soldagem elétrica (EW) via mecanismo de indução;
- iv. tratamento térmico da solda (quando necessário);
- v. calibração e testes iniciais;

- vi. têmpera e revenimento;
- vii. teste finais, ensaios não destrutivos e operação de acabamento.

A Figura 9 apresenta um fluxograma mais completo que engloba todas as etapas do processo de fabricação, além das descritas, de maneira a obter tubos destinados à indústria de P&G que estejam de acordo com as especificações da API 5CT.

Figura 9 – Fluxograma de produção de tubos API 5CT via conformação mecânica, seguida de soldagem elétrica e tratamento térmico de têmpera e revenimento.



Fonte: adaptado de Melo (2013).

2.3.1 Soldagem via processo HFW

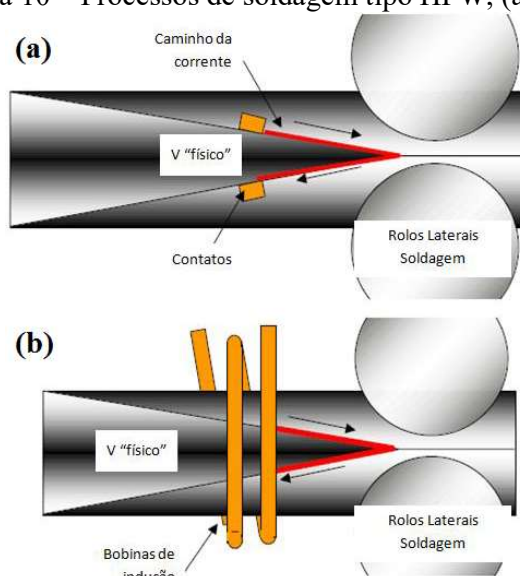
A soldagem elétrica de alta frequência, ou HFW (*High Frequency Welding*) é bastante importante dentro do processo de fabricação de tubos para a indústria de P&G. Em comparação aos outros processos de fabricação, tanto como por conformação e soldagem (como o UOE em que as chapas são conformadas, soldadas via SAW (*Submerged Arc Welding*), com posterior expansão do tubo) quanto por extrusão, o processo via HFW é o mais econômico, pois tem menos etapas e é realizado de maneira contínua, sendo assim um processo muito mais eficiente e de grande interesse para a indústria (BARBOSA, 2011).

Os processos de fabricação via HFW consistem, basicamente, na junção de duas superfícies (de uma mesma chapa ou não), através da combinação de geração de calor (devido ao efeito *joule* decorrente da passagem de corrente elétrica pelo material) e aplicação localizada de pressão, de forma a unir as superfícies fundidas (O'BRIEN, 1991; WAINER, BRANDI,

MELLO, 1992; BARBOSA, 2011), configurando uma solda do tipo autógena (em que não é necessário metal de adição). É possível dividir os processos HFW em dois tipos básicos: HFRW (*High Frequency Resistance Welding*) e HFIW (*High Frequency Induction Welding*), e apesar de os dois processos utilizarem o princípio do efeito *joule* para fusão das superfícies a serem soldadas, o HFRW o faz através da condução direta de corrente elétrica (através de dois contatos físicos) ao passo que o HFIW induz uma corrente elétrica no material a ser soldado, através da passagem de corrente elétrica por uma bobina de indução, não ocorrendo contato físico entre ela e o material soldado (O'BRIEN, 1991). A Figura 10 apresenta a diferença entre os dois processos.

Dentre os dois processos HFW o utilizado na manufatura dos tubos utilizados nesse projeto é o do tipo HFIW. Como observado na Figura 10, a chapa de aço previamente conformada em uma geometria cilíndrica tem suas extremidades soldadas graças à fusão de suas bordas devido à passagem de uma corrente elétrica. Essas bordas fundidas são então pressionadas, por rolos laterais, uma contra a outra. Com essa pressão, ocorre a expulsão do excesso de metal líquido (e eventualmente contaminantes) para fora do cordão de solda que vai sendo constituído e são formados pequenos ressaltos na parte interna e externa do tubo, os quais podem ser retirados imediatamente após o processo, dando um aspecto liso à superfície do tubo formado (TWI, 2015). Esse processo de soldagem é bastante eficiente e rápido, permitindo que tubos de parede fina sejam soldados a taxas elevadas de até centenas de metros por minuto (TWI, 2015).

Figura 10 – Processos de soldagem tipo HFW, (a) HFRW e (b) HFIW.



Fonte: Melo (2013).

Ressalta-se também que os tubos soldados por HFW ainda hoje por vezes são denominados como tubos “costurados”. Isso é decorrente do fato que até os anos de 1950 os tubos fabricados por processo EW também eram soldados pelo princípio de geração de calor decorrente de efeito joule, contudo, as frequências de indução utilizadas eram baixas, da ordem de 150 Hz. Desta maneira era formado um cordão de solda com pontos que podiam ser facilmente observados (MELO, 2013), como se o cordão de solda longitudinal do tubo fosse um “conjunto” de soldas a ponto (WAINER, BRANDI, MELLO, 1992) e não tivesse um aspecto contínuo. Hoje, com os processos HF, as frequências utilizadas na soldagem são da ordem de 200-600 kHz, de modo que o cordão ainda contém pontos, porém estes são minimamente espaçados, de modo que a solda apresenta um aspecto contínuo (MELO, 2013).

2.3.2 A junta soldada

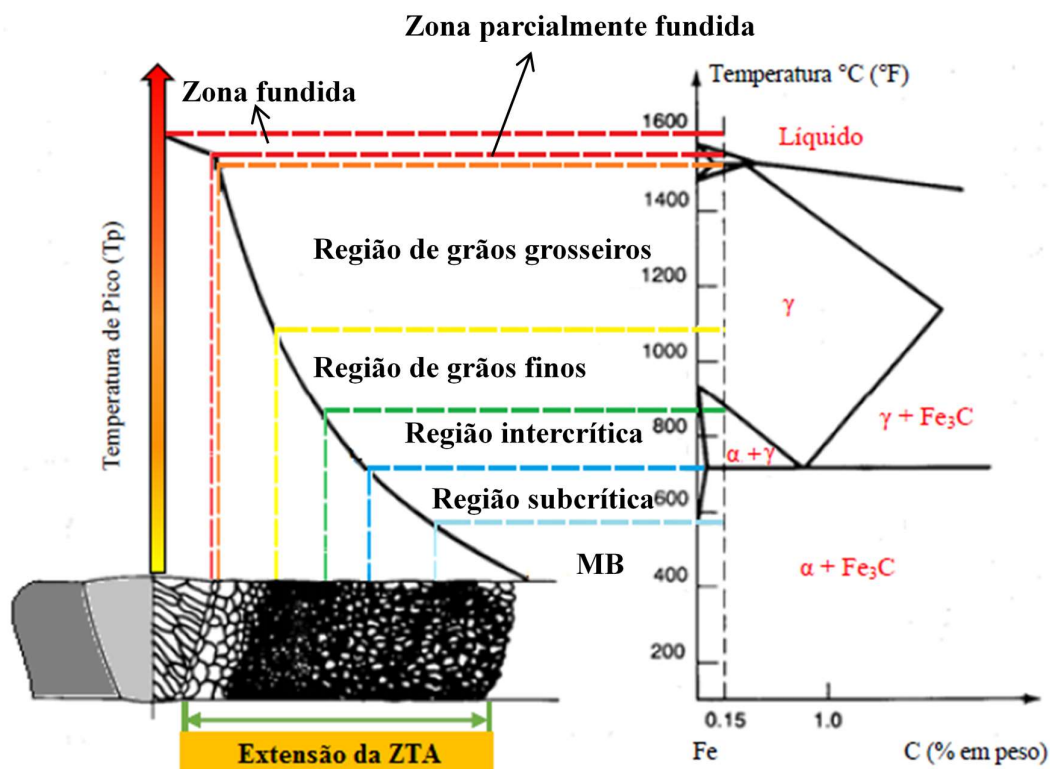
Para o caso de um aço ARBL, espera-se que a microestrutura da junta solda apresente propriedades mecânicas similares àsquelas do MB (metal base), ou seja, tanto a ZF (zona fundida) quanto a ZTA (Zona Termicamente Afetada) devem ter propriedades similares a uma chapa que fora obtida através de laminação (WAINER, BRANDI, MELLO, 1992), contudo, isso nem sempre é possível. Existe uma série de problemas típicos, inerentes à soldagem, que podem afetar as propriedades mecânicas gerais da junta, como: ocorrência de porosidade, fissuração devido à presença de H (hidrogênio), decoesão lamelar, trincas a quente (ou de solidificação), baixa tenacidade da ZTA devido ao crescimento de grão, etc. (KOU, 2003). Desta maneira, devido à complexidade do tema, a próxima seção apenas irá tratar de alguns aspectos da junta soldada, com um foco especial na ZTA.

2.3.2.1 Aspectos da metalurgia da junta soldada

A JS (junta soldada) pode ser dividida em quatro regiões principais, ZF, ZPF (zona parcialmente fundida), ZTA e MB, cada qual com características próprias e, eventualmente, subdivisões. A ZF envolve a porção de metal que sofreu fusão completa seguida de posterior solidificação durante a soldagem (MARQUES, MODENESI, BRACARENSE, 2011). A ZPF por sua vez compreende uma porção de material base que sofreu fusão parcial, coexistindo, durante o processo de soldagem, equilíbrio entre uma fase líquida e uma fase sólida. A ZTA é uma região não fundida do metal base que teve sua microestrutura e ou propriedades alteradas devido ao ciclo térmico da soldagem (MARQUES, MODENESI, BRACARENSE, 2011). Por

fim, o MB é a região mais afastada do cordão de solda e que não sofreu nenhuma alteração devido ao processo de soldagem (MARQUES, MODENESI, BRACARENSE, 2011). A Figura 11 apresenta um esquema de uma JS e as respectivas zonas citadas, incluindo algumas subdivisões, para um aço hipoeutetóide (cujo MB é composto por ferrita, α , proeutetóide e perlita eutetóide, composta por lamelas de ferrita e cementita, Fe_3C intercaladas).

Figura 11 – Junta soldada monopasse de um aço hipoeutetóide apresentando as regiões distintas formadas devido ao processo de soldagem.



Fonte: adaptado de Barbosa (2014).

A partir da Figura 11 é possível um aprofundamento acerca das diferentes regiões presentes em uma JS. Ao considerar a ZF, um dos fatores mais importantes para o caso dos aços é a possibilidade de ocorrência de trincas a quente (ou de solidificação), portanto é interessante uma dessulfuração satisfatória do aço através de uma relação adequada entre Mn/S (KOU, 2003). Essas trincas a quente são usualmente intergranulares e estão relacionadas à presença de filme líquido interdendrítico, decorrente da fusão de fases ou de compostos de baixo ponto de fusão, como o FeS (WAINER, BRANDI, MELLO, 1992). A ZPF tem extensão reduzida em aços de baixos teores de C, como observado na Figura 11 e, portanto, não será realizado um estudo aprofundado desta. A região da ZTA por sua vez é a mais importante para

o caso dos aços soldados, sendo inclusive subdividida em: RGG (região de grãos grosseiros), RGF (região de grãos finos), RI (região intercrítica) e RS (região subcrítica). As particularidades de cada região dentro da ZTA são discutidas nos próximos parágrafos.

A RGG é a porção dentro da ZTA que é aquecida significativamente acima da temperatura crítica (delimitada pela linha A3), permitindo que o material base sofra uma completa austenitização (microestrutura exclusivamente composta por austenita, γ) seguido de crescimento dos grãos (KOU, 2003). As propriedades finais da RGG irão variar com a microestrutura e tamanho de grão obtidos durante o resfriamento (WAINER, BRANDI, MELLO, 1992), porém a granulometria grosseira irá aumentar a temperabilidade do aço, e, dependendo dos teores de C do material, é possível obter uma microestrutura do tipo ferrita em placas ou de *Widmanstätten* (α formada a partir das regiões de contornos de grão da γ), com presença de bainita e eventualmente martensita, se as taxas de resfriamento forem elevadas (KOU, 2003; MARQUES, MODENESI, BRACARENSE, 2011). A formação de fases frágeis na RGG pode levar a uma queda acentuada de tenacidade do material (KOU, 2003; MARQUES, MODENESI, BRACARENSE, 2011), e por isso usualmente a torna como a mais problemática dentre as regiões da ZTA, como um local preferencial para a nucleação de trincas (MARQUES, MODENESI, BRACARENSE, 2011).

Considerando a RGF, esta é uma porção do metal que também sofre completa austenitização, contudo não há tempo suficiente para que ocorra um crescimento dos grãos de γ . No resfriamento é obtida uma estrutura de grãos finos de ferrita e perlita (WAINER, BRANDI, MELLO, 1992; KOU, 2003), fazendo com que essa região apresente elevada ductilidade e resistência mecânica e, portanto, não sendo problemática para a maioria dos casos (MARQUES, MODENESI, BRACARENSE, 2011).

A RI é caracterizada por um ciclo térmico que permite apenas uma parcial austenitização do material base. Para o caso dos aços de baixo e médio C, é um aquecimento tal que permite a transformação da microestrutura ferrítica-perlítica em ferrítica-austenítica. Como pode ser observado no diagrama Fe-C da Figura 11, a γ formada na região intercrítica (entre as linhas A3 e A1) apresenta teores de C mais elevados que aquele nominal do aço em questão. Devido a esse fato, durante o resfriamento, além de uma decomposição da γ em perlita e eventualmente bainita, é possível a formação de martensita maclada (de alto teor de C), extremamente dura e frágil (WAINER, BRANDI, MELLO, 1992) reduzindo a tenacidade dessa região, que pode apresentar, portanto, propriedades mecânicas piores que aquelas observadas originalmente no metal base.

Por fim, ao considerarmos temperaturas abaixo da crítica (A_1), temos a região subcrítica (também chamadas de zonas de revenimento) em que existe a possibilidade de esferoidização das lamelas de cementita presentes no aço levando a uma queda na resistência mecânica (WAINER, BRANDI, MELLO, 1992), que pode tornar a dureza inferior àquela observada no MB, e, por fim, a região do MB, que não sofre nenhuma influência do aporte térmico oriundo do processo de soldagem.

2.4 FALHA DOS MATERIAIS

O projeto de uma máquina ou elemento estrutural deve levar em consideração uma série de variáveis, mas de uma maneira geral pode ser assumido que o objetivo principal é a obtenção de uma peça viável e que não sofrerá falha durante sua vida útil. A falha, ao menos do ponto de vista do escopo desse trabalho, pode ser entendida como uma degradação estrutural de um elemento que compromete sua função principal de trabalho, de maneira que se faça necessário uma substituição ou reparo. Os tipos de falhas por sua vez são diversos. Por exemplo, pode ocorrer a separação de uma peça em duas ou mais partes, configurando uma falha do tipo fratura (o modo mais crítico de falha), também é possível que ocorra a deformação permanente de um ou mais pontos de uma peça (devido ao escoamento do material), o que também pode ser configurado com falha, pois mesmo sem ocorrência da fratura, este evento pode comprometer a confiabilidade do projeto ou mesmo inviabilizar o funcionamento correto de uma máquina (SHIGLEY, MISCHKE, BUDYNAS, 2005). As falhas de origem mecânica são divididas em estáticas e dinâmicas de acordo com a natureza do carregamento mecânico aplicado. Por exemplo, a ruptura de um cabo de aço de um elevador, devido a uma sobrecarga não prevista em projeto, pode ser considerada como uma falha estática, ao passo que a fratura de um elemento estrutural da asa de um avião devido a um carregamento dinâmico multiaxial (e.g. forças aerodinâmicas, nulas enquanto a aeronave está em repouso, mas flutuantes durante o voo), é uma falha dinâmica ou por fadiga. O escopo desse trabalho trata do segundo caso, ou seja, falhas por fadiga.

2.4.1 A falha por fadiga

Projetos que levam em consideração apenas falhas estáticas são relativamente simples de serem realizados: a partir dos valores de carga aplicados é possível calcular quais valores de tensão estarão presentes em uma peça e, a partir destes (utilizando um critério de projeto),

definir qual é o valor máximo de tensão a ser admitido (tensão admissível, σ_{adm}). O valor da σ_{adm} deve ser menor que o valor de tensão necessário para a ruptura (σ_u para materiais frágeis) ou para o escoamento do material (σ_e , para materiais dúcteis, uma vez que a deformação permanente, plástica, usualmente também é considerada como uma falha). Em resumo, para que seja garantida a segurança do projeto, tem-se que $\sigma_{adm} < (\sigma_u \text{ ou } \sigma_e)/CS$ (em que CS é o denominado coeficiente de segurança e tem valor maior ou igual a 1), uma condição que garante, *coeteris paribus*, a segurança contra falha mecânica estática de uma peça.

Os critérios de projeto utilizados para o caso de carregamentos estáticos, porém, não são adequados quando uma peça é submetida a um carregamento dinâmico, variável com o tempo. Nesta situação é possível que uma peça sofra fratura após certo período de tempo, mesmo quando os valores de tensão aplicados se encontrem abaixo de sua σ_e , por exemplo, para um material dúctil. A fratura por fadiga é bastante crítica, ocorrendo de maneira repentina e mesmo para materiais dúcteis não existe um aviso prévio (deformação plástica apreciável, macroscópica) de que o material irá falhar. É estimado que a fadiga contribua em cerca de 90% de todas as falhas mecânicas em serviço (ASM INTERNATIONAL, 2008). De acordo com Dowling (2007), do ponto de vista econômico é estimado que 80% de todos os custos envolvendo fratura e sua prevenção estejam relacionados ao fenômeno da fadiga, e que esses custos possam representar até 3% do PIB dos Estados Unidos da América (com valores similares para outras nações industrializadas) (NORTON, 2013).

2.4.2 Histórico

O início do interesse sobre o fenômeno da fadiga data de mais de 170 anos atrás (ASM, 1996; DOWLING, 2007; POOK, 2007; NORTON, 2013) e coincide com o período do advento da revolução industrial. Isso é justificado pelo fato de que a partir desse momento se deu a utilização em larga escala de máquinas movidas a vapor e de componentes e estruturas mecânicas metálicas ferrosas (DOWLING, 2007; POOK, 2007), como ferrovias, guinchos, eixos de locomotivas, dentre outros. Com essa intensa mecanização, pela primeira vez na história, peças passaram a estar sujeitas a esforços dinâmicos ao longo de um número de ciclos significativo, e, portanto, fraturas devido à fadiga passaram a ser comuns.

Ainda que o termo “fadiga” tenha sido provavelmente utilizado pela primeira vez pelo engenheiro francês Jean Victor Poncelet no ano de 1839 em seu livro *Introduction à la mécanique industrielle: physique ou expérimentale* (JAMES, 2014), os primeiros estudos do fenômeno da fadiga são creditados ao alemão Wilhelm August Julius Albert (também inventor

do cabo de aço). Em meados de 1829 Wilhelm realizou ensaios mecânicos em correntes de guinchos (utilizados na elevação de cargas em minas). Nestes ensaios, as correntes eram submetidas a esforços dinâmicos envolvendo até 10^5 ciclos de carregamento (SURESH, 2004; DOWLING, 2007; POOK, 2007). Contudo, o estopim do início de estudos mais aprofundados a respeito do fenômeno da fadiga foi o aumento no número de fraturas repentinas de eixos de vagões e locomotivas em serviço, e em especial, ao primeiro acidente catastrófico devido à fadiga, ocorrido em Versaille na França no ano de 1842 (SURESH, 2004). Essa falha decorreu da fratura do primeiro eixo de uma locomotiva de um trem de passageiros e levou a perdas materiais e humanas, com a morte de 60 pessoas (SCHÜTZ, 1996; SURESH, 2004; POOK, 2007).

O fato das fraturas devido à fadiga ocorrerem de uma forma abrupta, frágil, contrariava as expectativas dos engenheiros de então, pois todos os projetos haviam sido realizados rigorosamente de acordo com os conhecimentos da época (que eram apenas baseados em carregamentos estáticos) e os eixos manufaturados em um aço dúctil (NORTON, 2013). Em 1843 o engenheiro inglês William John Macquorn Rankine publicou um artigo a respeito do tema no qual buscava soluções para a ocorrência de falhas repentinas em eixos ferroviários. De acordo com Rankine (1843), a fratura dos eixos ferroviários, após alguns anos de serviço, deveria ser causada por uma deterioração gradual ao longo do tempo, sendo a explicação mais plausível, um fenômeno de fragilização devido à “cristalização” do material (que originalmente se apresentava em um estado “fibroso”, maleável), além de efeitos decorrentes da geometria dos eixos (presença de concentradores de tensão) que poderiam levar a uma descontinuidade nas “fibras” do metal e, portanto, a uma menor resistência mecânica.

O estudo do fenômeno da fadiga teve um importante avanço com as pesquisas realizadas pelo engenheiro alemão August Wöhler, que entre 1852 e 1869 realizou uma série de ensaios de fadiga em eixos ferroviários (tamanho real) e em uma variedade de componentes mecânicos, manufaturados em ferro fundido, aço ou outros metais, que eram utilizados em máquinas menores (SURESH, 2004) e estavam sujeitos a carregamentos cíclicos distintos como: tração axial, flexão e torção (SURESH, 2004; DOWLING, 2007). Para a realização de seus experimentos, Wöhler construiu uma série de máquinas para a realização de testes de fadiga (POOK, 2007), incluso máquinas de flexão rotativa (as quais têm seu conceito utilizado até hoje) que apesar de apresentarem capacidade até de 72 RPM permitiram, por exemplo, a realização do ensaio de um corpo de prova por 132.250.000 ciclos de tensão, sem ocorrência de fratura (SURESH, 2004). Além do desenvolvimento das primeiras máquinas específicas para a realização de ensaios de fadiga, são creditadas a Wöhler outras contribuições acerca do tema,

como o conceito de projeto através do critério de vida segura em fadiga ao sugerir que elementos sujeitos a carregamento dinâmico deveriam ser projetados de tal maneira que, quando em serviço, nunca atingissem um número de ciclos de carregamento suficiente para uma eventual fratura (SCHÜTZ, 1996). Os resultados de seus ensaios, ainda que originalmente apenas tabelados, deram também origem à caracterização do comportamento em fadiga através de curvas $S \times N$: Amplitude de Tensão x Número de Ciclos, as chamadas “curvas de Wöhler”, anos após o término de suas pesquisas (SCHÜTZ, 1996; SURESH, 2004). Em 1870 Wöhler publicou um relatório contendo as suas conclusões finais a respeito dos ensaios que ele realizara nos anos anteriores, as chamadas Leis de Wöhler (SCHÜTZ, 1996):

- i. um material pode ser induzido à falha por uma grande quantidade de tensões repetidas, mesmo quando a magnitude destas tensões for menor que a resistência mecânica do material (estática);
- ii. a amplitude das tensões aplicadas é decisiva para a destruição da coesão do material;
- iii. a influência da tensão máxima aplicada é tal que, quanto maior for esta, menor será a amplitude de tensão necessária para a falha.

As leis propostas por Wöhler apresentam importantes conceitos sobre o fenômeno da fadiga, como o fato destas falhas ocorrerem em patamares de tensão inferiores aos necessários para uma falha estática do material, além de ressaltarem a influência da amplitude de tensões e da tensão média aplicada e o fato de que um aumento de qualquer um destes dois parâmetros reduza a vida em fadiga de um elemento em serviço.

Os resultados das observações de Wöhler e as curvas $S \times N$ são ainda hoje muito importantes, e neste projeto curvas deste tipo são utilizadas para a análise de fadiga dos tubos de aço API 5CT N80 tipo Q.

2.4.3 Definição de fadiga

Quando um elemento mecânico é sujeito a um carregamento cíclico, é possível que ocorra a nucleação de uma trinca e que esta se propague até a ocorrência de uma eventual fratura após certo número de ciclos, caracterizando uma falha por fadiga (SCHIJVE, 2009). Formalmente, o fenômeno pode ser entendido como um processo progressivo e localizado de alteração

estrutural permanente que ocorre em um material quando este é sujeito a condições que provoquem tensões e deformações cíclicas em um ponto, ou alguns pontos, e que possam culminar em trincas ou em uma completa fratura da peça, após um número suficiente de ciclos (ASTM, 2013). A partir dessa definição, pode ser inferido que dois fatores básicos são necessários para a ocorrência da fadiga (ASM, 2008): primeiro a presença de tensões flutuantes e, segundo, tempo (ou número de ciclos de carregamento) suficiente para que possa ocorrer uma falha. Ressalta-se também que quanto maior for a intensidade do carregamento aplicado, menor será o tempo necessário para ocorrência de uma falha por fadiga (menor quantidade de ciclos), pois é intuitivo entender que, no limite, para um valor de tensão aplicado suficientemente alto, a fratura ocorreria de maneira instantânea.

2.4.4 Simbologias e notações utilizadas

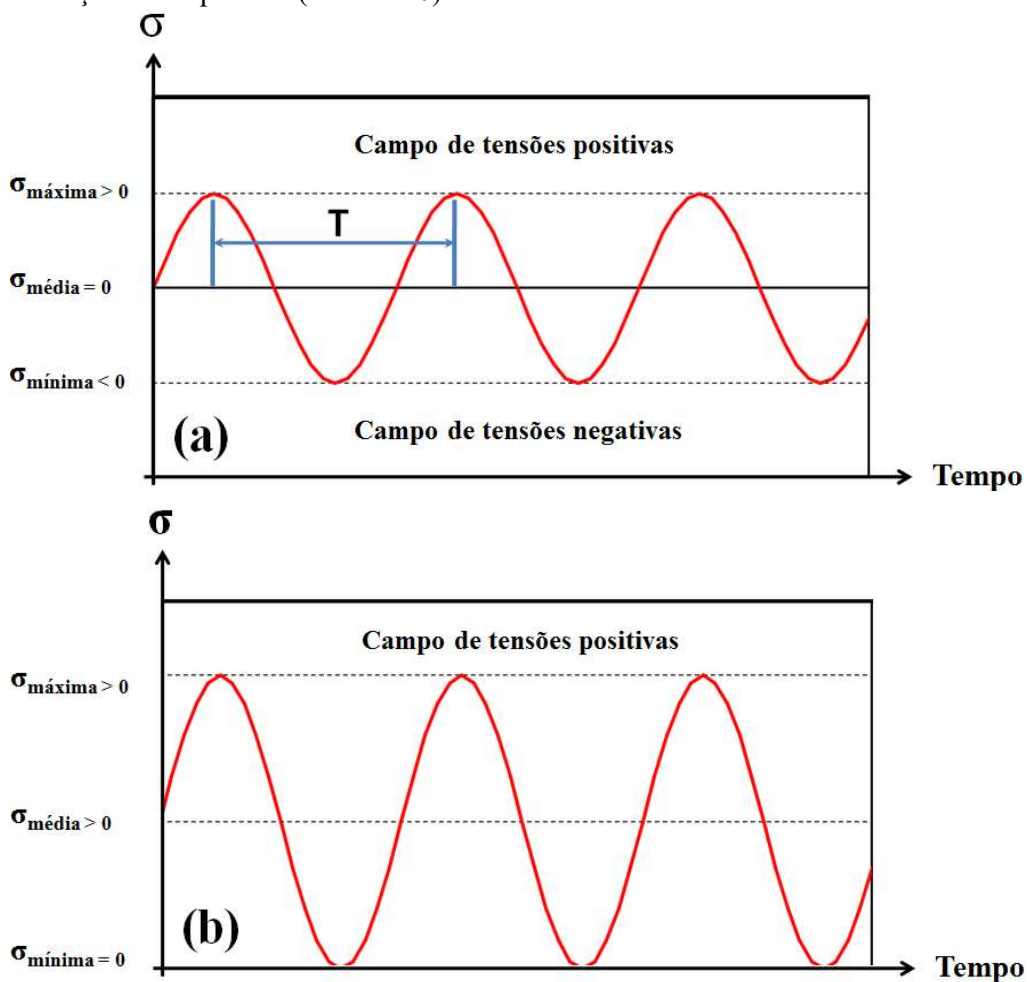
A partir da definição do conceito da fadiga, é também interessante que algumas simbologias e notações sejam apresentadas. Em relação às tensões flutuantes, estas são decorrentes de um carregamento dinâmico e, portanto, variam com o tempo em um ou mais pontos de uma peça ou corpo de prova solicitados. É possível, portanto, representar essas tensões graficamente na forma de curvas $\sigma \times t$ (tensão versus tempo), nas quais é possível destacar alguns valores de tensão e relações, como apresentado a seguir:

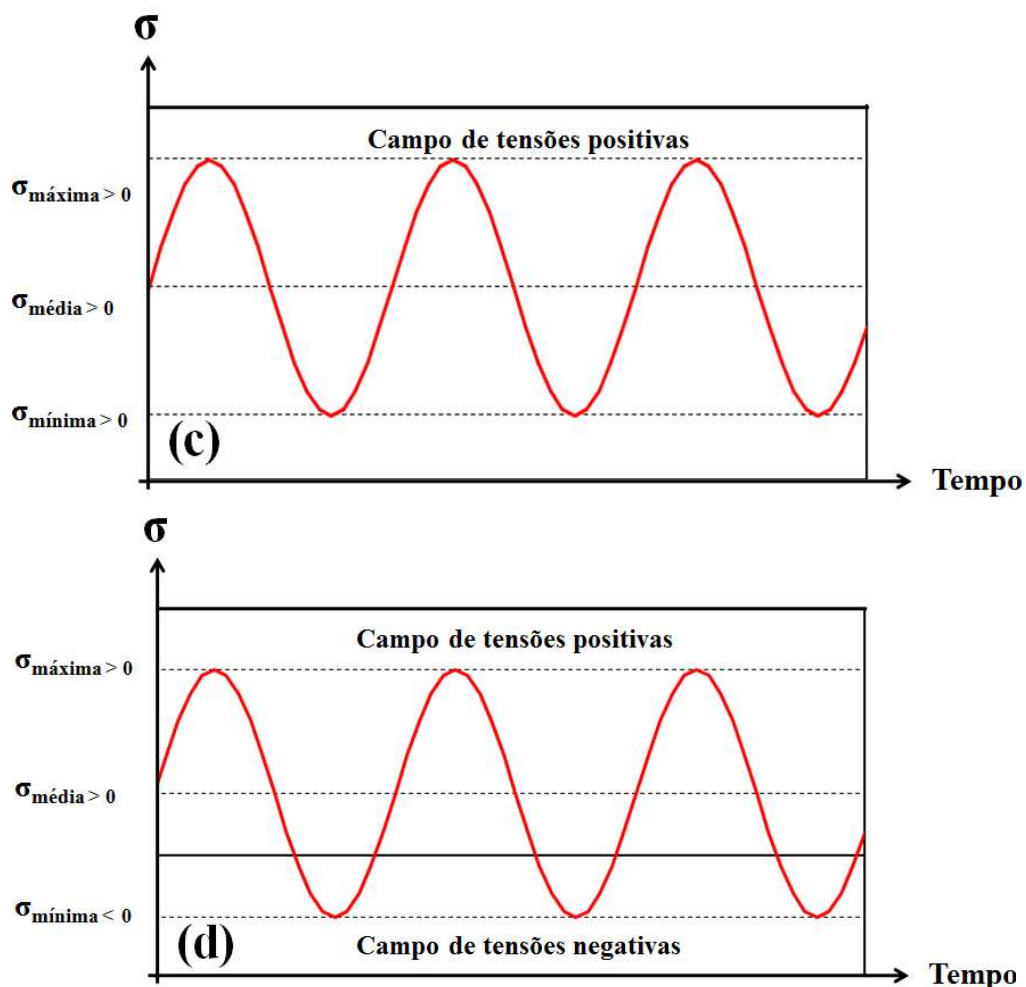
- i. $\sigma_{\text{máx}}$ – é o máximo valor de tensão a que um ponto é submetido durante um ciclo de fadiga;
- ii. $\sigma_{\text{mín}}$ – é o mínimo valor de tensão a que um ponto é submetido durante um ciclo de fadiga;
- iii. $\sigma_{\text{média}}$ – é o valor médio entre a $\sigma_{\text{máx}}$ e $\sigma_{\text{mín}}$: $(\sigma_{\text{máx}} + \sigma_{\text{mín}})/2$;
- iv. $\Delta\sigma$ – intervalo de tensões: $\sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}}$;
- v. σ_a – amplitude de tensões ou tensão alternada: $(\sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}})/2$;
- vi. R – razão de tensões: $\sigma_{\text{mín}}/\sigma_{\text{máx}}$;
- vii. T – é o período, intervalo medido entre dois vales ou dois topos, corresponde ao tempo de duração de um ciclo de carregamento;
- viii. f – frequência do carregamento: $1/T$.

A importância destas relações e tensões apresentadas reside no fato que a alteração desses parâmetros pode influenciar na resistência à fadiga de um elemento. Por exemplo, um aumento

no valor da amplitude irá resultar na redução da vida em fadiga, levando a uma eventual falha em um menor número de ciclos. A Figura 12 apresenta alguns tipos de tensões flutuantes mais simples. Para estes casos é possível identificar claramente os valores $\sigma_{\text{máx}}$, $\sigma_{\text{mín}}$, $\sigma_{\text{média}}$, σ_a e de interpretar os sinais dos valores de R.

Figura 12 – Alguns tipos comuns de tensões flutuantes: (a) completamente reversa ou alternada ($R = -1$), (b) repetida ($R = 0$), (c) pulsante no campo de tração ($R > 0$), (d) pulsante nos campos de tração e compressão ($-1 < R < 0$).





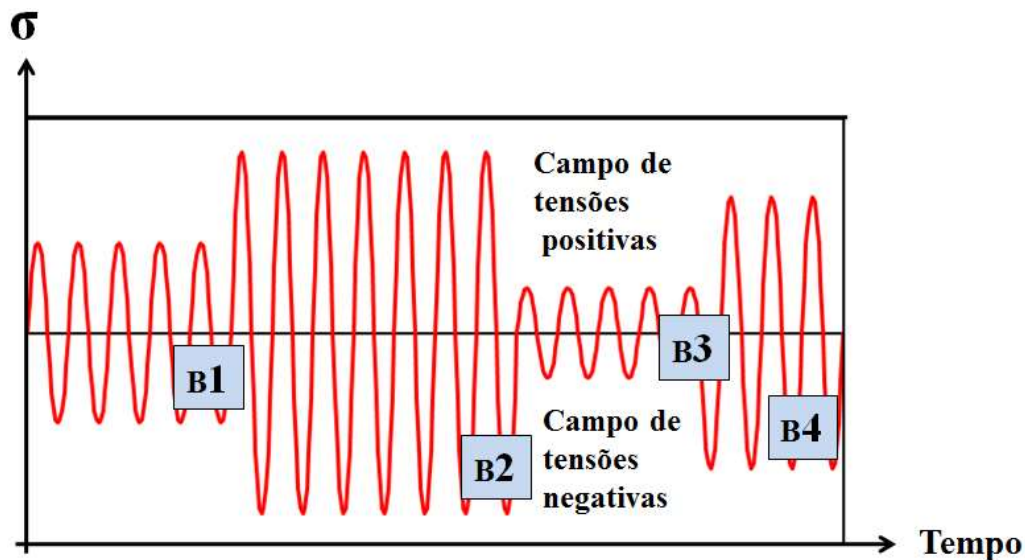
Fonte: produção do próprio autor (2015).

Os tipos de carregamentos apresentados na Figura 12 são bastante simples e podem representar, por exemplo: no caso (a) as tensões atuantes sobre o eixo de um veículo que sofre flexão alternada devido à presença de uma carga quase constante aliada à rotação, e para os casos (b) e (c) regimes do tipo carregamento/descarregamento, como aqueles a que estão sujeitos vasos de pressão (PASTHOUKHOV, VOORWALD, 1995; SCHIJVE, 2009).

Na prática, porém, muitos componentes de engenharia são submetidos a carregamentos bem mais complexos, em que ocorre variação da amplitude (PASTOUKHOV, VOORWALD, 1995; SURESH, 2004; POOK, 2007; SCHIJVE, 2009), frequência e taxas (formato de onda, normalmente senoidal em ensaios, pode ser diferente na prática) de carregamento (SCHIJVE, 2009). De fato, essa imprevisibilidade de um ciclo de carregamento é justificada pela existência de cargas de natureza estocástica (em que não é possível determinar a intensidade e o instante exato de ocorrência) atuando em elementos reais, e não apenas de cargas determinísticas (SCHIJVE, 2009). A Figura 13 representa um carregamento de amplitude variável em blocos,

que pode ser facilmente realizado em laboratório durante um ensaio de fadiga, permitindo a investigação da influência da variação da amplitude de carregamento na vida em fadiga de uma peça ou corpo de prova. Ensaios como estes são bastante úteis no estudo de teorias de dano acumulado por fadiga (como por exemplo, a Regra de Palmgren-Miner, apresentada em seções subsequentes).

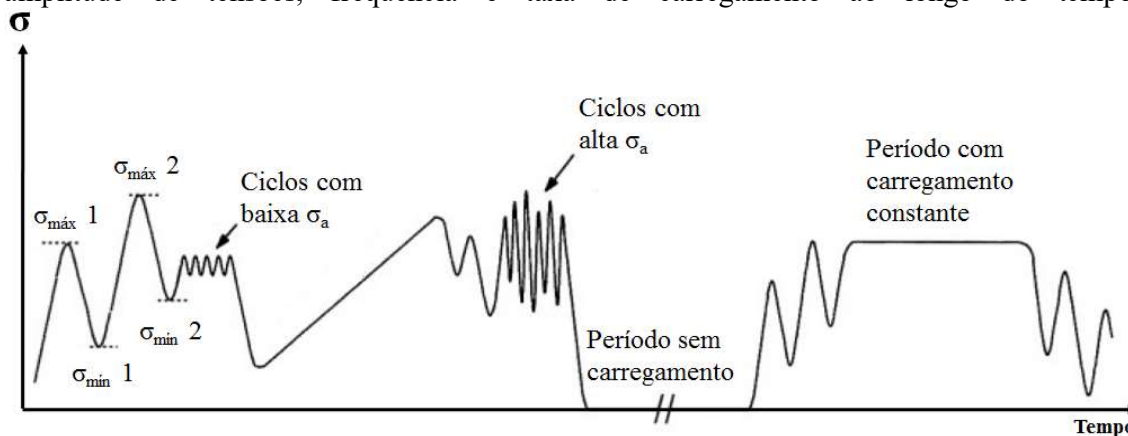
Figura 13 – Representação de um carregamento com amplitude variável em blocos. Dentro de cada bloco de carregamento (denotados por B1, B2, B3 e B4) a amplitude de tensões e a frequência são constantes.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

A Figura 14 por sua vez representa um histórico de carregamento completamente aleatório, em que os valores de amplitude de tensão, frequência e taxas de carregamento variam ao longo do tempo de maneira bastante significativa.

Figura 14 – Representação de um carregamento de natureza aleatória em que há variação da amplitude de tensões, frequência e taxa de carregamento ao longo do tempo.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Por fim, outra notação a ser adotada diz respeito ao tempo ao longo do qual ocorre o carregamento dinâmico antes de uma eventual falha. Esse tempo usualmente é mensurado na forma de ciclos de carregamento, N (uma contagem de quantos ciclos completos o elemento suportou a priori de uma falha).

2.4.5 Os estágios da falha por fadiga

A falha por fadiga é decorrente da ação simultânea de: tensões alternadas, tensões de tração e deformação plástica (ASM, 1996). Caso um destes fatores não esteja presente uma trinca de fadiga não poderá nuclear e propagar (ASM, 1996). O mecanismo clássico de falha por fadiga é dividido basicamente em três estágios: I. nucleação e propagação de uma trinca (microtrinca), II. propagação estável da trinca (macrotrinca) e III. fratura, cada um deles apresentando mecanismos e características próprias. Alguns aspectos desses estágios são discutidos nos parágrafos seguintes.

2.4.5.1 Estágio I

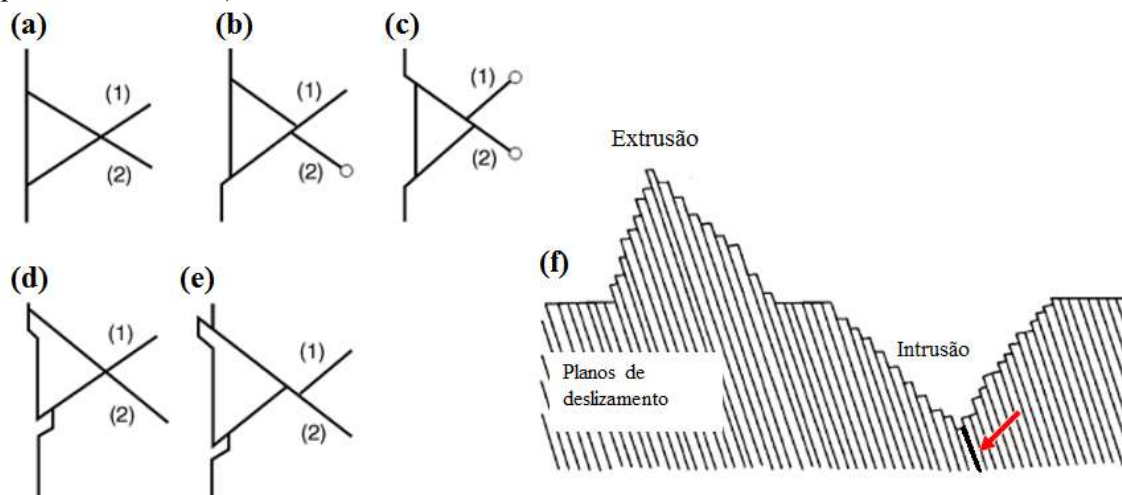
A primeira etapa da falha por fadiga consiste na nucleação de uma microtrinca de fadiga, que pode ocorrer ao longo de bandas de deslizamento, regiões de contorno de grão, em partículas de segunda fase e em interfaces entre inclusões ou partículas de segunda fase e a matriz do material (ASM, 1996). A microtrinca pode nuclear na superfície externa do material em um ponto de concentração de tensões (como um entalhe ou qualquer outra descontinuidade superficial) ou em uma superfície interna, se o metal apresentar defeitos como vazios e

inclusões ou partículas de segunda fase já fraturadas (ASM, 2008). De fato, são propostos diversos modelos que tentam explicar o fenômeno da nucleação das microtrincas de fadiga, cada qual com suas particularidades e aplicação ideal para determinado(s) caso(s) específico(s). Por esse motivo será descrito, com maior detalhamento, apenas o modelo de Cottrell-Hull, que apresenta uma explicação para o fenômeno da nucleação de trincas ao longo de bandas de deslizamento.

Considerando um caso simples, em que ocorre a nucleação de uma microtrinca na superfície do elemento metálico ao longo de bandas de deslizamento persistentes, pode-se associar este fenômeno a um mecanismo de escorregamento cíclico de planos cristalográficos, ou seja, da ocorrência de deformação plástica localizada. A afirmação parece, a primeira vista, pouco razoável, pois uma das características mais marcantes da fadiga é a ocorrência de fratura mesmo quando os valores das tensões (nominais) aplicadas ao corpo de prova (ou à máquina, ao elemento mecânico, etc.) se encontram abaixo da tensão de escoamento do metal. Porém, mesmo para baixos patamares de tensão nominal, é possível que ocorra deformação plástica em alguns grãos do metal (SCHIJVE, 2004). A deformação plástica localizada ocorre em grãos que apresentam sistemas de escorregamento (planos e direções compactos) orientados paralelamente à tensão de cisalhamento máxima que decorre do carregamento aplicado (ROSA, 2002; SCHIJVE, 2004). De acordo com o modelo de Cottrell-Hull, a aplicação de tensões alternadas leva a um deslizamento cruzado de planos pertencentes a diferentes sistemas de escorregamento (ASM, 1996), resultando em uma topografia característica com as bandas de deslizamento formando extrusões (picos) e intrusões (vales) na superfície do material, como apresentado na Figura 15. Eventualmente, como as intrusões servem como pontos de concentração de tensões e alguns fatores podem contribuir para a diminuição da coesão interplanar, é possível que uma microtrinca seja nucleada na interface existente entre dois planos de deslizamento.

Figura 15 – Escorregamento cruzado e nucleação de uma microtrinca de fadiga. Em (a), (b) e (c) dois planos “deslizam” ao longo de direções cristalográficas preferenciais devido a um certo carregamento dinâmico. Em (d) e (e) ocorre reversão do carregamento aplicado e, com isso, os planos tendem a deslizar em sentido contrário. Como o escorregamento reverso não é perfeito (i.e. não reverte o escorregamento inicial de cada plano) são formadas as primeiras extrusões e inclusões. Em (f), após a movimentação de uma grande quantidade de planos, a superfície do metal apresenta uma topografia caracterizada por bandas de deslizamento formando extrusões

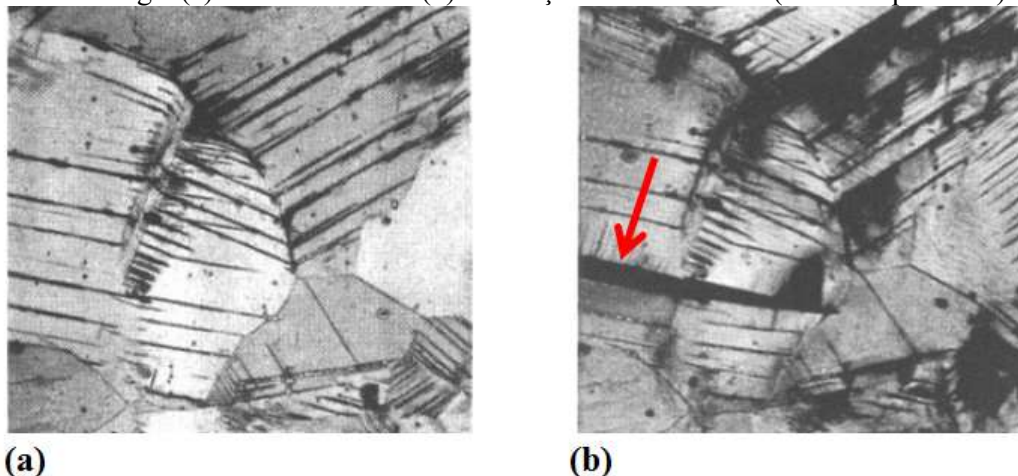
(picos) e intrusões (vales) e, eventualmente, ocorre a nucleação de uma microtrinca (indicada pela seta vermelha).



Fonte: adaptado de ASM (1996) e ASM (2008).

Quanto à movimentação dos planos de deslizamento, algumas observações devem ser feitas. A formação de extrusões e intrusões apenas é possível porque o deslizamento dos planos não é completamente reversível, ou seja, após o escorregamento em uma dada direção, o plano não retorna a sua posição original, mesmo com a reversão do sentido da tensão. Isso ocorre por dois motivos principais: primeiro, quando um plano emerge na superfície do metal ele é imediatamente coberto (na maior parte dos casos) por uma fina e extremamente aderente camada de óxido a qual não pode ser facilmente removida com o escorregamento de planos atômicos (ASM, 1996; SCHIJVE, 2004), segundo, o encruamento localizado nas bandas de deslizamento também pode restringir a movimentação dos planos atômicos (ROSA, 2002; SCHIJVE, 2004). Assim, cada plano de deslizamento irá atuar “livremente” (movimentar-se) apenas uma única vez, de modo que o deslizamento reverso irá ocorrer, preferencialmente, em outro plano próximo, paralelo, dentro da mesma banda de deslizamento (SCHIJVE, 2004). A repetição do processo dá origem as extrusões e intrusões e eventualmente, uma microtrinca é formada em uma região em que exista decoesão entre planos atômicos paralelos. A Figura 16 apresenta a superfície de um corpo de prova de fadiga de cobre, com bandas de deslizamento aparentes e uma microtrinca nucleada.

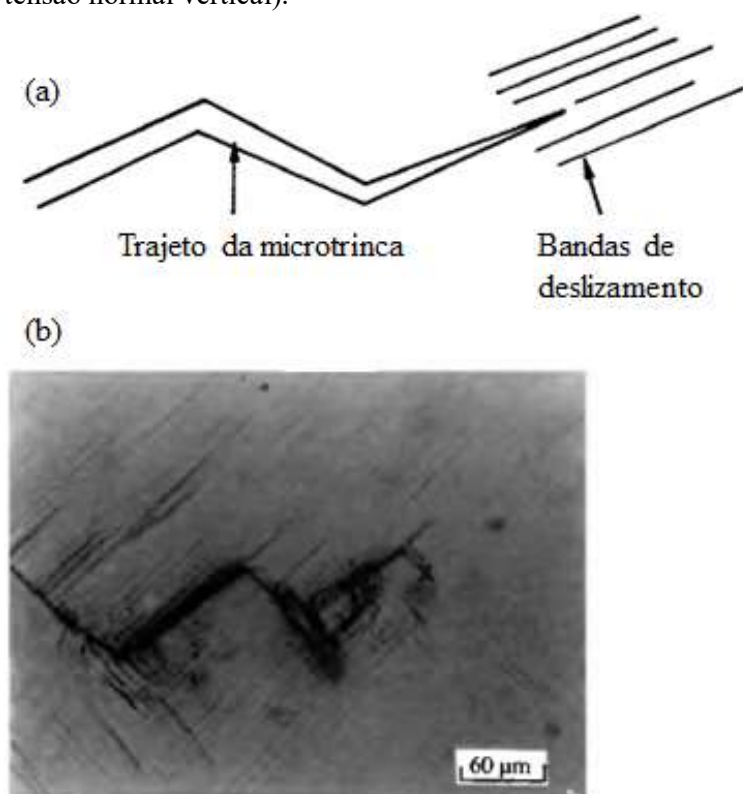
Figura 16 – Desenvolvimento de bandas de deslizamento em um corpo de prova de cobre solicitado em fadiga. (a) banda visíveis e (b) nucleação de microtrinca (indicada pela seta).



Fonte: adaptado de Schijve (2004).

Após a nucleação, a propagação da microtrinca no estágio I é bastante lenta (da ordem de 1 nm por ciclo) e ocorre paralelamente às bandas de deslizamento, ou seja, 45° em relação à tensão normal principal atuante (considerando um caso uniaxial) (ASM, 2008; TOTTEN, 2008). A propagação da trinca neste estágio é dita microscópica, sendo bastante dependente da microestrutura do material, da presença de inclusões e do encontro da ponta da trinca com regiões de contorno de grão e ou outras barreiras que possam impedir ou reduzir o crescimento microscópico através da restrição do fenômeno de escorregamento (ROSA, 2002; SCHIJVE, 2004; TOTTEN, 2008). De fato, muitas microtrincas podem ser nucleadas durante o estágio I, mas muitas delas acabam tendo seu crescimento interrompido (por motivos diversos) ou acabam coalescendo em uma microtrinca única, principal (CUI, HUANG, WANG, 2014). A superfície de fratura resultante da propagação no estágio I é usualmente facetada (lembrando um mecanismo de fratura por clivagem) e o caminho desenvolvido pela trinca é usualmente do tipo “ziguezague”, sendo confinado a um comprimento de poucos grãos (ASM, 1996; SURESH, 2004). A Figura 17 apresenta um esquema do crescimento da trinca no estágio I.

Figura 17 – Para o caso do crescimento no estágio I, em (a) um esquema do trajeto da microtrinca e em (b) um exemplo real de uma trinca em seu crescimento no estágio I (eixo de tensão normal vertical).



Fonte: adaptado de Suresh (2004).

Além do mecanismo de nucleação de microtrincas de fadiga ao longo de bandas de deslizamento, outros mecanismos são bastante importantes. Por exemplo é possível a nucleação de uma microtrinca de fadiga ao longo de regiões de contornos de grãos (CG), pois estes podem restringir a movimentação de discordâncias. Assim, durante um carregamento cíclico, observa-se que pode ocorrer um acúmulo de discordâncias nas regiões de CG. Esse acúmulo leva a uma concentração de tensões localizada e, em condições propícias, pode levar a uma decoesão e a formação de uma microtrinca de fadiga intergranular (CUI, HUANG, WANG, 2014).

A presença de inclusões e partículas de segunda fase também pode contribuir para nucleação de microtrincas. De acordo com Murakami (2002) os seguintes fatores devem ser levados em consideração quando é analisada a influência de inclusões na resistência à fadiga do material: formato e tamanho da inclusão, magnitude da adesão da inclusão com a matriz e a diferença entre o módulo de elasticidade da inclusão em relação à matriz. Defeitos do tipo inclusão ou partículas de segunda fase podem atuar como barreiras (assim como os CG), que dificultam a movimentação das discordâncias. Com o carregamento cíclico ocorre um acúmulo de discordâncias nas adjacências destes defeitos e, atingida uma energia de deformação crítica,

é nucleada uma microtrinca no próprio defeito ou diretamente na matriz (ASM, 1996). Ressalta-se, porém, que, no caso de a microtrinca ser originada no próprio defeito, esta deve propagar-se em direção a matriz e crescer nela para que o dano por fadiga continue (ASM, 1996). Outro fator a ser levado em consideração é a possibilidade de uma baixa adesão entre a matriz e as inclusões e ou partículas de segunda fase. Nestes casos, ocorre uma decoesão entre a matriz e os defeitos com a formação de um “pite”. Este atua como um ponto de concentração de tensões e pode contribuir para nucleação de uma microtrinca de fadiga que, preferencialmente, originar-se-á na periferia do defeito à 45° da tensão principal (CUI, HUANG, WANG, 2014).

Por fim, ressalta-se que a duração do estágio I pode representar grande parte da vida em fadiga de um componente (SCHIJVE, 2004), com valores superiores a 70% para o caso de componentes lisos, sem entalhe como muitos corpos de prova padrão (ROSA, 2002). Contudo, microtrincas decorrentes da fabricação (especialmente quando há processo de soldagem envolvido) (ASM, 1996; CUI, HUANG, WANG, 2014) ou mesmo da falta de cuidado durante o transporte e ou instalação (CUI, HUANG, WANG, 2014), podem estar presentes em um elemento que estará sujeito a esforços cíclicos quando em serviço. Desta maneira, o “estágio I” é por vezes suprimido em situações reais, com as macrotrincas se desenvolvendo a partir de microtrincas já existentes no material.

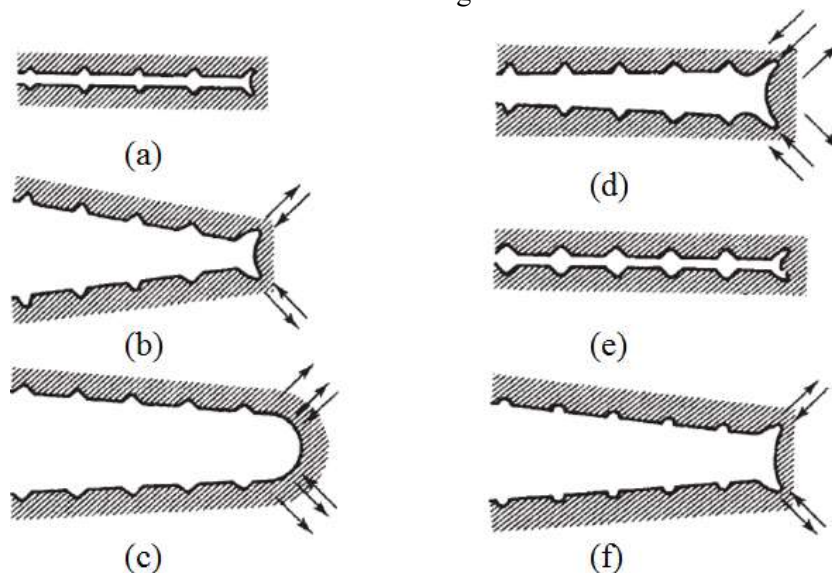
2.4.5.2 Estágio II: crescimento (ou propagação) estável da trinca

Enquanto para um elemento liso a maior parte do tempo da vida em fadiga pode ser gasto no estágio I, a maior porção de área de uma falha por fadiga corresponde ao estágio II, em que ocorre a propagação macroscópica da trinca (ASM, 1996). Ao atingir certo tamanho, a trinca deixa de crescer por um mecanismo de cisalhamento, paralelo às bandas de deslizamento, e passa a propagar-se em uma direção perpendicular à tensão normal principal induzida no componente, configurando o estágio II (ASM, 2008; TOTTEN, 2008). O mecanismo de crescimento da trinca nesse estágio é usualmente explicado, para o caso dos metais, pelo modelo de Laird (SURESH, 2004; TOTTEN, 2008; SCHIJVE 2009). De acordo com esse modelo, o incremento do comprimento da trinca por ciclo se dá através de um mecanismo de abaulamento e afilamento plástico, como observado na Figura 18. Durante o intervalo de tensões positivas de um carregamento cíclico, a ponta da trinca é aberta e abaulada e, sendo deformada plasticamente, o resultado é um incremento de tamanho (ou avanço) Δa . Após o incremento, durante o intervalo de tensões negativas a trinca “fecha”, tornando-se novamente afilada, porém, sem conseguir reverter completamente o avanço e a deformação plástica ocorridos

durante o intervalo de tensões positivas. O resultado final do fenômeno de abaulamento e afilamento descrito é um incremento no comprimento da trinca ao final de um ciclo completo.

Ao contrário da propagação no estágio I, para o caso estágio II a deformação (zona plástica) na ponta da trinca envolve uma maior quantidade de grãos. Isso faz com que mais de um sistema de escorregamento (cada qual com uma orientação própria) esteja em ação durante a deformação plástica na ponta da trinca. Deste fato decorre o modo de propagação perpendicular à aplicação da tensão (SURESH, 2004; SCHIJVE, 2009).

Figura 18 – Crescimento de uma trinca estágio II. (a) carga nula, (b) pequena tensão positiva, (c) tensão positiva máxima, (d) reversão, (e) pico de tensão negativa, (f) começo de um novo ciclo. As setas indicam sistemas de escorregamento ativos.

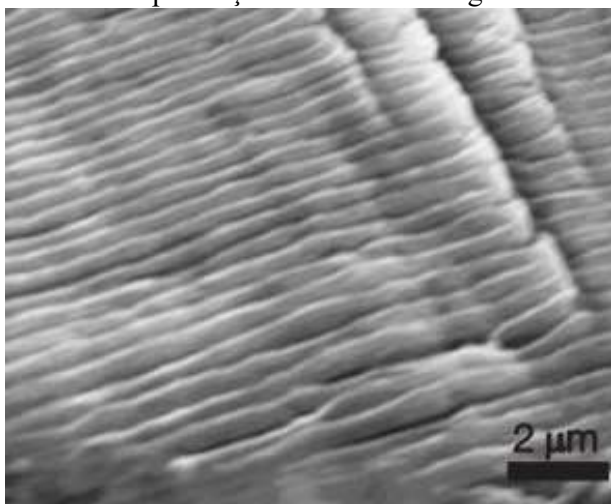


Fonte: adaptado de ASM (2008).

Outro ponto interessante a ser ressaltado acerca do estágio II é que o mecanismo de crescimento da trinca descrito irá levar, muitas vezes, à formação de uma superfície de fratura com a presença de estrias de fadiga. Os espaçamentos entre estas estrias (não visíveis a olho nu) tipicamente representam o incremento do comprimento da trinca em um ciclo de fadiga e podem fornecer valiosas informações relacionadas à direção e à taxa de crescimento da trinca (ASM, 1996; SCHIJVE, 2009). Ao passo que a detecção de estria de fadiga pode indicar que ao menos parte do dano que levou a falha de uma estrutura foi decorrente de um carregamento cíclico, a não detecção das estrias não descarta a possibilidade de falha por fadiga (ASM, 1996; ASM, 2008; SCHIJVE 2009). De fato, as estrias de fadiga são usualmente bem observadas nas superfícies de fratura por fadiga de ligas de Al (alumínio) ensaiadas em ar atmosférico (úmido), porém para o caso de outros materiais, como os aços ao carbono, elas frequentemente não

podem ser observadas (ASM, 1996; SURESH, 2004; ASM, 2008; SCHIJVE, 2009). A Figura 19 apresenta uma superfície de fratura por fadiga de uma liga de Al com evidente presença de estrias de fadiga.

Figura 19 – Parte da superfície de fratura por fadiga em uma liga de alumínio AA2024-T42, indicando a presença de estrias de fadiga.

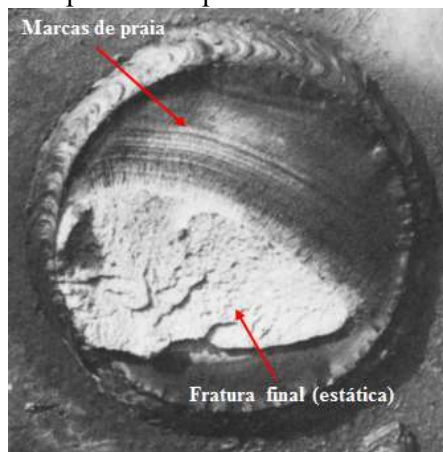


Fonte: Totten (2008).

2.4.5.3 Fratura

Conforme a trinca avança, a seção resistente do elemento submetido ao esforço cíclico diminui. Quando a trinca atinge um tamanho crítico, a seção não mais pode suportar o esforço a que está sendo submetida e a fratura ocorre de maneira similar a uma fratura estática (ASM, 1996; DOWLING, 2007; ASM, 2008; TOTTEN, 2008; SCHIJVE, 2008), de maneira quase instantânea. A superfície final de fratura pode ter um aspecto frágil ou dúctil, dependendo do material em questão (DOWLING, 2007). A Figura 20 apresenta uma superfície de fratura de fadiga do ponto de vista macroscópico.

Figura 20 – Superfície de fratura de um eixo rotativo de um equipamento de um parque de diversões. As trincas foram originadas a partir de mordeduras na solda. É possível identificar marcas de praia e a superfície final de fratura. Material, aço AISI 1040.



Fonte: adaptado de ASM (2002).

A partir da Figura 20 é possível destacar alguns pontos. Primeiro há uma distinção clara entre duas regiões na superfície de fratura. A parte mais rugosa corresponde à fratura final, estática. A parte mais lisa apresenta uma série de linhas concêntricas, denominadas marcas de praia ou marcas de concha. Estas são decorrentes da redução ou aumento da taxa de propagação da macrotrinca, especialmente devido a mudanças de patamares de tensão durante a vida de um componente, como o acionamento e desligamento de um eixo rotativo (DOWLING, 2007; ASM, 2008), porém, podem também ser resultado de mudanças ambientais (DOWLING, 2007). As marcas de praia não devem ser confundidas com as estrias de fadiga, pois estas são microscópicas, e, por este motivo, entre o intervalo existente entre duas marcas de praia podem existir, literalmente, milhares de estrias de fadiga.

2.4.6 Abordagens do estudo da fadiga

Existem basicamente três grandes abordagens no que se refere ao estudo da fadiga dos materiais e componentes: abordagem “vida sob tensão” (relevante para fadiga alto ciclo e utilizada neste projeto), abordagem “vida sob deformação” (relevante para fadiga baixo ciclo) e abordagem pela Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL), que trata especialmente do estudo da propagação de trincas (BANNANTINE, COMER, HANDROCK, 1990; SHIGLEY, MISCHKE, BUDYNAS, 2005; DOWLING, 2007; NORTON, 2013). Um breve resumo de cada uma das três abordagens é apresentado nas seções subsequentes.

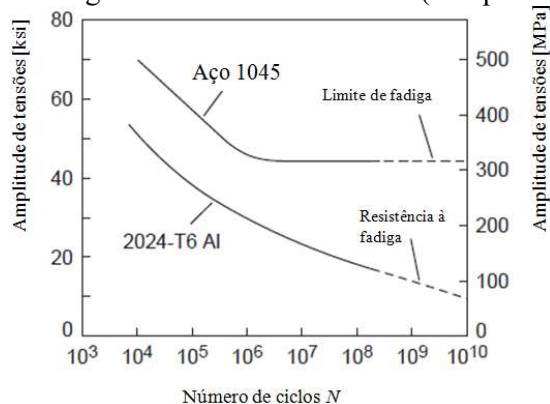
2.4.6.1 Abordagem vida sob tensão

A abordagem vida sob tensão consiste em estimar a vida em fadiga (definida em número de ciclos, N) de um elemento ou corpo de prova quando este é sujeito a determinado valor de tensão nominal (S), o que pode ser obtido através da realização de ensaios de fadiga convencional. Nestes ensaios primeiro é definido o ponto ou seção de interesse do corpo de prova (ou elemento real) a ser ensaiado. Após esse procedimento, é calculado o valor da tensão nominal alternada, S_a , aplicado na região de interesse. A máquina de ensaio é então calibrada de maneira que forneça um carregamento cíclico que induza o valor de S_a . O ensaio então é iniciado e interrompido com a fratura do corpo de prova, sendo assim obtido um par de coordenadas ($S ; N$): tensão cíclica aplicada e número de ciclos em que ocorreu a fratura. Os pontos ($S ; N$) são então plotados em curvas do tipo $S \times N$, as chamadas curvas de Wöhler, e a partir destas curvas, para um determinado valor de tensão aplicado, é possível estimar qual é o número de ciclos que o material pode suportar até sua fratura.

Ao ser utilizada esta abordagem é comum identificar um patamar de tensão para o qual existe vida infinita de um material (principalmente para ligas ferrosas), patamar este denominado como limite de fadiga (S_e). Para valores de tensão iguais ou menores ao desse patamar, um material não irá sofrer fratura por fadiga para qualquer número de ciclos de aplicação de tensão¹, N (SOUZA, 1977; SHIGLEY, MISCHKE, BUDYNAS, 2005; NORTON, 2013). Para a maioria das ligas não ferrosas não existe um patamar de tensão limite de fadiga e, para estes casos, qualquer valor de tensão alternada aplicada a um material irá culminar em uma eventual fratura (SOUZA, 1977; SHIGLEY, MISCHKE, BUDYNAS, 2005; NORTON, 2013). Desta maneira é utilizado apenas o termo resistência à fadiga (S_f), que é especificado em número de ciclos para certo valor de amplitude de tensões. A Figura 21 exemplifica os dois casos, através de curvas de fadiga $S \times N$ levantadas para um aço AISI 1045 (com presença de limite de fadiga) e para uma liga de alumínio 2024-T6 Al (sem patamar limite).

¹ É comum definir um S_e para valores de N iguais a 10^6 ou 10^7 ciclos, o chamado regime de fadiga de “alto ciclo”. Entretanto, com o desenvolvimento de novas máquinas de ensaio (que podem trabalhar com f da ordem de kHz), muitos estudos têm focado no estudo da fadiga de “ultra alto ciclo” ou “giga ciclo”. Nos ensaios realizados nestas condições, os corpos de prova são solicitados durante N superiores a 10^7 , como 10^9 e 10^{10} ciclos. A partir de resultados que vêm sendo obtidos é observado que, de fato, a existência de patamares de tensão para os quais existe uma “vida infinita” à fadiga é questionável. Os resultados dos estudos da fadiga de ultra alto ciclo vêm se mostrando bastante relevantes para casos de projetos de componentes de: turbinas a gás, máquinas de perfuração, motores a diesel de navios, trens de alta velocidade, etc. (NOVÝ, BOKŮVKA, TRŠKO, CHALUPOVÁ, 2012), os quais podem estar sujeitos a números de ciclos de solicitações superiores a 10^7 durante suas vidas úteis. O autor, contudo, preferiu manter no texto a abordagem clássica do estudo da fadiga, que ainda é bastante utilizada.

Figura 21 – Curvas $S \times N$ para um aço AISI 1045 (em que há limite de fadiga) e para uma liga de alumínio 2024-T6 Al (em que o limite de fadiga não existe).



Fonte: adaptado de ASM (2008).

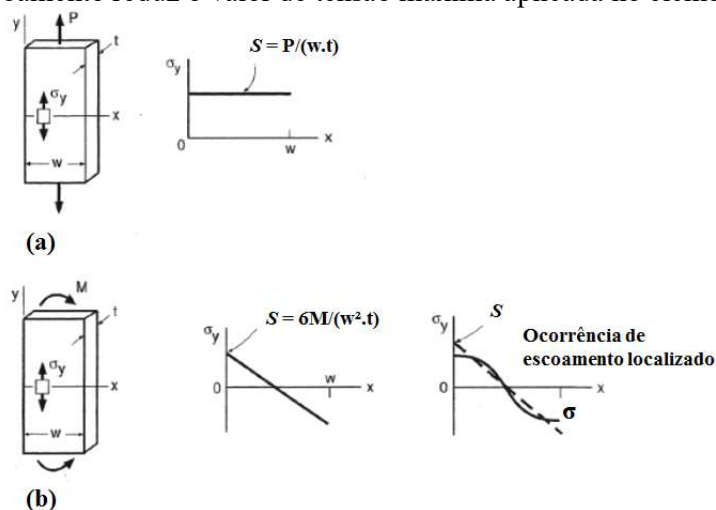
Ao ser definido um limite de fadiga ou a resistência à fadiga para certo número de ciclos N , é possível projetar um elemento partindo do princípio de que se o valor de tensão induzida for suficientemente baixo a fratura nunca ocorrerá (considerando um limite de fadiga) ou ocorrerá apenas após um número de ciclos suficientemente grande, muitas vezes inferior ao tempo de vida útil da peça (considerando a resistência à fadiga).

A abordagem $S \times N$ é completamente empírica e dita a menos precisa dentre as três abordagens citadas (BANNANTINE, COMER, HANDROCK, 1990; NORTON, 2013). Por este motivo, possui algumas limitações quanto a sua utilização, especialmente para o caso de fadiga em baixo ciclo (BANNANTINE, COMER, HANDROCK, 1990; NORTON, 2013), em que as deformações plásticas são significativas (nas curvas $S \times N$ é considerado um comportamento perfeitamente elástico) e as falhas ocorrem com $N \leq 10^3$ ciclos (SHIGLEY, MISCHKE, BUDYNAS, 2005; NORTON, 2013). Outra limitação da abordagem $S \times N$ é o fato de que ela não distingue as etapas de nucleação e propagação da trinca para um dado número N de ciclos (BANNANTINE, COMER, HANDROCK, 1990). Contudo, dentre as três abordagens citadas, a $S \times N$ é a mais tradicional, conta com uma ampla quantidade de dados experimentais já consolidados e é relativamente simples de ser implementada (BANNANTINE, COMER, HANDROCK, 1990; SHIGLEY, MISCHKE, BUDYNAS, 2005; NORTON, 2013) sendo indicada para análises realizadas considerando regimes de fadiga de alto ciclo ($N > 10^3$).

Ao ser utilizada a abordagem $S \times N$, alguns cuidados devem ser tomados, especialmente em relação a uma possível diferença entre os valores de S e σ . Na ocasião da definição dos valores de tensão, σ , estes foram definidos para um ponto arbitrário pertencente a uma peça ou corpo de prova sob carregamento cíclico. Este carregamento por sua vez pode ser simples, uniaxial (como em um ensaio de fadiga do tipo tração-compressão) ou mais complexo, do tipo

multiaxial. Nos casos mais simples, em que apenas atuam apenas esforços axiais e ou momento fletor, é comum calcular um valor de tensão nominal S o qual atua na seção de interesse (que contém um número infinito de pontos, incluso o ponto de análise), sendo usual aproximar o valor de σ para um ponto desta seção como S . A limitação dessa aproximação é que S tem valor igual a σ apenas para alguns casos específicos (DOWLING, 2007), de maneira que esta aproximação pode levar a alguns erros, especialmente para os casos em que a tensão atuante é do tipo de flexão. A Figura 22 apresenta um elemento mecânico na forma de paralelepípedo carregado axialmente em (a) em flexão (b) assim como a correspondente distribuição de tensões ao longo da seção resistente.

Figura 22 – Tensões reais e nominais para o caso de tração simples (a) e flexão (b). A ocorrência de escoamento reduz o valor de tensão máxima aplicada no elemento sob flexão.



Fonte: adaptado de Dowling (2007).

A partir da Figura 22, faz-se necessário que alguns pontos sejam discutidos. Para o caso do elemento solicitado em tração, nota-se que o valor de tensão é constante ao longo da seção resistente (plano “xy”), sendo calculado simplesmente pela relação entre a intensidade da carga aplicada pelo valor da área da seção. Como a distribuição de tensão é uniforme, é esperado que todos os pontos dentro da seção resistente apresentem o mesmo estado de tensões, solicitações normais na direção “y” e a ocorrência de um escoamento localizado, devido ao carregamento dinâmico, teria influência quase nula nessa distribuição de tensões. Já para o caso (b), a situação é diferente. Nota-se que o valor de tensão calculado (nominal) varia linearmente ao longo da seção resistente do elemento, que apresenta metade das fibras sob tração e a outra metade sob compressão. Contudo, este modelo linear é válido apenas para o caso em que existam deformações exclusivamente elásticas, de maneira que a ocorrência de um escoamento

localizado tende a mudar a configuração de distribuição das tensões, levando a uma redistribuição que diminui, em módulo, os valores de tensão máxima e mínima calculados. Isto é, as tensões reais em flexão para pontos localizados na superfície em tração, σ , são menores que os valores máximos nominais S calculados (DOWNLING, 2007). De fato, o fenômeno da redistribuição de tensões pode ser um dos motivos pelos quais é notada uma diferença na resistência à fadiga (para os mesmos valores de tensão alternada aplicada) quando são comparados resultados obtidos em ensaios com carregamento de flexão e de tração. Corpos de prova ensaiados sob carregamento dinâmico trativo apresentam valores de resistência e limite à fadiga menores que os apresentados por corpos de prova ensaiados em flexão (SHIGLEY, MISCKE, BUDYNAS, 2005; NORTON, 2013). Outra explicação para o fenômeno seria o fato de que nos ensaios de fadiga com solicitação em tração exista uma maior probabilidade da existência de microtrincas em uma área com máximo valor de tensão, além do fato da dificuldade da aplicação de um carregamento axial perfeito (sem nenhuma excentricidade), fato que pode levar a uma combinação de efeitos de tração e flexão nos corpos de prova ensaiados (NORTON, 2013).

Além dos casos simples apresentados também é possível que um ponto esteja submetido a uma solicitação dinâmica do tipo multiaxial, que pode ocorrer mesmo em situações de carregamento aparentemente simples (POOK, 2007). Alguns casos clássicos incluem as tensões biaxiais induzidas nas paredes de tubos devido à pressão interna e à combinação de tensões em eixos de transmissão de potência, em que podem ser combinados efeitos de torção e de flexão (BANNANTINE, COMER, HANDROCK, 1990; SURESH, 2004; DOWLING, 2007; SCHIJVE, 2009). Devido a maior complexidade da fadiga axial está não será abordada neste trabalho.

2.4.6.2 Abordagem vida sob deformação

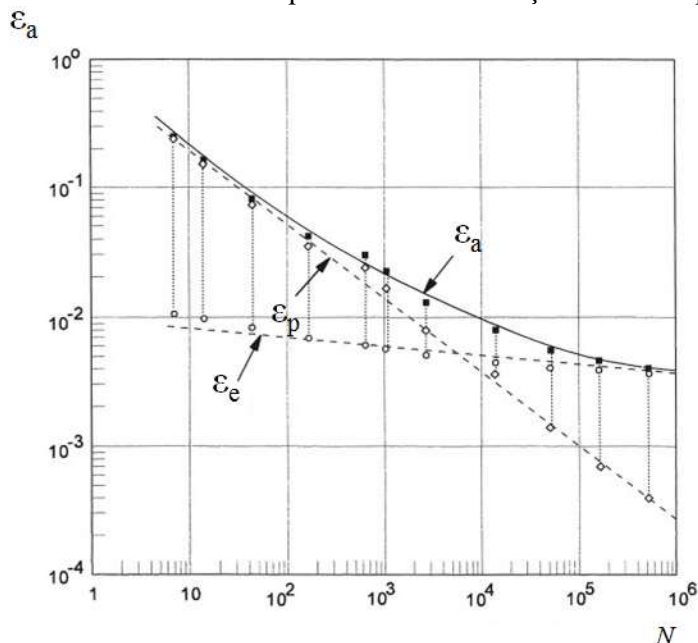
Em muitas aplicações práticas componentes de engenharia podem estar sujeitos a um apreciável grau de deformação plástica especialmente em pontos de concentração de tensões (SURESH, 2004; DOWLING, 2007). A abordagem de vida sob deformação é especialmente importante para o regime de fadiga de baixo ciclo, relevante para estruturas que estão sujeitas a um pequeno número de ciclos de carregamento durante a sua vida útil. Para estes casos muitas vezes não seria justificável economicamente ou estruturalmente (excesso de peso) um projeto considerando uma vida infinita a fadiga, pois os ciclos de carregamento podem ocorrer poucas vezes em um ano, como é o caso de alguns tipos de vaso de pressão (SCHIJVE, 2009). Ou seja,

no projeto se considera que a estrutura estará sujeita a níveis de tensão relativamente altos (com ocorrência de apreciável deformação plástica) e que terá sua vida útil ao longo de apenas centenas ou alguns milhares de ciclos.

Para os casos descritos no parágrafo anterior opta-se por uma análise através de curvas ϵ_a x N , “Amplitude de deformação x Número de Ciclos”, ao invés das curvas S x N típicas. Nestes ensaios o valor da amplitude de deformação cíclica total (ϵ_a), considerando as porções elástica (ϵ_e) e plástica (ϵ_p), é mantido constante ($\epsilon_e + \epsilon_p = \epsilon_a$), sendo controlado por extensômetros acoplados ao corpo de prova. A máquina utilizada então regula a carga cíclica a ser aplicada de maneira que ϵ_a não varie durante o ensaio. Com a ocorrência da fratura é obtido um par de coordenadas ($\epsilon_a ; N$), e o conjunto destes pares é plotado em uma curva do tipo ϵ_a x N , como observado na Figura 23.

Os valores das porções de deformação plástica e elástica podem ser obtidos através da análise de um laço de histerese estabilizado, e a curva ϵ_a x N pode ser modelada por algumas equações como, por exemplo, a de Coffin-Manson (ROSA, 2002; SURESH, 2004; DOWNLING, 2007; ASM, 2008; SCHIJVE, 2009). Como a análise de vida em deformação é mais complexa que a abordagem S x N (BANNANTINE, COMER, HANDROCK, 1990; NORTON, 2013), que é a utilizada neste trabalho, não serão feitas maiores considerações a respeito da abordagem da vida sob deformação.

Figura 23 – Curva ϵ_a x N para um aço AISI 4340. A curva da amplitude de deformações totais é a soma das as curvas de amplitudes de deformação elástica e plástica.



Fonte: adaptado de Schijve (2009).

2.4.6.3 Abordagem pela MFEL

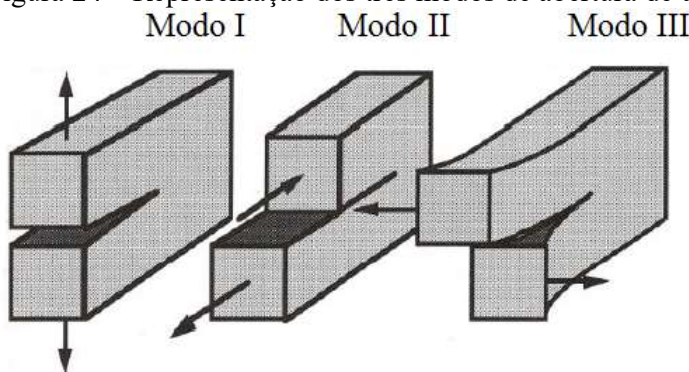
A abordagem do estudo da fadiga através da MFEL tem como enfoque o estudo da propagação de trincas no estágio II da falha por fadiga utilizando princípios da Teoria Mecânica da Fratura. São realizados ensaios de fadiga em corpos de prova que já apresentam uma pré-trinca de fadiga nucleada, com um estudo posterior da taxa de crescimento da trinca por número de ciclos: $\frac{da}{dN}$. Essa taxa de propagação para diferentes valores de carregamento aplicado é determinada experimentalmente e pode ser modelada como uma função de ΔK (variação do fator intensidade de tensões) e ou R , isto é $\frac{da}{dN} = f(\Delta K)$ ou $\frac{da}{dN} = f(\Delta K; R)$ dependendo da abordagem utilizada (SURESH, 2004; ANDERSON, 2005). O fator intensidade de tensões, K , é uma medida da resistência do material à propagação de uma trinca, ou seja, sua resistência a uma fratura frágil (PASTOUKHOV, VOORWALD, 1995) e é representado pela equação (1):

$$K = \beta \cdot \sigma \sqrt{\pi \cdot a} \quad (1)$$

Em que β é um fator geométrico que depende das dimensões do elemento ou corpo de prova analisado, σ é o valor da tensão remota aplicada, e “a” é o comprimento da trinca.

Como complemento, deve ser ressaltado que K apresenta um valor crítico, denominado K_c , o qual ao ser atingido leva à fratura do material. O valor de K_c (assim como K em geral) depende do modo de carregamento imposto ao material, ou, de forma simplificada, ao modo de abertura da trinca, que pode ser do tipo I (tração, carregamento normal ao plano da trinca), II (cisalhamento, com carregamento paralelo ao plano da trinca, na direção do comprimento), III (cisalhamento, com carregamento perpendicular ao comprimento da trinca) ou misto entre os três tipos. Os tipos I, II e III podem ser observados na Figura 24.

Figura 24 – Representação dos três modos de abertura de uma trinca.



Fonte: adaptado de Anderson (2005).

Como existem três modos distintos de abertura de uma trinca, também irão existir, para cada material, três valores distintos de K_C : K_{IC} , K_{IIC} e K_{IIIC} . Contudo, dentre estes, o mais importante é o K_{IC} , pois é o que apresenta o menor valor (PASTOUKHOV, VOORWALD, 1995; ANDERSON, 2005). Assim, o K_{IC} é usualmente denominado como o valor de “tenacidade à fratura” do material (PASTOUKHOV, VOORWALD, 1995).

Para o caso do estudo das trincas de fadiga, a equação (1) é modificada de modo a considerar o carregamento cíclico que é aplicado durante um ensaio de propagação de trincas de fadiga, como apresentado na equação (2):

$$\Delta K = \beta \cdot \Delta \sigma \sqrt{\pi \cdot a} \quad (2)$$

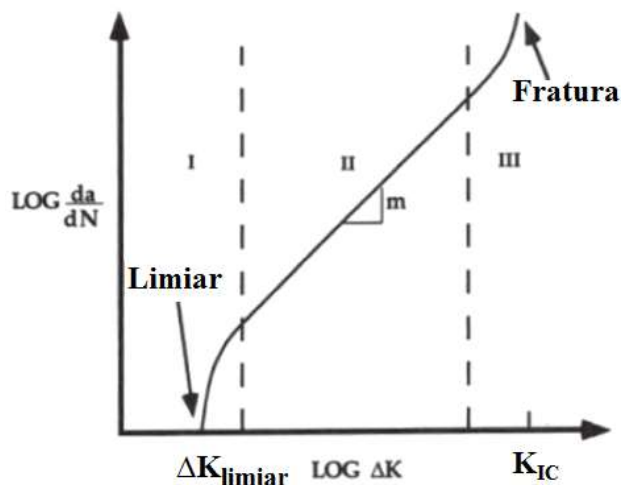
A partir da equação (2) e da relação $\frac{da}{dN}$ são então plotadas curvas $\frac{da}{dN} \times \Delta K$ a partir dos valores mensurados no ensaio. Para a maioria das ligas metálicas, as curvas irão apresentar um aspecto sigmoidal com três regiões de interesse (SURESH, 2004; ANDERSON, 2005), similarmente ao esquema apresentado na Figura 25.

A partir da Figura 25, alguns pontos podem ser ressaltados. Primeiro, considerando a região I, existe um valor de intensidade de tensões limiar, ΔK_{limiar} , abaixo do qual não é possível detectar o crescimento estável da trinca ou esta pode nem mesmo crescer (SURESH, 2004; ANDERSON, 2005; DOWLING, 2007; ASM, 2008). Conforme esse limiar é superado, a trinca passa a propagar-se de maneira estável e na região II é exibida uma variação linear do $\log\left(\frac{da}{dN}\right)$ em relação ao $\log(\Delta K)$, que pode ser modelada por diversas equações como, por exemplo, o modelo de Paris-Erdogan, representado pela equação (3):

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K)^m \quad (3)$$

em que C e m são parâmetros que dependem do material ensaiado (PASTOUKHOV, VOORWALD, 1995; ANDERSON, 2005; ASM, 2008). Outros modelos também tentam representar o comportamento linear da região II, muitos deles levando também em consideração os efeitos de R , como o modelo proposto por Forman (ANDERSON, 2005; ASM, 2008). Por fim, a região III abrange valores elevados de ΔK quando as taxas de crescimento aumentam muito rapidamente, levando à fratura (SURESH, 2004).

Figura 25 – Esquema representando uma curva $\frac{da}{dN}$ em função de ΔK normalmente obtida em um ensaio de propagação de trincas de fadiga.



Fonte: adaptado de Anderson (2005).

Como apresentado, a abordagem da fadiga pela MFEL trata essencialmente do estudo da propagação de trincas através de curvas $\frac{da}{dN}$ x ΔK , e parte do princípio que o material já possui uma trinca a qual poderá se propagar, ao contrário da abordagem S x N que considera o material “perfeito”. É uma abordagem que na prática é utilizada em conjunto com técnicas de ensaios não destrutivos (para a detecção de uma possível trinca), mas que pode se tornar complicada em geometrias muito complexas devido à necessidade da determinação do fator geométrico β (BANNANTINE, COMER, HANDROCK, 1990; NORTON, 2013).

2.4.7 Alguns fatores de influência sobre a vida em fadiga

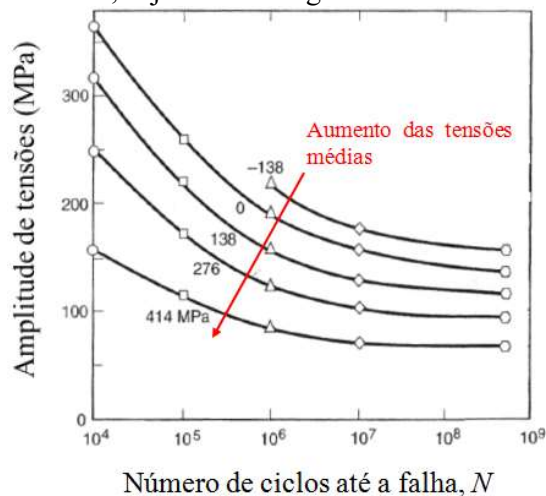
2.4.7.1 Fatores de carregamento: frequência, tensões médias e razão

Fatores de carregamento podem influenciar de maneira significativa a vida em fadiga do material. Inicialmente, considerando os efeitos da frequência de carregamento, o desenvolvimento de novas máquinas e dispositivos que possibilitam a realização de ensaios em frequências da ordem de kHz, permitiu que uma grande quantidade de estudos relacionados aos efeitos da frequência nas falhas por fadiga pudesse ser realizada. Para alguns casos foi verificado que o aumento da frequência de ensaio reduziu a resistência do material à fadiga, isto é, para certo patamar de tensão, a fratura dos corpos de prova ocorria após um número menor de ciclos quando os ensaios eram realizados valores de frequência de ensaio mais elevados. De maneira contrária, outros estudos identificaram que o aumento da frequência de

ensaio tinha um efeito oposto, ou seja, levava à fratura em um maior número de ciclos (TIAN, 2003). Em complemento a esses resultados, também foram detectados que em alguns casos a variação da frequência tinha influência quase nula sobre a vida em fadiga dos materiais ensaiados (TIAN 2003). De fato, devido a uma grande quantidade de informações conflitantes, a influência da frequência sobre o comportamento em fadiga dos materiais parece ser um tópico extremamente complexo (ZHU, LIU, XUAN, 2015), mas em geral é observado através das curvas $S \times N$ que a influência, quando existente, é pouco preponderante para valores de f comuns (variando entre 1-100 Hz), tornando-se apenas significativa para ensaios realizados através de métodos ultrassônicos (f da ordem de kHz) (GUENNEC et al., 2014; NONAKA, SETOWAKI, ICHIKAWA, 2013). Efeitos de f combinados com um ambiente corrosivo serão apresentados em uma seção subsequente.

As curvas $S \times N$, geralmente, são fortemente influenciadas pela presença de tensões médias (S_m) diferentes de zero (SURESH, 2004), ainda que não ao mesmo efeito de significância da amplitude de tensões (SCHIJVE, 2009). Nota-se que a existência de uma $S_m > 0$ contribui para a redução da vida em fadiga de um material, mesmo quando os valores de S_a são mantidos constantes (SURESH, 2004; DOWLING, 2007; ASM, 2008, SCHIJVE, 2009). Por outro lado, cargas médias compressivas $S_m < 0$, são benéficas ao material e irão contribuir para um aumento da vida em fadiga do material (BANNANTINE, 1990), sendo que na prática carregamentos com tensão média negativa são muito menos preocupantes quanto à ocorrência de uma fratura por fadiga (SCHIVJE, 2008). A Figura 26 apresenta algumas curvas $S \times N$ de um mesmo material em que são variadas as tensões médias aplicadas.

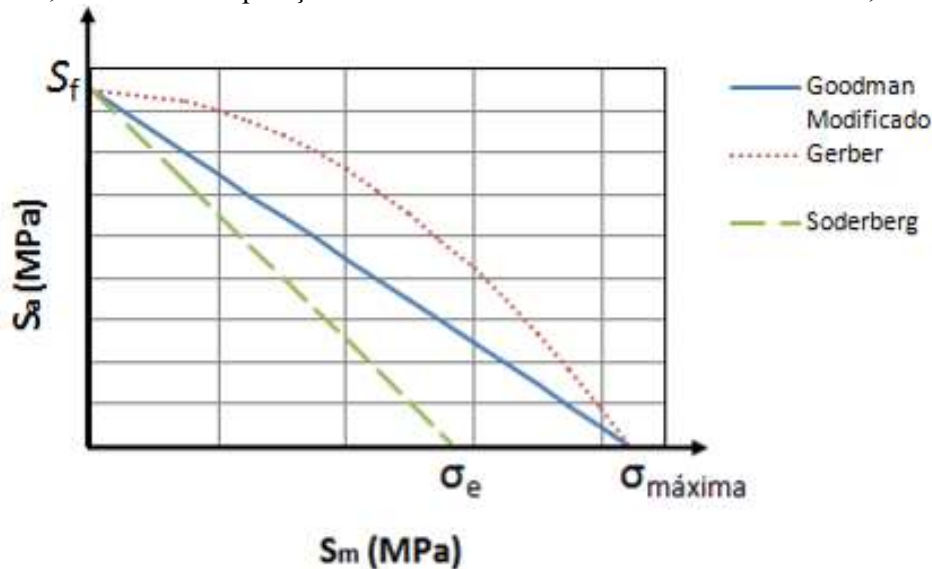
Figura 26 – Curvas de fadiga para vários corpos de prova (sem entalhe), de uma liga de alumínio 7075-T6, sujeitos a carregamento axial e diversos valores de tensões médias.



Fonte: adaptado de Dowling (2007).

Para os casos em que há uma combinação entre tensões médias e tensões alternadas é possível a utilização de diagramas de vida constante (diagramas de Haigh) como apresentado na Figura 27. A partir de certa combinação de valor de amplitude S_a e tensão média S_m é possível estimar se para um certo número de ciclos N (ou para vida infinita como representado na Figura 27) se um material irá sofrer ou não fratura decorrente do fenômeno da fadiga. Caso um ponto de coordenadas $(S_a; S_m)$ se encontre abaixo da curva, é esperado que não ocorra uma falha por fadiga. Como também é observado na Figura 27, existem diferentes modelos para o traçado das curvas nos diagramas de Haigh. Dentre estes os mais comuns são: critério de Goodman Modificado, Critério de Gerber e critério de Soderberg. (SURESH, 2004; ASM 2008)

Figura 27 – Esquema de diagrama de vida constante, para valores de tensão média diferente de zero, com uma comparação entre os critérios de Goodman Modificado, Gerber e Soderberg.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Considerando que a resistência à fadiga para um certo N é dada por S_f , que o valor da tensão média presente em um carregamento é de S_m e sendo σ_e a tensão de escoamento e $\sigma_{m\acute{a}xima}$ a tensão máxima do material (em tração), as equações das curvas dos modelos de Goodman Modificado, Gerber e Soderberg são apresentadas nas equações (4), (5) e (6) respectivamente:

$$S_a = S_f \cdot \left[1 - \left(\frac{S_m}{\sigma_{m\acute{a}xima}} \right) \right] \quad (4)$$

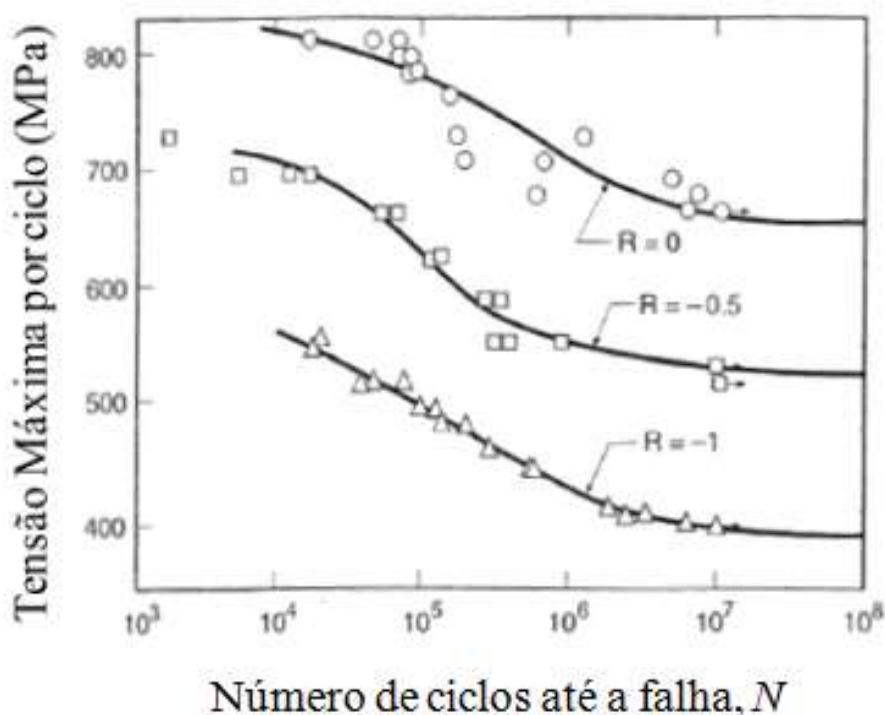
$$S_a = S_f \cdot \left[1 - \left(\frac{S_m}{\sigma_{m\acute{a}xima}} \right)^2 \right] \quad (5)$$

$$S_a = S_f \cdot \left[1 - \left(\frac{S_m}{\sigma_e} \right) \right] \quad (6)$$

Resultados provenientes dos ensaios de fadiga de materiais dúcteis são bastante adequados ao modelo da parábola de Gerber, contudo, devido ao espalhamento dos resultados dos ensaios de fadiga e ao fato de que para caso dos corpos de prova entalhados os resultados se aproximarem melhor da reta do critério de Goodman Modificado, este é mais frequentemente utilizado na prática (ASM, 2008). Se o projeto se baseia na tensão de escoamento ao invés da tensão de ruptura, é possível a utilização também do critério de Soderberg, o mais conservador dentre os três (ASM, 2008).

Por fim, o efeito das tensões alternadas e médias atuando em conjunto pode também ser estudado através da comparação de curvas $S \times N$ em que é variado o valor da razão de tensões R , como pode ser observado na Figura 28.

Figura 28 – Curvas $S \times N$ para um aço A517 para diferentes valores de R .



Fonte: adaptado de Dowling (2007).

Para o caso da Figura 28, o valor de $R = -1$ pode ser tomado como uma referência, pois indica a configuração mais comum de ensaio, com carregamento completamente reverso (e.g. ensaios de flexão rotativa). É interessante notar que, de acordo com as definições já apresentadas, os valores de tensão média crescem conforme é aumentado R . Contudo, conforme observado na Figura 28, a resistência à fadiga também aumenta com crescimento de R . Isso decorre do fato que um aumento de R , diminui os valores de tensões alternadas aplicadas e

confirma o fato de que estas são mais importantes que as tensões médias para o caso do mecanismo de fadiga, como citado anteriormente.

2.4.7.2 Acabamento superficial, tamanho e fatores geométricos

Como grande parte das trincas de fadiga têm sua nucleação na superfície externa dos elementos solicitados ciclicamente, o acabamento superficial tem efeito significativo na resistência à fadiga de um material. Em uma superfície rugosa existe uma grande quantidade de pequenos pontos de concentração de tensão a partir dos quais é possível a nucleação de uma trinca. Desta maneira, peças ou corpos de prova com acabamento superficial de pior qualidade irão apresentar uma resistência à fadiga inferior àquelas observadas para peças ou corpos de prova do mesmo material que apresentem um acabamento superficial de qualidade superior (SOUZA, 1977; ROSA, 2002; SURESH, 2004; DOWLING, 2007; SCHIJVE, 2009; NORTON, 2013), considerando, obviamente, todas as outras características iguais (tamanho de grão, microestrutura, condições de ensaio, etc.). Dependendo do tipo de acabamento superficial, é possível até mesmo que microtrincas já estejam presentes a priori do carregamento cíclico, reduzindo de forma ainda mais contundente a resistência e ou limite de fadiga do material (MCKELVEY, FATEMI, 2012). Além do aspecto da rugosidade, outros efeitos de superfície também podem ser importantes. Alguns tratamentos superficiais podem alterar a microestrutura superficial do material podendo, por exemplo, levar a um endurecimento superficial que é benéfico para a resistência à fadiga (e.g. carbonetação, nitretação) (SOUZA, 1977; SURESH, 2004, DOWLING, 2007). Do ponto de vista de acabamento mecânico, tratamentos como o *shot peening* induzem tensões residuais compressivas na superfície do material, as quais são benéficas para a resistência à fadiga (SURESH, 2004, DOWLING, 2007). Obviamente, processos de fabricação que levam a descarbonetação (que pode implicar em redução de dureza) superficial (SOUZA, 1977; MCKELVEY, FATEMI, 2012; NORTON, 2014) ou a presença de tensões residuais trativas, reduzem a vida em fadiga do material (SURESH, 2004).

Em relação ao tamanho, é possível detectar através das curvas $S \times N$ uma diferença entre os resultados obtidos em ensaios de fadiga realizados em corpos de prova que apresentam a mesma geometria, mas tamanhos diferentes. Nota-se em geral uma menor resistência à fadiga para corpos de prova com maiores dimensões quando estes são comparados a outros de menor dimensão (NAKAI et al., 1999; MAKKONEN, 2001; ROSA, 2002; SCHIJVE, 2009; NORTON, 2013). Isso é justificado pelo fato que em corpos de prova maiores há uma maior probabilidade de serem encontradas regiões dentro do material suscetíveis para a nucleação de

uma microtrinca. Como a nucleação é facilitada (devido a uma maior “amostra”), a resistência à fadiga será menor (MAKKONEN, 2001; SCHIVJE, 2009), sendo este denominado como efeito estatístico do tamanho.

Em relação aos fatores geométricos, será considerada essencialmente a presença de um entalhe e como este afeta a resistência à fadiga de um material. Inicialmente para o caso de carregamento estático é possível determinar um fator K_t (denominado fator teórico de concentração de tensões) que é definido como a razão entre a máxima tensão nas vizinhanças de uma descontinuidade ($\sigma_{estática}$) e o valor da tensão nominal, $S_{estática}$ (PEREIRA, 2014), valor esperado caso não houvesse a descontinuidade. Essa relação é indicada pela equação (7).

$$K_t = \frac{\sigma_{estática}}{S_{estática}} \quad (7)$$

O valor de K_t é dito teórico pois é determinado matematicamente ou através de métodos fotoelásticos (PEREIRA, 2014), sendo uma função das geometrias da peça (diâmetro, ou largura da peça e da seção de interesse), do tipo de carregamento (normal, fletor ou cisalhante) e da geometria do entalhe. O K_t independe das propriedades mecânicas do material e é calculado para níveis de tensão que se encontrem estritamente dentro do regime elástico (PEREIRA, 2014). Valores de K_t para diversas geometrias e tipos de carregamentos podem ser encontrados em manuais técnicos de engenharia (PEREIRA, 2014), e um exemplo pode ser observado na Figura 29.

Intuitivamente, seria esperado que para o caso do carregamento em fadiga em um elemento “entalhado” fosse possível uma simples correção da S_a aplicada com a utilização de K_t , porém, os resultados obtidos experimentalmente mostram que essa consideração é extremamente conservadora. Para os casos mais comuns de ensaios de fadiga é possível definir um fator de concentração de tensões de fadiga, K_f (SOUZA, 1977; PILKEY, 1997; ROSA, 2002; SURESH, 2004; DOWLING, 2007; ASM, 2008; SCHIVJE, 2009) como indicado pela equação (8):

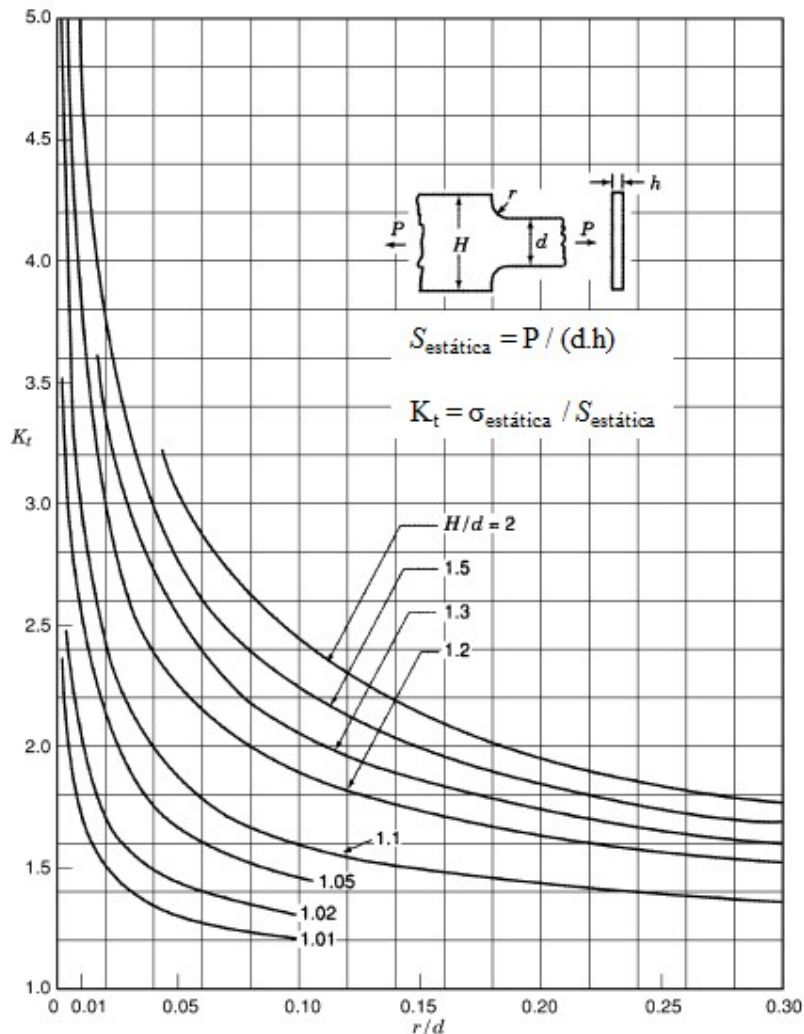
$$K_f = \frac{S_f(\text{corpo de prova não entalhado})}{S_f(\text{corpo de prova entalhado})} \quad (8)$$

O valor de K_f é calculado utilizando uma relação de limites de fadiga entre corpos de prova entalhados e lisos (sem entalhe), porém, também é possível a definição de um K_N para outra quantidade qualquer de ciclos N . Isso porque na prática as relações entre a tensão alternada de um corpo de prova não entalhado e de um liso não são constantes. Isto é, K_N varia com N , aumentando conforme este cresce até atingir o valor de K_f (ROSA, 2002). Logo, este último pode ser utilizado para qualquer valor de N em favor da segurança.

Resultados experimentais também demonstram que K_f é menor que K_t (PILKEY, 1997; SURESH, 2004; DOWLING, 2007) e a relação entre esses dois fatores pode ser relacionada através do fator de sensibilidade ao entalhe, q , como apresentado na equação (9):

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad (9)$$

Figura 29 – Fator teórico de concentração de tensões, K_t , para uma barra de seção variável sob tração.

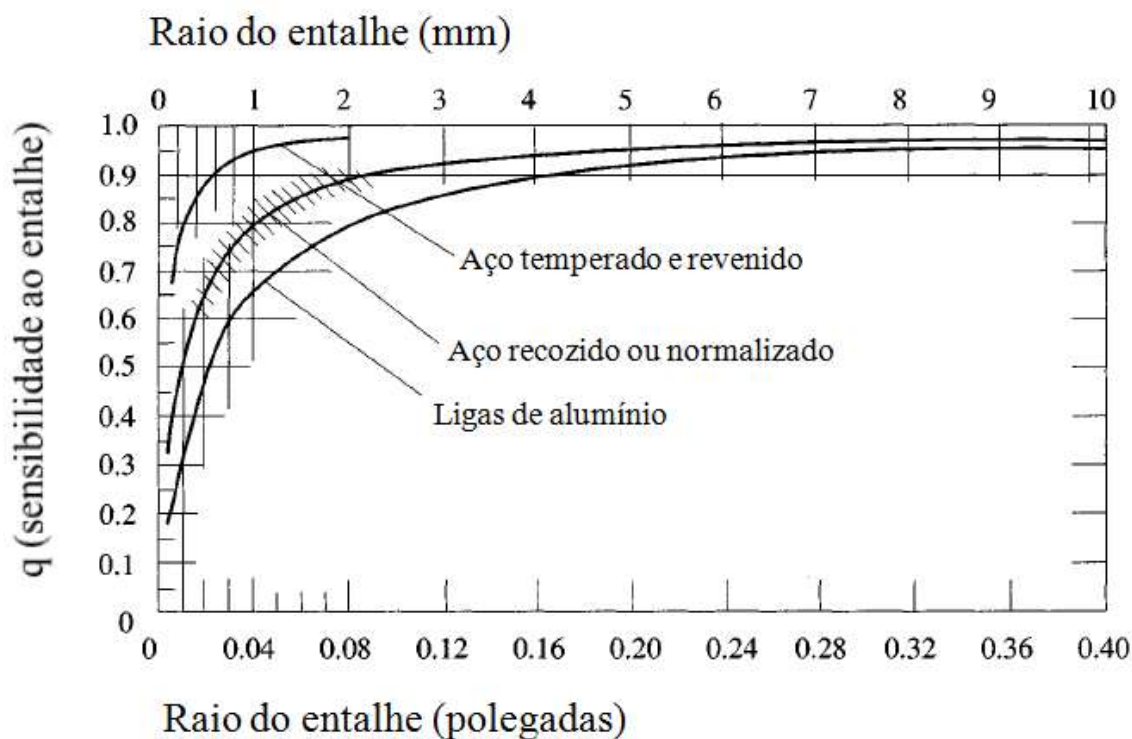


Fonte: Pilkey (1997).

O valor de q pode variar de zero até a unidade e representa quão válida é a consideração de um comportamento perfeitamente elástico utilizada para o cálculo de K_t . Ou seja, quando $q = 1$ se tem que $K_f = K_t$, logo o pressuposto utilizado para estimar K_t , de que o corpo se comporta de maneira perfeitamente elástica, é verdadeiro, e o material é extremamente sensível a presença de um entalhe. Por outro lado, quando $q = 0$ é obtido $K_f = 1$, e para esta situação o

material é indiferente quanto à presença de um entalhe. O valor de q depende tanto das dimensões do entalhe (raio) quanto do material ensaiado, sendo usualmente apresentado graficamente como indicado na Figura 30.

Figura 30 – Figura representando o fator de sensibilidade ao entalhe como uma função do raio do entalhe e do material ensaiado.



Fonte: adaptado de Pilkey (1997).

Desta maneira, sendo conhecido o tipo de carregamento e a geometria da descontinuidade é possível estimar um valor de K_t . Com o valor de K_t e sendo conhecido q , é possível então calcular o valor de K_f , caso esse não possa ser obtido de forma experimental.

Os valores de K_f são definidos, formalmente, para ciclos de carregamento completamente reversos, ou seja, em que os valores de tensão média são iguais a zero (SURESH, 2004; DOWLING, 2007; SCHIJVE, 2009). Para o caso em que os valores de tensão média são diferentes de zero e o comportamento do material é sempre elástico (tensões de pico máxima e mínima inferiores ao limite de escoamento do material), é possível a utilização dos critérios apresentados anteriormente (Goodman Modificado, Gerber e Soderberg) de modo a corrigir, por K_f , os valores de S_a e S_m obtidos em um ensaio de um corpo de prova sem entalhe, isto é, $\frac{S_a}{K_f}$ e $\frac{S_m}{K_f}$ (SURESH, 2004). Esta abordagem, contudo, não é válida para o caso plástico, pois a

deformação local pode reduzir os valores das tensões de pico, e para este caso a simples correção utilizando K_f se torna muito conservadora (SCHIJVE, 2009).

2.4.7.3 Fatores Ambientais: corrosão e temperatura

Fatores ambientais como um ambiente agressivo (corrosivo) ou temperaturas extremas podem afetar a resistência de um componente quanto à fadiga. Primeiramente, ao considerar os efeitos da corrosão, pode-se dizer que a falha ou a fratura induzida por mecanismos que combinam tanto solicitações mecânicas quanto fenômenos de corrosão são bastante críticos, pois, em muitos desses casos, nem as solicitações mecânicas nem a corrosão poderiam, individualmente, causar uma avaria (GENTIL, 2007). Os mecanismos de corrosão sob tensão, ainda que comprovadamente existentes, ainda são pouco entendidos do ponto de vista de como os efeitos da corrosão influenciam e facilitam a propagação de uma trinca. Dentre os mecanismos mais aceitos destacam-se: o mecanismo de dissolução anódica da ponta da trinca (principalmente para metais que sofrem efeito de apassivação), o mecanismo de sucessivas rupturas frágeis na ponta da trinca (devido à fragilização por hidrogênio) e o mecanismo da mobilidade superficial (em que há um acúmulo de defeitos do tipo lacuna na ponta de uma trinca) (GEMELLI, 2001). Este último mecanismo seja talvez hoje o mais aceito (GEMELLI, 2001; GENTIL, 2007), tendo sido proposto pela primeira vez por Galvele em 1986. Ele parte do princípio de que é aumentada a mobilidade atômica na região de interface entre o meio corrosivo e a ponta de uma trinca. Esse aumento de mobilidade faz com que átomos metálicos presentes superfície da ponta da trinca se movimentem para longe da mesma, através da difusão, “trocando” de lugar com vacâncias que passam a ocupar a posição na ponta da trinca originalmente ocupada por um átomo. Com isso, há um acúmulo de vacâncias na ponta da trinca e como estas são nada mais que vazios dentro do interstício cristalino, há uma pequena propagação da trinca (GEMELLI, 2001). A explicação deste fenômeno de acordo com Galvele, parte de quatro postulados (GEMELLI, 2001):

- i. o meio afeta o material devido a mudanças na autodifusibilidade na superfície do metal;
- ii. a temperatura à qual a corrosão se manifesta é menor que $0,5 T_m$ (temperatura de fusão do material considerado);
- iii. somente as tensões elásticas são relevantes no processo de corrosão sob tensão;
- iv. a corrosão sob tensão ocorre por fixação de lacunas na ponta da fissura.

Ainda que o modelo de Galvele seja um dos mais aceitos para explicar como um ambiente corrosivo pode influenciar a propagação de uma trinca, faltam ainda evidências experimentais concretas do fenômeno de acúmulo de vacâncias na ponta de uma trinca (quarto postulado de Galvele) (GEMELLI, 2001).

Além da possibilidade de facilitar a propagação de uma trinca, outro fator decorrente de um ambiente agressivo, que pode degradar a resistência de um material quanto à fadiga, é a possibilidade de ocorrência de corrosão por pites. Estes podem funcionar como pontos de concentração de tensões (que favorecem a nucleação de trincas) reduzindo drasticamente a vida em fadiga de um material (ZHANG, LIANG, AKID, 2013).

Ainda a respeito da influência da corrosão, ressalta-se que muitos estudos foram realizados para avaliar a influência da variação da frequência no fenômeno da fadiga em ambiente corrosivo. Concluiu-se na maioria dos casos que a importância dos mecanismos de corrosão aumenta conforme f é reduzida. Isto seria explicado pelo fato de que o tempo de exposição da ponta da trinca de fadiga aos efeitos de corrosão é maior em baixas frequências do que em elevadas frequências (GEMELLI, 2001; GENTIL, 2007; MAY et al., 2013). Ainda que muitos estudos proponham a existência de um limiar de frequência, acima do qual praticamente todo dano por fadiga que um material, exposto a um ambiente corrosivo, sofre será devido ao carregamento dinâmico (dano mecânico), Palin-Luc et al. (2010) em seu estudo de fadiga de alto ciclo em ambiente corrosivo, em aços utilizados em elementos de plataformas de petróleo, constataram que mesmo para valores de frequência bastante elevados, da ordem de 20 kHz, há influência significativa dos efeitos da corrosão, com redução significativa da vida em fadiga do material quando é feita comparação com ensaios realizados em ambiente não agressivo.

Por fim, considerando as curvas $S \times N$ de materiais ferrosos, nota-se que quando os ensaios de fadiga são conduzidos em ambiente corrosivo, o limite de fadiga deixa de existir (GEMELLI, 2001; GENTIL, 2007; ASM, 2008). A partir desta observação, alguns pesquisadores afirmam que grande parte dos materiais não ferrosos quando ensaiados em atmosfera ambiente regular não apresentam patamar de fadiga pois nestas condições a atmosfera por si só atua como um meio corrosivo (GENTIL, 2007). Essa afirmação é reforçada pelo fato de que quando materiais que não apresentam limite de fadiga em condições ambiente são ensaiados no vácuo passam a apresentar esse patamar (GENTIL, 2007).

Além da corrosão, a temperatura também pode ter influência sobre a resistência à fadiga dos metais. Essa questão é bastante importante para a indústria de P&G, pois muitas reservas de hidrocarbonetos se encontram em ambientes extremamente frios, como regiões árticas, e a

possibilidade de construção de grandes linhas dutoviárias interligando a Europa e Ásia pela Rota Marítima do Norte, também representa um grande desafio quanto a projetos de dutos operando em temperaturas extremamente baixas (WALTERS, ALVARO, MALJAARS, 2015). Em geral a resistência mecânica dos materiais aumenta com o decréscimo da temperatura, com aumento da tensão de escoamento e limite de resistência à tração (ASM, 2008; SCHIJVE, 2009). Contudo, além do aumento da resistência mecânica, pode ocorrer também uma queda acentuada da tenacidade à fratura do material, especialmente em ambientes em que temperatura é inferior àquela de transição dúctil frágil (SURESH, 2004; WALTERS, ALVARO, MALJAARS, 2015). A partir destas informações se torna relativamente complexo afirmar qual o real efeito de uma queda acentuada de temperatura nas propriedades do material quanto à fadiga. Ao ser considerada a abordagem tradicional, com a utilização de curvas $S \times N$ e o conceitos de limite de fadiga e resistência à fadiga, é notado que mesmo para corpos de prova com presença de entalhes os valores de S_e e S_f aumentam com a queda da temperatura (SCHIJVE, 2009). Quando a abordagem é feita pelos princípios da MFEL com a utilização de curvas $\frac{da}{dN} \times \Delta K$, dois efeitos são encontrados: de fato, com a queda da temperatura e a redução da ductilidade, é necessário um maior valor de ΔK_{limiar} para que a trinca possa começar a propagar, contudo, a taxa de propagação estável (região II da curva) é muito maior para temperaturas mais baixas e por fim, na região III a fratura ocorre com valores menores de K_c (SURESH, 2004; ALVARO, MALJAARS, 2015).

Para o caso de temperaturas elevadas, a maioria dos metais apresenta uma queda em sua resistência à fadiga com o aumento da temperatura (BANNANTINE, 1990; ASM, 2008; SCHIJVE, 2009). Temperaturas elevadas também podem influir em aspectos metalúrgicos da liga, permitindo a ocorrência de recristalização e alívio de tensões e inclusive remover efeitos benéficos como as tensões residuais compressivas decorrentes de um processo anterior de *shot peening* (BANNANTINE, 1990; ASM, 2008). Quando as temperaturas de trabalho são da ordem da metade da temperatura de fusão da liga (ou maiores) a situação se torna ainda mais crítica, pois além dos efeitos da fadiga, os efeitos de falha por mecanismos de fluência também passa a ser importantes (BANNANTINE, 1990; ASM, 2008), contribuindo para a degradação estrutural do material.

2.4.8 Algumas filosofias de projeto para fadiga

2.4.8.1 Vida segura em fadiga

A abordagem mais clássica de projetos contra a falha por fadiga são as que levam em consideração o conceito de vida segura em fadiga (SURESH, 2004; ASM, 2008). De acordo com este, a partir dos valores de amplitude de tensões ou deformações cíclicas induzidas no material é estimada uma vida total (em número de ciclos de carregamento), N , que a peça pode suportar antes de uma eventual falha por fadiga, que pode ser definida como uma fratura ou, em alguns casos, como a simples presença de uma trinca (ASM, 2008). A vida N é determinada a partir de resultados de ensaios de fadiga, especificamente através de curvas $S \times N$ ou $\varepsilon_a \times N$, a primeira mais utilizada para projetos de fadiga de alto ciclo (em que as tensões são predominantemente elásticas) e a segunda utilizada para projetos de fadiga de baixo ciclo (em que deformações plásticas apreciáveis podem ser encontradas) (SURESH, 2004). De acordo com essa filosofia, quando uma peça em serviço atinge o número de ciclos N estipulado pelo projeto ela deve ser substituída (POOK, 2007). Para o caso de uma peça que é submetida a carregamentos de amplitude variável é possível utilizar o conceito de dano acumulado para estimar a vida total ou restante de um componente. Um modelo simples, de dano acumulado linear, foi proposto por Palmgren e Miner, e ficou conhecido como a “Regra de dano acumulado de Palmgren-Miner” (PASTOUKHOV, VOORWALD, 1995; ROSA, 2002; SURESH, 2004; ASM, 2008). Este modelo é utilizado para prever a quantidade de dano que um material sofreu após uma sucessão de blocos de carregamento, cada qual com um valor de amplitude de tensões constante. De acordo com a regra, o dano provocado por um bloco de solicitações cíclicas, de amplitude de tensões S_{ai} , atuante durante um número n_i de ciclos é dado por:

$$D_i = \frac{n_i}{N_i} \quad (10)$$

em que N_i é a vida em fadiga do material quando este é sujeito à tensão alternada S_{ai} . Quando o material é sujeito a blocos de carregamento D_i , D_{ii} , D_{iii} , etc., ele acumula em cada um destes blocos uma quantidade de dano proporcional a n_i . Pela regra linear de acúmulo de dano proposta por Palmgren e Miner então o dano total D é dado por:

$$D = \sum_i \frac{n_i}{N_i} \quad (11)$$

De acordo com esse critério, a falha por fadiga ocorrerá quando $D = 1$. Dada a sua simplicidade, a consideração de linearidade de acúmulo de dano é pouco precisa, pois não leva em consideração fatores como a interação entre diferentes níveis de tensão (ROSA, 2002; SURESH, 2004), porém devido a sua versatilidade pode ser utilizada como uma estimativa preliminar para a vida em fadiga de uma estrutura sujeita a carregamento com amplitude variável.

Por fim, além de projetos levando em consideração um número N de ciclos, para materiais que apresentam um limite de fadiga, é usual que a peça seja projetada de modo a apresentar vida infinita para fadiga sendo, portanto, sujeita a uma amplitude de tensões (ou conjunto de amplitude de tensões) igual ou inferior àquela observada no limite de fadiga (ASM, 2008).

2.4.8.2 Falha em segurança

De acordo com essa filosofia, é assumido que na ocasião da existência de trincas de fadiga estas serão detectadas e reparadas antes de uma eventual falha (POOK, 2007). Em estruturas projetadas segundo este critério existe uma série de percursos redundantes para a transferência das cargas. Desta maneira, quando um elemento falha as cargas podem continuar sendo transmitidas por uma rota alternativa, sem um colapso total da estrutura (POOK, 2007; ASM, 2008). Essa filosofia de projeto também prevê a instalação de bloqueadores de propagação de trincas (ROSA, 2002; ASM, 2008) e dá preferência a uniões rebitadas e parafusadas ao invés da união por soldas, de modo a conter o avanço de eventuais trincas de fadiga (ROSA, 2002).

2.4.8.3 Tolerância ao dano

Esta filosofia é uma evolução das teorias anteriores (POOK, 2007). Ela considera que uma estrutura contém trincas e que é possível estimar a taxa de crescimento destas utilizando princípios da mecânica da fratura, e a partir disso prever o tamanho crítico que a trinca de fadiga deve atingir para a ocorrência da fratura (ROSA, 2002; ASM, 2008). Para que esta filosofia seja utilizada é crucial que a estrutura possa ser inspecionada em intervalos regulares, especialmente em pontos críticos como furos e outros concentradores de tensão (POOK, 2007). A partir destas inspeções, peças então podem ser reparadas ou substituídas quando necessário.

2.5 O PROCESSO DE FADIGA EM TUBULAÇÕES

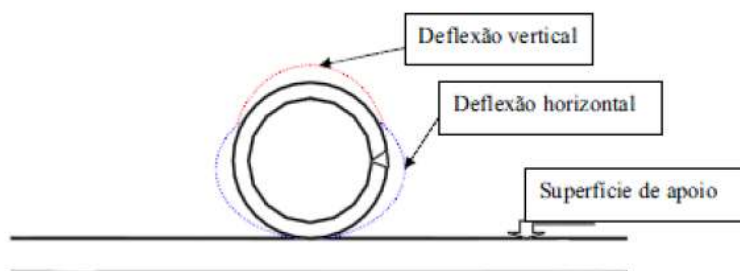
As estruturas *offshore* (dutos, torres de sustentação, plataformas, cabos de sustentação das plataformas etc.) quando em serviço são submetidas a esforços dinâmicos diversos e, portanto, estão sujeitas a danos por mecanismo de fadiga (RIVA, 2004; BAI, BAI, 2005; VALADÃO, 2011). As origens desses carregamentos são diversas como: variações cíclicas de pressão e temperatura (BAI, BAI, 2005), movimentação das ondas, fluxos de correntes marinhas (RIVA, 2004; ALBUQUERQUE, 2004; BAI, BAI, 2005; LIMA, 2007; VALADÃO, 2011), dentre outros. Além dos carregamentos em serviço, danos por fadiga também podem ocorrer durante

o transporte (ALBUQUERQUE, 2004; GODOY, 2008), podendo ocorrer uma significativa degradação estrutural dos tubos. Maiores detalhes de como ocorrem os carregamentos cíclicos nas tubulações são apresentados a seguir.

2.5.1 Danos de fadiga devido ao transporte (*transit fatigue*)

Os tubos utilizados na indústria de P&G podem sofrer danos de fadiga antes de sua instalação em campo, fenômeno denominado como fadiga por transporte. Estudos conduzidos por fabricantes de tubos nos anos de 1960 tiveram como objetivo investigar falhas que ocorriam em testes hidrostáticos antes da aplicação dos tubos em serviço (GODOY, 2008). Os mais diversos tipos de testes foram realizados, porém fora apenas durante a realização de ensaios de fadiga que pôde ser constatada a formação de trincas similares às procuradas. Durante o transporte os tubos são submetidos a ciclos de carregamentos, decorrentes de forças gravitacionais e inerciais (GODOY, 2008; MOHAMED, RAO, LOBLEY, 2009; PAPAVINASAM, 2014). Essas forças induzem tensões flutuantes as quais são responsáveis pela nucleação e propagação de trincas de fadiga em um tubo. Para que este tipo de falha de fadiga ocorra é necessário que os carregamentos sejam relativamente altos e aplicados por um grande número de ciclos, sendo associados normalmente a modos de transporte ferroviário e por navios (PAPAVINASAM, 2014). Esse tipo de dano como apresentado por Godoy (2008) foi detectado tanto em tubos utilizados em *line pipes* quanto em tubos do tipo *casing e tubing* (inclusive para grau N80, objeto de estudo deste trabalho) devido a transporte realizado por trem ou navio. Um esquema representando o mecanismo de fadiga durante o transporte é observado na Figura 31.

Figura 31 – Deflexões em um tubo de aço durante transporte.



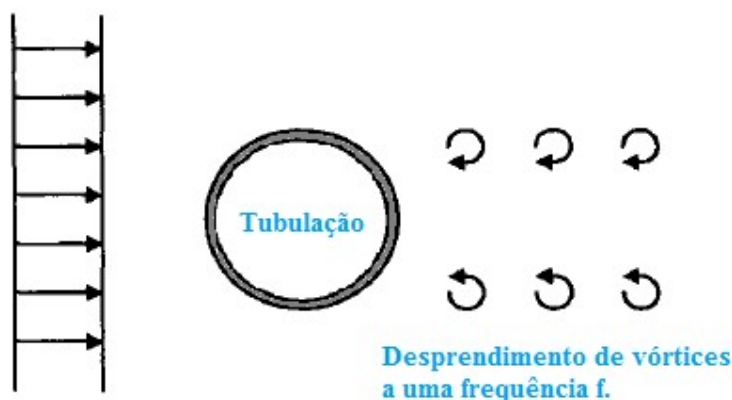
Fonte: Godoy (2008).

2.5.2 Danos de fadiga em serviço

Existe uma série de fatores que podem induzir tensões cíclicas (e, portanto, uma eventual falha por fadiga) nas tubulações utilizadas na exploração e transporte de petróleo e gás. Primeiramente, considerando tubulações extra poço, o escoamento de um fluido em torno de um *bluff-body* (corpo “rombudo”), pode levar a formação de uma região de escoamento instável, caracterizada pela formação de uma esteira de vórtices (BAI, BAI, 2005; GABBI, 2013). Esse fenômeno é apresentado na Figura 32.

Figura 32 – Escoamento de um fluido ao redor de um bluff-body com o desprendimento de vórtices.

Escoamento a
velocidade U .

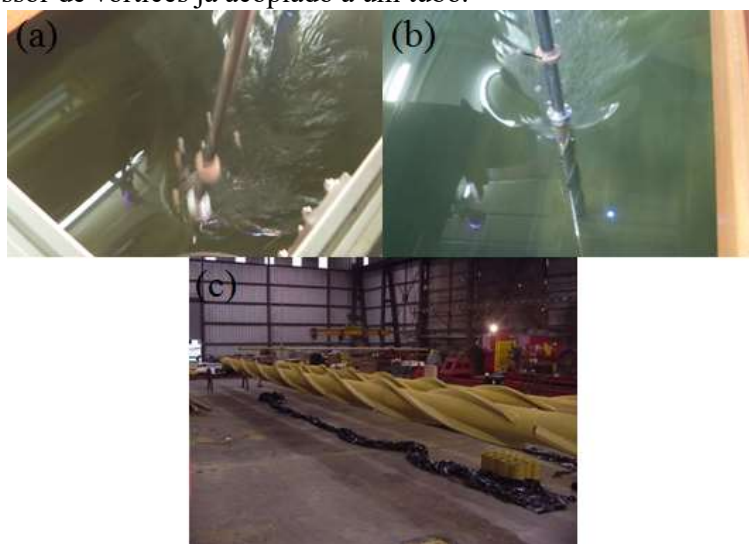


Fonte: adaptado de BAI, BAI (2005).

Quando a formação (ou desprendimento) destes vórtices ocorre a uma frequência próxima à frequência natural do corpo através da qual o fluido escoa, um fenômeno de vibração indesejado da estrutura então passa a ocorrer (RIBEIRO, 2002; BAI, BAI, 2005), sendo este o fenômeno das VIVs (Vibrações Induzidas por Vórtices ou *Vortex Induced Vibrations*). Estas vibrações talvez sejam um dos mecanismos mais perniciosos aos quais podem estar sujeitas tubulações pois atuam como carregamentos dinâmicos, diretos e indiretos, nas estruturas *offshore*, levando a ocorrência de danos por fadiga. O fenômeno é bastante crítico para o caso de tubulações do tipo *risers* e também para *flowlines* que apresentem vãos livres (trechos biapoiados, que não estejam em contato com o leito submarino), pois assim é possível escoamento ao redor das tubulações. O problema se torna ainda mais complexo em águas profundas, pois tanto a magnitude quanto as direções de escoamento podem variar de maneira significativa com a profundidade. Desta maneira diferentes pontos da tubulação podem ser excitados em modos de vibração distintos, tornando muito difícil prever e modelar a ocorrência das VIVs (BAI, BAI, 2005).

A presença das VIVs é um fator que reduz drasticamente a vida útil à fadiga dos dutos submarinos, podendo levar a danos severos, especialmente quando as velocidades das correntes marinhas são elevadas (ALBUQUERQUE, 2004; LIMA, 2007). Além do dano direto nos *risers* (especialmente), *flowlines* e *pipelines*, as vibrações devido às VIVs também podem ser transferidas para outras estruturas submarinas (danos indiretos decorrentes das VIVs), como a cabeça do poço e tubos do tipo *casing*, levando a falhas por fadiga em conexões e juntas soldadas, situação bastante crítica, especialmente pelo fato de não ser possível a realização de atividades de inspeção destas estruturas (LIM, TELLIER, HOWELLS, 2012). A indústria, a fim de evitar, ou ao menos mitigar, os danos decorrentes das VIVs, tem utilizado dispositivos supressores de vibrações. Estes dispositivos são acoplados externamente a tubos (que poderão estar sujeito a VIVs em serviço) de forma a mudar o perfil pelo qual ocorre o escoamento das correntes marinhas em torno deles: de um perfil “rombudo” para um com melhor hidrodinâmica, de forma a minimizar o desprendimento de vórtices e a vibração decorrente do fenômeno. A Figura 33 apresenta uma comparação entre tubos com e sem supressores de vórtices quando submetidos (em um ensaio) a VIVs. A instalação do supressor consegue, de fato, reduzir o efeito das vibrações e, por conseguinte, do carregamento dinâmico, reduzindo a probabilidade de ocorrência de falhas por fadiga diretas e indiretas.

Figura 33 – Em (a) um tubo, sem supressor de vórtices, é ensaiado de tal forma a estar sujeito a VIVs. Em (b) o ensaio é novamente realizado, contudo, o tubo conta com um dispositivo supressor que reduz drasticamente as VIVs. Em (c) é apresentado um tipo de dispositivo supressor de vórtices já acoplado a um tubo.



Fonte: Balmoral Group (2015) para (a) e (b) e Mark Tool and Rubber Co. Inc. (2015) para (c).

Além de danos indiretos induzidos pelas VIVs, as tubulações do tipo *tubing* também podem estar sujeitas a vibrações induzidas pelo escoamento dos próprios petróleo e gás. Falhas decorrentes de vibrações desse tipo foram detectadas principalmente em *tubings* encontrados em poços tipo *sour* de elevada produtividade, e também, em alguns casos, em *tubings* instalados em poços menos agressivos (menos corrosivos) nos quais os efeitos de corrosão não foram preponderantes na falha por fadiga (RENPU, 2011).

Outros fatores como mudanças de pressão de trabalho devido operações complexas dentro do poço também podem gerar carregamento alternado e a possibilidade de trabalho em elevadas temperaturas (em que há combinação de efeitos de fadiga e fluência) também pode reduzir a vida útil dos tubos, levando à fratura (RENPU, 2011).

O fato de a exploração e condução de petróleo e gás envolver uma combinação de: carregamentos dinâmicos, possibilidade de trabalho com gradientes de temperatura elevados e um ambiente corrosivo são, portanto, justificativas para o estudo da fadiga em tubulações *offshore*.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAL UTILIZADO

Foram utilizados neste trabalho tubos de aço N80 tipo Q. O processo de manufatura destes se deu através de conformação mecânica seguido de soldagem HFIW, com subsequente tratamento de têmpera e revenimento dos tubos, de maneira a atender às especificações da norma API 5CT *Specifications for Casing and Tubing*. Os tubos apresentavam diâmetro externo de 74 mm, espessura de parede igual a 5,5 mm e foram fornecidos na forma de trechos com comprimentos que variavam entre dois e três metros.

3.2 MÉTODOS

3.2.1 Análise química

Foi realizada análise química com intuito de investigar quais elementos químicos estão presentes no aço utilizado e também de verificar se ele apresentava teores de S e P de acordo com os limites estipulados pela norma API 5CT para um tubo grau N80 tipo Q. Uma amostra de tubo foi analisada no Laboratório Químico de Caracterização de Materiais (LQCM) do Instituto de Aeronáutica e Espaço (IAE), Divisão de Materiais. As técnicas utilizadas foram: combustão direta, para determinação dos teores de C e S, fotometria para determinação do teor de P, gravimetria para determinação dos teores de Si e, para os demais elementos, foi utilizada a técnica de espectrometria de absorção atômica. Os equipamentos utilizados foram: determinador de C e S LECO / CS 200, espectrofotômetro da Micronal / B382, espectrômetro de AA VARIAN / SpectrAA-20 Plus, balança analítica Mettler / AE160 e uma balança analítica Shimadzu / AUX220.

3.2.2 Corte e usinagem

Os tubos, como fornecidos pelo fabricante, foram inicialmente seccionados em trechos menores com tamanhos variando entre 250 mm e 300 mm (dependendo do comprimento total do tubo seccionado) de maneira a facilitar as operações posteriores de corte e usinagem. Devido ao pequeno diâmetro dos tubos foi possível a realização dos cortes em serras hidráulicas disponíveis na Oficina Mecânica do Departamento de Materiais e Tecnologia (serra hidráulica marca Franho) e na Oficina Mecânica do CTI (serra hidráulica marca SRamos, modelo 260),

ambos situados na FEG/UNESP. O procedimento de corte de um dos tubos com utilização de serra hidráulica é apresentado na Figura 34.

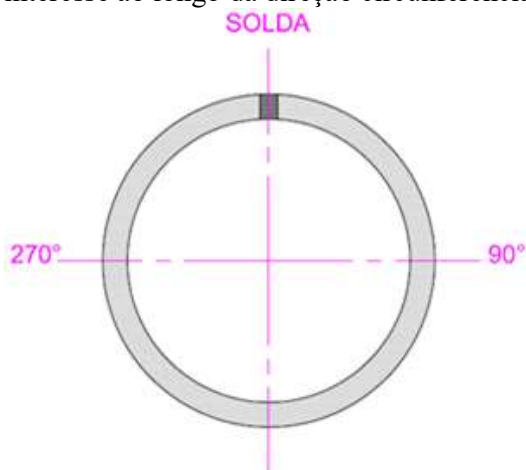
Figura 34 – Tubo de aço API N80 tipo Q sendo seccionado com utilização de uma serra hidráulica da Oficina Mecânica do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Após o corte em trechos, os tubos foram divididos ao longo de sua direção circunferencial nas seguintes regiões de interesse: JS (junta soldada) e 90° (270°) como pode ser observado nas Figuras 35 e 36. As posições indicadas na Figura 35 servem como referência para o restante do trabalho, uma vez que os corpos de prova utilizados na avaliação das propriedades mecânicas do tubo e as amostras utilizadas nas análises metalográficas foram retirados dos dois trechos apresentados.

Figura 35 – Esquema da seção transversal de um trecho de tubo e as respectivas seções de interesse ao longo da direção circunferencial.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 36 – Trechos de tubo com 250 mm de comprimento durante o processo de identificação das regiões de interesse: solda e 90° (270°).



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Após o corte dos trechos de tubos foi possível a usinagem dos corpos de prova de tração e fadiga via eletroerosão a fio em uma máquina marca +GF+ *AgieCharmilles* (com fio de eletroerosão de 0,18 mm de diâmetro) localizada na Oficina Mecânica do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP. O processo de usinagem por eletroerosão dos corpos de prova de tração e fadiga (tipo axial) podem ser observados na Figura 37 e Figura 38 respectivamente.

Figura 37 – Usinagem, via processo de eletroerosão a fio, dos corpos de prova utilizados nos ensaios de tração.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 38 – Usinagem, via processo de eletroerosão a fio, dos corpos de prova utilizados nos ensaios de fadiga axial.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Para metalografia e avaliação da microdureza primeiramente foram retirados anéis de largura (longitudinal) igual a 15 mm, através de corte via serra hidráulica (mesmo equipamento já citado) dos trechos de tubo previamente seccionados. Estes anéis foram divididos nas posições angulares JS e 90° e posteriormente foram retiradas, com a utilização de um disco abrasivo de corte, localizado no Laboratório de Metalografia do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP, as amostras a serem utilizadas nas análises metalográficas e de microdureza. Um anel inteiro, outro com as marcações (de onde foi tirada a região da junta soldada) e um trecho da junta soldada podem ser observados na Figura 39.

Figura 39 – Anéis de tubos utilizados para retirada de amostras para avaliação de microdureza e análise metalográfica.

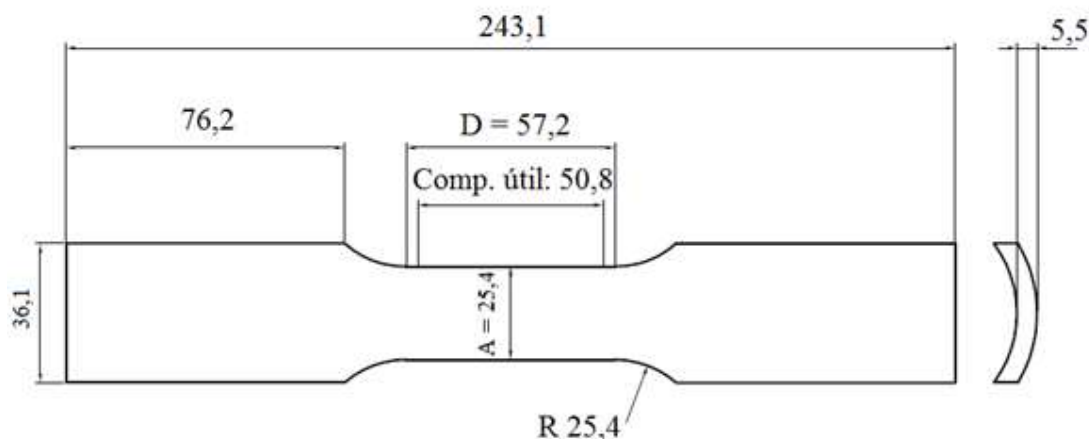


Fonte: produção do próprio autor (2015).

3.2.3 Ensaios de Tração

Os corpos de prova para realização dos ensaios de tração foram dimensionados de acordo com a norma ASTM A370 *Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products*, utilizando os critérios estabelecidos para o caso de amostras retiradas de tubos. De acordo com a norma API 5CT *Specifications for Casing and Tubing*, os corpos de prova devem ser retirados, para o caso do tubo N80 tipo Q produzido via EW, da posição circunferencial 90°. Contudo, para efeito da avaliação de como o processo de fabricação (conformação e soldagem) afeta as propriedades mecânicas do tubo, também foram usinados corpos de prova retirados da posição circunferencial JS, em que o comprimento dos CDPs (corpos de prova) ficou alinhado, longitudinalmente, com o cordão de solda dos tubos. Ressalta-se que os CDPs foram apenas retirados da direção longitudinal, devido a uma limitação de tamanho dos tubos (impossibilidade de obter CDPs “transversais”). As dimensões dos CDPs de tração ensaiados podem ser observadas na Figura 40.

Figura 40 – Esquema de corpo de prova dimensionado para realização dos ensaios de tração.



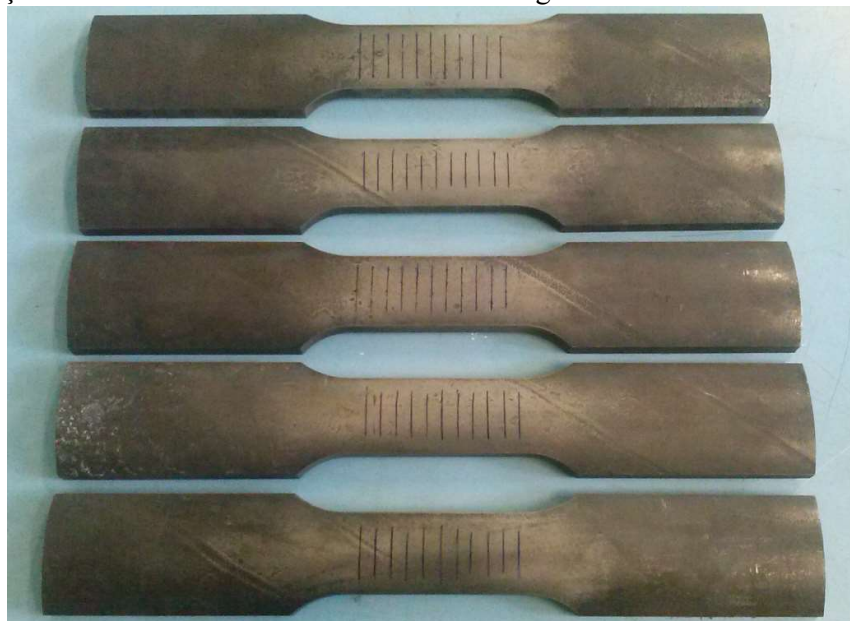
Fonte: produção do próprio autor (2015).

Foram ensaiados dez corpos de prova: cinco relativos à posição 90°, requeridos pela norma API 5CT *Specification for Casing and Tubing*, e cinco da região da junta soldada. Os ensaios foram realizados nas dependências do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP, a temperatura ambiente, ao ar atmosférico, em uma máquina de ensaios mecânicos servo hidráulica Mohr & Federhaff, com uma célula de carga de 20 000 kgf (196.200 N), taxas de aplicação de carga² de 1,9 kfg/mm².s (18,6 N/mm².s) e com garra de fixação do

² De fato, a taxa de aplicação da carga apenas é mantida constante durante a fase “elástica” do ensaio, em que os corpos de provas sofrem deformação linear. Contudo, esta taxa é um dos parâmetros que devem ser “setados” na máquina antes dos ensaios e não é disponibilizada uma maneira de acompanhar a taxa de aplicação da carga a cada instante. Seria preferível para estes ensaios a utilização de um controle através de deslocamento (e.g. mm/s), mas este não estava disponível na máquina utilizada.

tipo plana “cartilhada”. Foram feitas medições da parte útil (*Gauge Length*) antes e depois (as bordas fraturadas dos CDPs eram unidas, de modo a avaliar a deformação total). A partir dessas medições foi possível estimar para cada CDP a ductilidade do material e posteriormente, utilizando o gráfico de aplicação de carga plotado pela máquina de ensaios, foi possível determinar, graficamente, os valores das tensões de escoamento, máxima e de ruptura. A Figura 41 apresenta os corpos de prova antes do ensaio (corpos de prova retirados da posição 90°) e a Figura 42 um dos corpos de prova sendo ensaiado (também relativo à posição 90°), respectivamente.

Figura 41 – Corpos de prova de tração, relativos à posição 90°, antes da realização do ensaio de tração. As dimensões estão de acordo com a Figura 40.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 42 – Corpo de prova de tração, relativo à posição 90°, durante o ensaio de tração. É possível notar o início do fenômeno da estrição, indicado pela seta vermelha.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

3.2.4 Ensaios de Fadiga

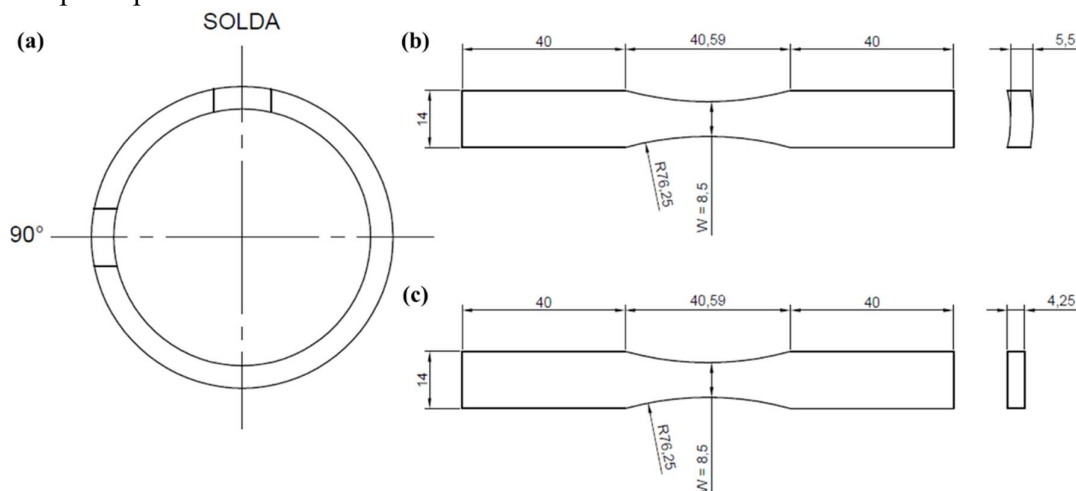
Os ensaios de fadiga foram realizados utilizando dois tipos de corpos de prova diferentes, não previstos pelas normas vigentes. Os corpos de prova do primeiro tipo são mais próximos aos corpos de prova padrão (normalizados) e, similarmente aos corpos de prova de tração, foram retirados dos trechos de tubo por eletroerosão de maneira a apresentarem seu comprimento alinhado com a direção longitudinal dos tubos (tanto para a posição de 90° quanto para a JS). Os corpos de prova do segundo tipo são simplesmente trechos de tubos em que há presença de entalhe (para efeito de concentração de tensões) realizado através de eletroerosão.

3.2.4.1 Ensaios de fadiga axiais

Os corpos de prova de fadiga utilizados nos ensaios axiais tiveram suas dimensões “baseadas” na norma ASTM E466 *Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials*. A diferença entre os corpos de prova utilizados neste projeto em relação aos corpos de prova convencionais é relacionada à seção transversal utilizada. Os corpos de prova utilizados neste trabalho foram retirados, por eletroerosão, diretamente da parede dos tubos. Isto é: a espessura dos corpos de prova era equivalente à espessura de parede dos tubos. Os CDPs, devido a esse fato, eram levemente abaulados e, portanto, com geometria diferente daquela dos corpos de prova planos padrão (que

têm seção transversal retangular). As posições de retirada e uma comparação entre as dimensões dos corpos de fadiga padrão com os utilizados neste projeto podem ser observadas na Figura 43.

Figura 43 – Desenho indicando em (a) as posições angulares de onde foram retirados os corpos de prova, em (b) as dimensões dos corpos de prova utilizados nesse projeto e em (c) a geometria de um corpo de prova “convencional”.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Os ensaios de fadiga axial foram realizados em uma máquina universal de ensaios servo-hidráulica, marca INSTRON, modelo 8801, com célula de carga de 100 kN, utilizando na fixação dos corpos de prova uma garra do tipo plana “cartilhada”. Quanto às condições de ensaio, estes foram realizados a temperatura ambiente. Os corpos de prova foram submetidos a esforço cíclico axial, com carregamento senoidal e amplitude constante. A frequência de realização dos ensaios, f , e a razão de carregamento, R , utilizadas foram respectivamente de 15 Hz e 0,1. As quantidades de corpos de prova e patamares de tensão dos ensaios foram definidas de acordo com a norma ASTM E739 *Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data*, de modo a garantir uma porcentagem adequada de replicação³. Também foi realizada, de acordo com a mesma norma, a análise estatística dos resultados. Foi estipulado um *run-out* de um milhão de ciclos, ou seja, os ensaios de fadiga

³ O cálculo do percentual de replicação é dado por: $\% \text{replicação} = 100 \times [1 - (\text{total de patamares de tensão ou deformação ensaiados} / \text{número total de corpos de prova ensaiados})]$. Para o caso da realização de ensaios destinados à pesquisa e desenvolvimento de componentes e corpos de prova, a faixa de percentual de replicação sugerida pela norma ASTM E739 *Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data* é de 33-50%. Assim, procurou-se manter uma proporção entre a quantidade de patamares e corpos de prova de modo a atender a esse percentual de replicação.

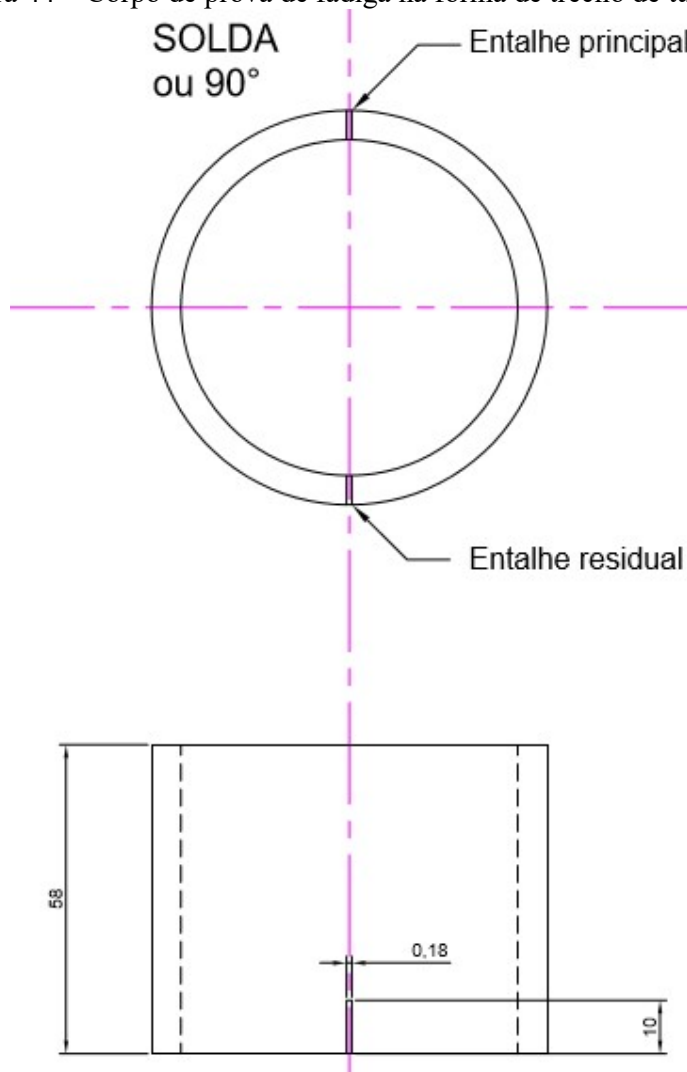
eram interrompidos para valores de N iguais a 1 milhão de ciclos, mesmo sem ocorrência de fratura.

Durante a realização dos ensaios alguns dos corpos de prova tiveram fraturas inválidas (que ocorreram fora da pare útil dos CDPs). Para evitar a ocorrência de fraturas deste tipo foram adotados os seguintes procedimentos: redução da pressão de fixação da garra da máquina de ensaios de 1000 psi para 700 psi (variável da máquina de ensaio), abaulamento das quinas dos corpos de prova (exceto as quinas das regiões úteis) e utilização de chapas de alumínio recozido como “luvas” de modo a evitar o contato direto das bordas da superfície abaulada do corpo de prova com a garra “cartilhada” da máquina de ensaios. A eficácia destas medidas e a hipótese de por que ocorriam fraturas fora da parte útil dos CDP (antes das medidas terem sido adotadas) são apresentadas na seção **“4.3.1 Resultados dos ensaios de fadiga axiais”**.

3.2.4.2 Ensaio de fadiga em trechos de tubo

Além dos ensaios de fadiga axiais foram realizados cinco ensaios de fadiga de trechos de tubo utilizando um dispositivo projetado especificamente para este fim. Esta configuração de ensaio tem a vantagem de interferir minimamente nas propriedades reais do tubo, permitindo que seja obtida, por exemplo, uma curva de fadiga mais próxima à realidade da estrutura. Outra vantagem é que os corpos de prova são usinados muito mais facilmente quando comparados a um corpo de prova de fadiga convencional. Ressalta-se, porém, que foi necessária a presença nos corpos de prova de um elemento concentrador de tensões (entalhe) com 0,18 mm de espessura (mesma espessura do fio disponível no dispositivo de eletroerosão). Um esquema do corpo de prova na forma de trecho de tubo pode ser observado na Figura 44. A presença dos entalhes teve como intuito acelerar a nucleação de trincas de fadiga na região de interesse (90° ou JS) e, por consequência, minimizar a duração dos ensaios (o tempo disponível para utilização da máquina de ensaios de fadiga foi um dos gargalos deste trabalho). Desta maneira, para a realização dos ensaios, foram usinados cinco corpos de prova com entalhes: três corpos de prova para posição JS e dois para a região 90°. Um dos CDPs referente à JS foi utilizado no primeiro ensaio como um “teste” para que fosse avaliada a viabilidade dos ensaios.

Figura 44 – Corpo de prova de fadiga na forma de trecho de tubo.

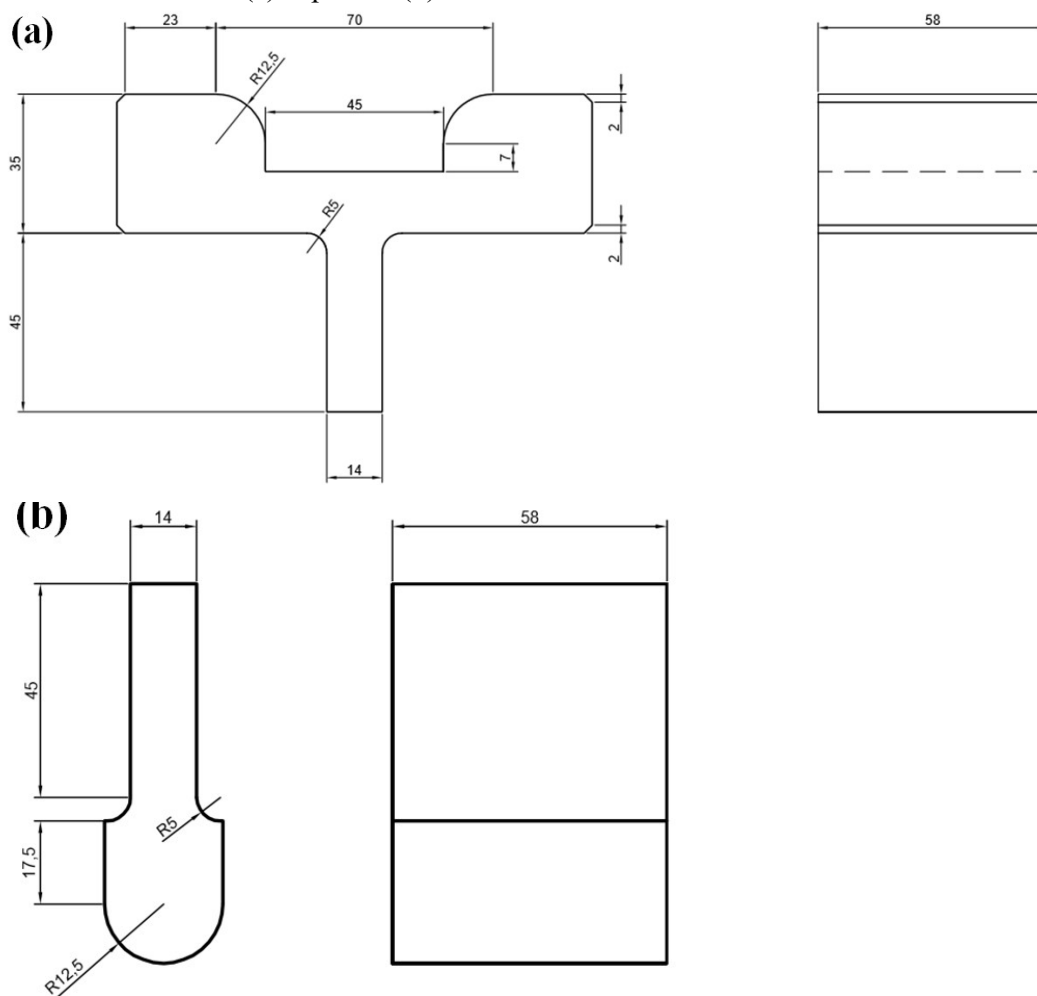


Fonte: produção do próprio autor (2015).

Deve ser observado que, por questões de usinagem (o processo de eletroerosão requereu simetria geométrica da peça), além do entalhe “principal” um entalhe “residual” também foi realizado a 180° da posição do entalhe principal (este que é, de fato, alinhado com a direção de interesse). Isto implicaria uma situação indesejável caso durante o ensaio existisse uma simetria na distribuição de tensões (i.e. mesma distribuição de tensões nas proximidades do entalhe “útil” e “residual”), pois a nucleação da trinca e a eventual fratura poderiam ocorrer em decorrência da presença do entalhe “residual”. Esta questão foi resolvida com o desenvolvimento de um dispositivo de ensaio o qual garante que os valores de tensão na região de interesse sejam muito maiores que os observados em quaisquer outras posições do tubo. Um esquema dos elementos do dispositivo utilizado para a realização dos ensaios pode ser

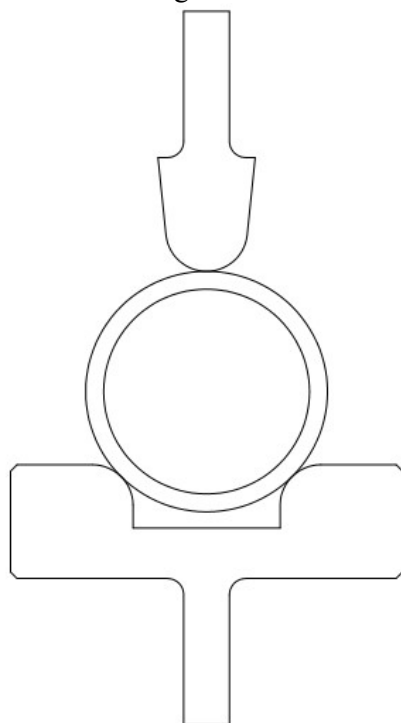
observado na Figura 45, ao passo que a montagem do trecho de tubo no dispositivo pode ser observada na Figura 46.

Figura 45 – Desenhos representando os elementos do dispositivo utilizado nos ensaios de fadiga utilizando trechos de tubo: (a) suporte e (b) cutelo.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

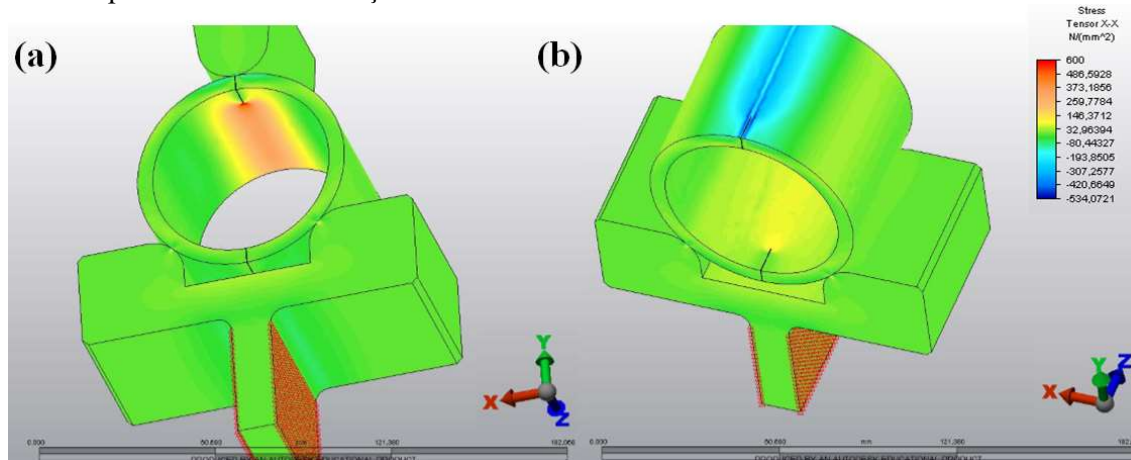
Figura 46 – Montagem do trecho de tubo no dispositivo de ensaio.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Como pode ser observado, esta configuração de ensaio é muito próxima à de um ensaio de flexão convencional: mediante a aplicação de um carregamento de compressão através de um cutelo (ou rolete) são induzidas tensões de flexão no corpo de prova, as quais irão levar a uma eventual fratura por fadiga (deste que o carregamento seja dinâmico). Também, deve ser ressaltado que as dimensões do dispositivo tiveram que ser adaptadas às condições da máquina disponível para a realização dos ensaios de fadiga. Por exemplo, uma limitação de abertura de 15 mm do vão entre as garras planas “cartilhadas” (usadas para fixação do dispositivo) da máquina de ensaios exige que tanto o cutelo usinado quanto a base do dispositivo tenham uma espessura inferior a 15 mm. Similarmente, como é apenas possível aplicação de cargas compressivas nesta configuração, a razão de carregamento, R , é limitada a valores maiores ou iguais a zero. Este fato implica que a porção do exterior do trecho do tubo nas proximidades do rolete esteja sempre em compressão e a parte interior esteja sempre em tração, sem alternância, como observado na Figura 46.

Figura 47 – Distribuição das tensões no corpo de prova mediante a aplicação de uma carga compressiva, de 10 kN, pelo rolete: (a) vista da parte interna do tubo, em que há presença de tensões de tração (em tons de vermelho, amarelo e laranja) e (b) vista da parte superior do tubo em que há presença de tensões de compressão (em tons de azul). Para o caso (b) o cutelo foi omitido para melhor visualização.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Este “problema” pode ser contornado com adaptações no dispositivo, as quais não foram realizadas por questões de tempo e restrições quanto à utilização da máquina de ensaio. A distribuição de tensões como apresentada na Figura 46 foi obtida através do programa *Autodesk Mechanical Simulation 2016 (Student Version)*, o qual também foi utilizado para estimar as cargas a serem aplicadas no corpo de prova. Este *software* foi selecionado por permitir uma integração direta entre os modelos desenvolvidos no *software Autocad 2014* (utilizado no desenho e modelo das geometrias dos corpos de prova utilizados) e a simulação mecânica. As cargas foram obtidas através das condições ótimas sugeridas pelo *software* e não é objetivo do autor, no presente trabalho, apresentar um maior aprofundamento sobre o Método dos Elementos Finitos utilizado.

3.2.5 Metalografia, microdureza e fractografia

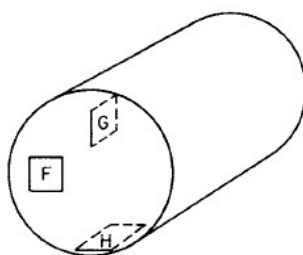
3.2.5.1 Preparação das amostras para análise macro e microestrutural

A realização de uma análise metalográfica, de acordo com Colpaert (1974) consiste no exame do aspecto de uma peça ou amostra metálica, com ou sem ataque, a olho nu ou com alguma ampliação, consistindo basicamente nas etapas de: escolha e localização da seção a ser estudada, realização de uma superfície plana e polida, ataque químico com um reagente

adequado e por fim análise da superfície (por exemplo, através de microscopia óptica), sendo que esta análise também pode ser realizada antes do ataque.

A primeira etapa, portanto, foi a escolha das seções a serem estudadas: posição 90° e JS. Para as amostras retiradas da posição 90° foram selecionadas duas configurações distintas: transversal e radial longitudinal. As amostras retiradas para a análise da região JS também foram retiradas de duas configurações distintas: transversal e tangencial longitudinal (esta garante uma visão do “topo” do cordão de solda). As configurações, ilustradas na Figura 48, foram escolhidas de acordo com as recomendações da norma ASTM E3-11 *Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*.

Figura 48 – Configurações recomendadas pela norma ASTM E3-11 *Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens* para a retirada de amostras de material de tubos para análise metalográfica: F, transversal; G, radial longitudinal; H, tangencial longitudinal.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Para o caso de ataque químico de aços, de acordo com Voort (2011), uma grande quantidade de reagentes podem ser utilizados, como por exemplo, soluções “a quente” 1:1 de HCl:H₂O (em uma faixa de temperatura variando de 70 à 80°C), contudo, soluções ácidas utilizadas em temperatura ambiente são mais comuns, como a solução de Nital x% (solução de x% de ácido nítrico e 100-x% de álcool etílico).

Após serem retiradas dos anéis de tubos, as amostras tanto da JS quanto da posição 90° também foram embutidas a quente (embutidora AROTEC PRE 30Mi) com uso de baquelite fenólica (marca *Buehler*, tipo *Phenocure*, cor preta). Após o embutimento, as amostras foram submetidas a polimento/lixamento com lixas de *meshs* 100, 220, 320, 400, 600 e 1200, seguindo o procedimento de lixamento da superfície das amostras até o completo desaparecimento dos riscos deixados pela lixa anterior, com subsequente troca para uma lixa mais fina e mudança da direção de polimento em 90°. A cada troca de lixa era feita uma limpeza da superfície em polimento de modo a não contaminar a nova lixa com resíduos da anterior. As superfícies das amostras também foram polidas com uma suspensão de sílica (0,04μm) coloidal, tipo OP-U

(*Oxide Polishing Suspension*), marca *Struers*, em uma politriz automática (com rotações variando entre 150 e 600 RPM, dependendo do estágio do polimento), com um pano tipo DP-PLUS, durante tempo necessário para que as amostras ficassem convenientemente planas e livres de quaisquer riscos de lixamento.

Após a preparação, as amostras foram analisadas através de microscopia óptica para a verificação da existência de inclusões (anteriormente a qualquer ataque químico). Após esta etapa, as amostras foram atacadas com Nital 5% (solução com 5% de ácido nítrico e 95% de álcool etílico) de acordo com o seguinte procedimento: antes do ataque a amostra era lavada em água corrente e secada com auxílio de álcool etílico e um jato de ar quente. Após essa lavagem, a amostra era atacada por oito segundos com a solução de Nital 5%, aplicado na superfície da amostra com auxílio de um chumaco de algodão. Após esse primeiro ataque a amostra era novamente lavada e secada utilizando o procedimento já descrito. Após esta segunda lavagem, a amostra era novamente atacada com Nital 5%, por tempo suficiente para que a amostra se tornasse opaca e por fim era lavada e secada novamente (os procedimentos de ataque, lavagem e secagem idênticos aos anteriores). Essa sequência de ataque foi desenvolvida empiricamente e utilizada para todas as amostras, mostrando-se adequada para que os ataques apresentassem a qualidade necessária para as análises realizadas. O Nital foi escolhido por ser largamente utilizado na caracterização microestrutural de aços, sendo caracterizado por evidenciar os contornos de grão da ferrita além de gerar contrastes da bainita e martensita (MELLO, 2013).

3.2.5.2 Captura e tratamento das imagens macrográficas e micrográficas

Após a realização dos ataques as amostras macrográficas foram obtidas através de fotografia, com uma câmera Sony modelo DSC F717, sendo as imagens tratadas com auxílio do *software ImageJ*. As análises micrográficas (antes e após os ataques) foram realizadas com auxílio de um microscópio óptico marca Nikon, modelo *Epiphot 200*, com captura de imagens realizada através de uma câmera acoplada *AxionCam ERc 5s* e *software AxisVision*, com as imagens também sendo analisadas com auxílio do *software ImageJ*.

3.2.5.3 Análise de microdureza

Após a análise macro e microestrutural, as amostras foram utilizadas para avaliação dos valores de microdureza do material, através de um microdurômetro marca *Wilson Instruments*,

modelo 401 MVD, com uma carga de 1000 gramas. Foram realizadas análises de microdureza de todas amostras da posição 90° e apenas da amostra transversal para o caso da JS, pois o abaulamento e declive da amostra tangencial longitudinal poderiam danificar o indentador do microdurômetro. Foram investigadas as regiões central e dos diâmetros internos e externos das amostras retiradas da posição 90° (para avaliação de como o processo de fabricação contribui para a variação radial e perimetral das propriedades mecânicas do tubo), além de uma série de medições centralizadas no cordão de solda e adjacências.

3.2.5.4 Análise fractográfica

Após a realização dos ensaios de fadiga axiais os corpos de prova fraturados foram selecionados de modo a representar todos os conjuntos de aspectos de fratura observados. Para isso foram selecionadas cinco amostras: três de corpos de prova com comprimento alinhado com a direção do cordão de solda e duas de corpos de prova alinhados com o comprimento do tubo ao longo da posição 90°. Para que as amostras pudessem ser analisadas foi adotado o seguinte procedimento: primeiro, as superfícies de fratura foram seccionadas a partir dos corpos de prova escolhidos com auxílio de um disco de corte abrasivo, em seguida, as amostras passaram por dois banhos em ultrassom por um período de 8 minutos cada, o primeiro em acetona P.A. e o segundo em metanol. Após os banhos as amostras (limpas) foram mantidas em um dessecador até a realização da análise. Foi realizada então a análise via MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura), de modo a identificar o ponto de início da trinca, a região de propagação estável, a região de transição e a região da fratura final (monotônica). O microscópio utilizado era da marca ZEISS, modelo EVO/LS15, equipado com detector de elétrons secundários E/T (*Everhart/Thornley*) e detector de elétrons retroespalhados com semicondutores de 4 polos. Além do estudo microfractográfico foram realizadas macrografias via MEV (todas amostras) para avaliação geral das superfícies de fratura e em um estereoscópio marca ZEISS, modelo STEMI 2000 (apenas para algumas amostras) a fim de observar defeitos macroscópicos a partir dos quais ocorreram nucleações de trincas de fadiga.

Para o caso dos ensaios realizados em trechos de tubo apenas um dos corpos de prova sofreu fratura, tendo sido esta analisada macrograficamente em um estereoscópio marca ZEISS, modelo STEMI 2000.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 RESULTADO DA ANÁLISE QUÍMICA

Os requisitos de composição química de acordo com a API 5CT *Specification for Casing and Tubing* assim como composição média, obtida mediante análise química dos tubos de aço, utilizados se encontram na Tabela 1.

Tabela 1 – Resultados da análise da composição química de um dos tubos de aço API 5CT grau N80 tipo Q utilizado neste trabalho e porcentagens máximas de elementos químicos de acordo com o estipulado pela norma API 5CT *Specification for Casing and Tubing*. A referida norma apenas limita as porcentagens máximas de S e P.

Composição química: tubo API 5CT Grau N80 tipo Q			
	Experimental		API 5CT N80 Tipo Q
	Valor encontrado [%]	Incerteza [%]	Valor Máximo [%]
C	0,301	$\pm 0,006$	Não estipulado
S	0,003	$\pm 0,002$	0,03
P	0,028	$\pm 0,001$	0,03
Si	0,25	$\pm 0,02$	Não estipulado
Mn	1,37	$\pm 0,07$	Não estipulado
Cr	0,018	$\pm 0,0018$	Não estipulado
Ni	<0,023	-	Não estipulado
Mo	0,0025	$\pm 0,0246$	Não estipulado
Al	0,03	$\pm 0,004$	Não estipulado
Cu	0,08	$\pm 0,009$	Não estipulado

Fonte: produção do próprio autor (2015).

Como observado na Tabela 1, os teores de P e S encontrados na amostra de aço de um dos tubos utilizados neste trabalho atende aos requisitos estipulados pela API 5CT *Specification for Casing and Tubing*.

4.2 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os resultados dos ensaios de tração para corpos de prova retirados da posição angular 90° e da JS (longitudinal) podem ser observados na Tabela 2.

Tabela 2 – Resultados dos ensaios de tração realizados com os corpos de prova retirados da posição 90° e JS.

Propriedades Mecânicas do Tubo Fornecido				
CDP	σ_e 0,5% [MPa]	$\sigma_{máxima}$ [MPa]	σ_u [MPa]	δ [mm/mm]
1-Solda	458,7	842,7	695,2	0,20
2-Solda	543,3	786,5	688,2	0,22
3-Solda	516,0	790	695,2	0,20
4-Solda	523,3	881,3	688,2	0,22
5-Solda	407,3	853,2	688,2	0,22
$\bar{x}$	489,7	830,7	691,0	0,21
s	55,8	41,3	3,8	0,01
$L_{inferior} (\alpha: 5\%)$	420,4	779,4	686,3	0,20
$L_{superior} (\alpha: 5\%)$	559,0	882,0	695,7	0,22
1-90°	516,8	881,3	870,8	0,22
2-90°	513,7	874,3	716,3	0,22
3-90°	519,6	867,2	695,2	0,21
4-90°	388,2	877,8	867,2	0,22
5-90°	493,5	856,7	688,2	0,20
$\bar{x}$	496,8	871,5	767,5	0,21
s	37,7	9,8	93,2	0,01
$L_{inferior} (\alpha: 5\%)$	450,0	859,3	651,8	0,20
$L_{superior} (\alpha: 5\%)$	543,6	883,7	883,2	0,22

Fonte: produção do próprio autor (2015).

A respeito dos resultados obtidos nos ensaios de tração algumas observações devem ser apresentadas. Como os corpos de prova de tração utilizados apresentam certa curvatura isso pode levar a um problema de fixação na garra das máquinas de ensaio. Para contornar o problema, as normas já referidas (considerando os ensaios de tração) apresentam duas opções: utilização de uma garra própria para corpos de prova retirados diretamente de tubos ou conformação mecânica a frio da seção do corpo de prova a qual é presa pela garra (plana) da máquina de ensaios. No presente projeto optou-se pela segunda opção, contudo, foi observado certo “ruído” nas curvas de tração obtidas, possivelmente devido a pequenos escorregamentos que ocorreram durante a realização dos ensaios de tração e que não são perceptíveis a olho nu. Outro detalhe importante é que os valores de tensão de escoamento foram obtidos graficamente, utilizando as curvas plotadas pela máquina de ensaio e as medições de deformação realizadas nos corpos de prova (antes e depois dos ensaios). Esses fatos possivelmente influenciaram na obtenção da tensão de escoamento do material, tanto para a posição 90° quanto para a JS. Portanto, ainda que os valores médios de tensão de escoamento obtidos para a região de 90° (condição referência) sejam inferiores ao limite mínimo estipulado pela norma API 5CT

Specification for Casing and Tubing para um grau N80 tipo Q (552 MPa) é temeroso afirmar que os tubos fornecidos não atendem aos requisitos mínimos quanto aos valores de tensão de escoamento. Por outro lado, como valores de alongamento estão relativamente altos em relação ao valor mínimo estipulado pela norma (para o grau N80 tipo Q, este é de $\delta = 15\%$), uma explicação plausível para os baixos valores de tensão de escoamento poderia ser um efeito de o tubo ter passado por um tratamento mal calibrado de revenimento após o processo de têmpera, o qual pode ter reduzido em excesso o valor da resistência mecânica do tubo. Como os valores de tensão máxima (fornecidos diretamente pela máquina) independem das medidas de deformação, acredita-se que esses sejam mais fidedignos e indicam que os tubos atendem aos requisitos estipulados pela norma API 5CT *Specification for Casing and Tubing* para o grau N80 tipo Q. Como complemento os valores estipulados das propriedades mecânicas para um tubo de aço grau N80 tipo Q podem ser observados na Tabela 3:

Tabela 3 – Propriedades mecânicas para tubos grau N80 tipo Q de acordo com a norma API 5CT *Specification for Casing and Tubing*.

Propriedades mecânicas do tubo de aço de acordo com a API 5CT				
	σ_e (MPa)		$\sigma_{m\acute{a}xima}$ (MPa)	δ (%)
	Mínimo	Máximo	Mínimo	Mínimo
N80 Tipo Q	552	758	689	15

Fonte: produção do próprio autor (2015).

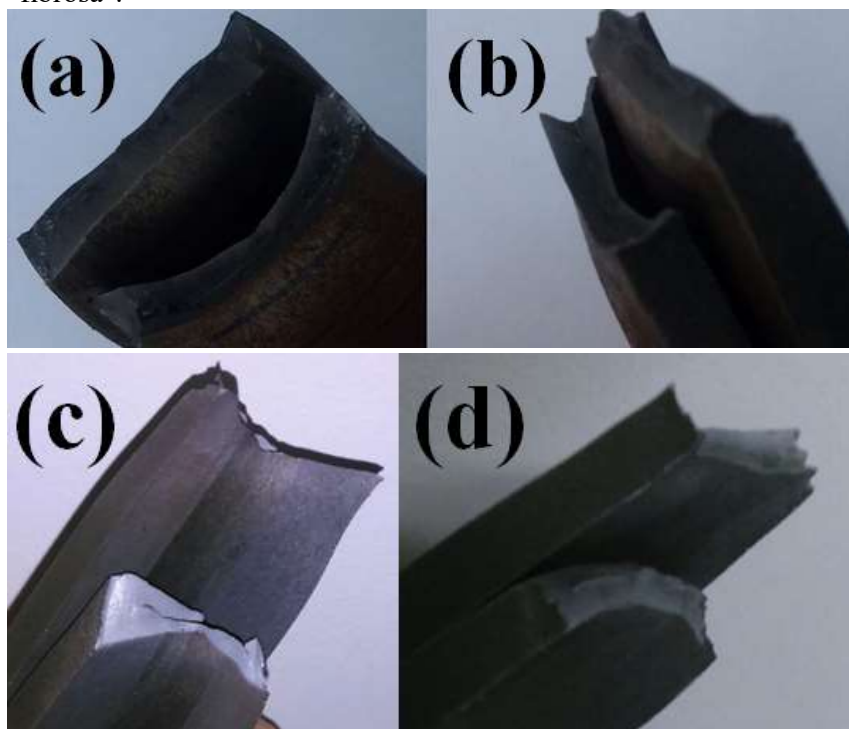
Quanto ao aspecto macroscópico dos corpos de prova de tração após os ensaios, as Figuras 49 e 50 apresentam imagens de dois corpos de prova após a realização dos ensaios, um retirado da posição 90° e o outro retirado ao longo da direção do cordão de solda. Para os dois casos é possível notar que as fraturas ocorreram bem próximas à metade das seções úteis, típicas para materiais dúcteis: fraturas com aspecto do tipo “taça e cone” e superfícies de fratura opacas, fibrosas.

Figura 49 – Aspecto de dois dos corpos de prova após os ensaios, com as fraturas ocorrendo próximo à metade da seção útil do corpo de prova com: (a) corpo de prova retirado da posição 90° e (b) retirado da posição JS.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 50 – Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova após o ensaio de tração, com: (a) e (b) sendo imagens de um corpo de prova retirado da posição 90° e (c) e (d) retirado da posição solda. Para os dois casos é observada fratura tipo taça e cone, com superfície do tipo "fibrosa".



Fonte: produção do próprio autor (2015).

É interessante notar também que, a partir dos dados obtidos e apresentados na Tabela 2, os valores de resistência mecânica observados para a posição 90° são maiores que os observados

na região do cordão de solda apenas para o caso da tensão máxima (hipótese aceita através da realização de testes t de comparação entre médias, a um nível de significância de 5%), indicando que o processo de soldagem pode impactar negativamente de alguma maneira nas propriedades mecânicas do tubo. Quanto aos valores de alongamento, eles foram, na média, iguais tanto para os corpos de prova retirado da posição 90° quanto da posição do cordão de solda. Além da caracterização mecânica do material o ensaio de tração também foi importante para a estimativa de carga a ser aplicada nos corpos de prova durante os ensaios de fadiga, com os primeiros patamares ensaios sendo realizados com valores de carga próximos a tensão de escoamento mensurada.

4.3 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FADIGA

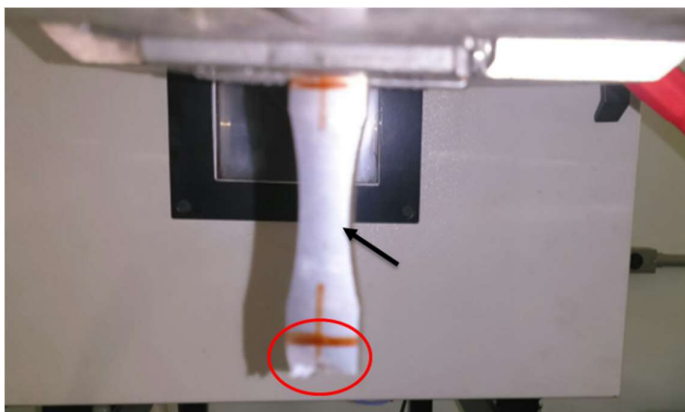
4.3.1 Resultados dos ensaios de fadiga axiais

Considerando os resultados válidos, foram ensaiados um total de 31 corpos de prova: 16 considerando a posição 90° e outros 15 para a posição da JS. Os primeiros ensaios, tanto para CDPs da posição 90° quanto da posição JS, foram realizados com $S = 500$ MPa por ser este o maior valor inteiro próximo aos valores das tensões de escoamento obtidas nos ensaios de tração. Como para todos os CDPs ensaiados nesse patamar foi atingido o *run-out* (1 milhão de ciclos de solitação sem ocorrência de fratura), optou-se por aumentar em 10% a carga aplicada. Desta maneira, o próximo patamar de ensaio testado foi o de $S = 550$ MPa. Apesar de neste patamar a maior parte dos CDPs ter fraturado, dois deles atingiram o *run-out*. Desta maneira não foram realizados ensaios em patamares intermediários entre 500 MPa e 550 MPa, e todos os ensaios subsequentes foram realizados para patamares superiores a 550 MPa com incrementos de 25 MPa. Assim, foram realizados ensaios em um total de cinco patamares de tensão S : 500 MPa, 550 MPa, 575 MPa, 600 MPa e 625 MPa.

Além dos corpos que apresentaram resultados de ensaio válidos, em outros três corpos de prova a fratura ocorreu fora da parte útil (na proximidade da garra do dispositivo de ensaio). O primeiro corpo de prova em que ocorreu fratura fora da parte útil foi também o primeiro corpo de prova a ser ensaiado, tendo sido este CDP utilizado para uma análise da viabilidade da realização dos ensaios utilizando os corpos de prova axiais com espessura igual à parede do tubo. Por este motivo, este primeiro ensaio foi realizado em um patamar de 500 MPa, porém com uma frequência mais elevada ($f = 30$ Hz) para que a fratura ocorresse mais rapidamente. Também não foi utilizada nenhuma luva entre a superfície do corpo de prova e a superfície da

garra do dispositivo de ensaio, pois se acreditava que tal procedimento não seria necessário. O resultado deste teste foi a ocorrência da fratura fora da parte útil do corpo de prova, após um número de 659.550 ciclos, como pode ser observado na Figura 51.

Figura 51 – Fratura ocorrida fora da parte útil do corpo de prova (resultado inválido). A parte útil está indicada pela seta preta enquanto a região da fratura é indicada pela elipse vermelha.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Acredita-se que a fratura prematura fora da parte útil do corpo de prova (para este caso) decorreu do efeito da concentração de tensões ocasionadas pela deformação plástica nas proximidades das bordas do corpo de prova, decorrentes da fixação deste na garra “cartilhada” da máquina de ensaio. Para evitar que o mesmo problema ocorresse nos ensaios seguintes foram tomadas então as medidas já descritas na seção “3.2.4.1 Ensaios de fadiga axiais”: redução da pressão de fixação da garra, utilização de luvas de alumínio recozido e abaulamento das quinas das regiões dos CDPs que estariam em contato (indireto) com a garra “cartilhada” da máquina de ensaios. Com a adoção das medidas a eficácia dos ensaios foi de 93,9%: de um total de 33 corpos de prova, apenas dois deles foram descartados devido à ocorrência de fratura fora da parte útil. A Figura 52 apresenta um corpo de prova fixado na máquina com as luvas de alumínio recozido e a Figura 53 apresenta uma comparação entre um corpo de prova antes e após o abaulamento dos cantos vivos de uma região de “garra”.

Figura 52 – Corpos de prova fixados na máquina com luvas de alumínio, indicadas pelas setas vermelhas (configuração de todos os ensaios válidos).



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 53 – Comparação entre os corpos de prova sem abaulamento da região de “garra” (a) e com abaulamento da região de “garra” (b), configuração esta utilizada em todos os ensaios válidos.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Os resultados dos ensaios de fadiga válidos podem ser observados nas Tabelas 4 e 5 a seguir e graficamente (antes do tratamento estatístico) na Figura 54.

Tabela 4 – Resultados dos ensaios de fadiga válidos para corpos de prova alinhados com a posição 90°.

Resultados dos ensaios de Fadiga 90° ($f = 15$ Hz / $R = 0,1$)			
Corpo de Prova	N [ciclos]	S [MPa]	Comentários
1-90°	155.241	625	
2-90°	156.623	625	
3-90°	309.668	600	
4-90°	246.179	600	
5-90°	786.209	575	
6-90°	347.184	575	
7-90°	589.097	575	
8-90°	617.901	575	
9-90°	1.000.000	550	<i>Run-out</i>
10-90°	1.000.000	550	<i>Run-out</i>
11-90°	172.673	550	
12-90°	357.026	550	
13-90°	586.871	550	
14-90°	482.078	550	
15-90°	311.875	550	
16-90°	1.000.000	500	<i>Run-out</i>

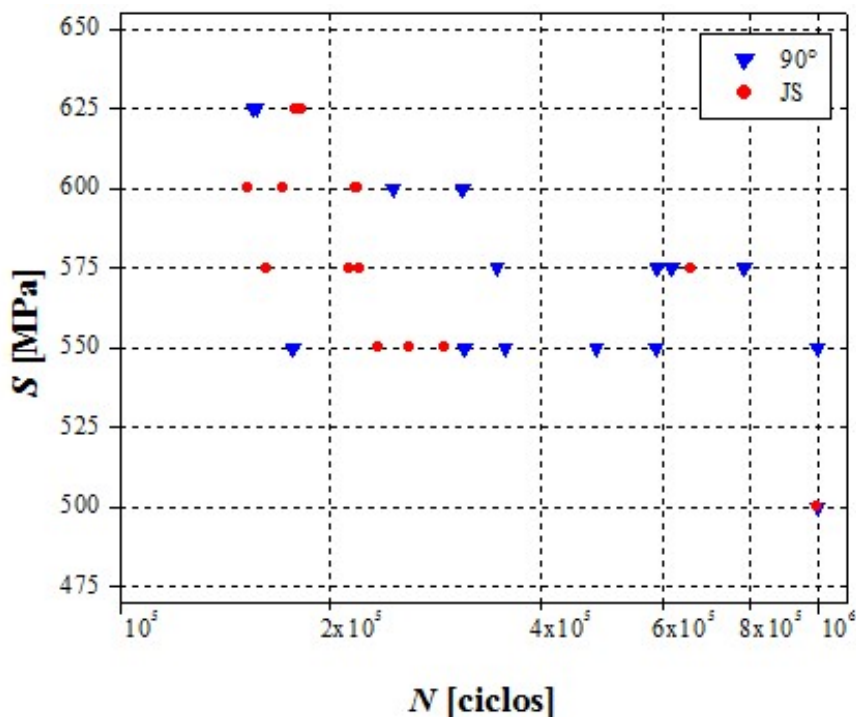
Fonte: produção do próprio autor (2015).

Tabela 5 – Resultados dos ensaios de fadiga válidos para os corpos de prova alinhados longitudinalmente com o cordão de solda.

Resultados dos ensaios de Fadiga JS ($f = 15$ Hz / $R = 0,1$)			
Corpo de Prova	N [ciclos]	S [MPa]	Comentários
1-JS	181.458	625	
2-JS	177.973	625	
3-JS	217.349	600	
4-JS	152.152	600	
5-JS	218.215	600	
6-JS	170.384	600	
7-JS	219.494	575	
8-JS	161.678	575	
9-JS	213.182	575	
10-JS	658.737	575	
11-JS	291.920	550	
12-JS	259.142	550	
13-JS	234.565	550	
14-JS	1.000.000	500	<i>Run-out</i>
15-JS	1.000.000	500	<i>Run-out</i>

Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 54 – Representação gráfica dos resultados válidos obtidos nos ensaios de fadiga. *Run-out* de 1 milhão de ciclos.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

De acordo com o apresentado na Figura 54, a partir de uma análise qualitativa, é possível observar que há uma tendência dos pontos obtidos nos ensaios dos corpos de prova da posição 90° estarem mais “à direita” que os pontos obtidos nos ensaios dos corpos de prova da posição JS. Soma-se a essa observação o fato de que para o caso do patamar $S = 550$ MPa dois corpos de prova da posição 90° atingiram o *run-out*, porém, o *run-out* não foi observado em nenhum dos corpos de prova da posição JS ensaiados nesse mesmo patamar. Infere-se, portanto, que para um certo patamar de tensão S , os corpos de prova da posição 90° irão, em média, suportar um maior número de ciclos antes da fratura, quando comparados aos corpos de prova da JS.

Para o caso dos aços, é possível observar, na maioria das vezes, um comportamento linear (em escala logarítmica) entre a tensão S e o número de ciclos N . Por este motivo os pontos experimentais obtidos foram ajustados de forma a observar a existência ou não deste comportamento linear, de acordo com as orientações da norma ASTM E739 *Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data*. O modelo adotado foi do tipo:

$$Y = A + B.X \quad (12)$$

em que $Y = \log(N)$ e $X = \log(S)$. A partir dos dados experimentais então foram encontrados estimadores para A ($\hat{A}$) e B ($\hat{B}$), através do método da Máxima Verossimilhança⁴, como proposto pela norma, sendo encontradas retas estimadas do tipo:

$$Y_i = \hat{A} + \hat{B}X_i \quad (13)$$

De acordo com a equação (13), portanto, para um determinado valor de tensão S , é possível estimar a vida em fadiga N (em ciclos) do material. Alternativamente, levando a equação (13) para uma escala linear:

$$N = 10^{\hat{A}} \cdot S^{\hat{B}} \quad (14)$$

com N em ciclos e S em MPa. A partir dos pontos experimentais então podem ser estimadas as equações de N em função de S para a região 90° e JS:

$$N_{90^\circ} = 10^{21,42} \cdot S^{-5,75} \quad (15)$$

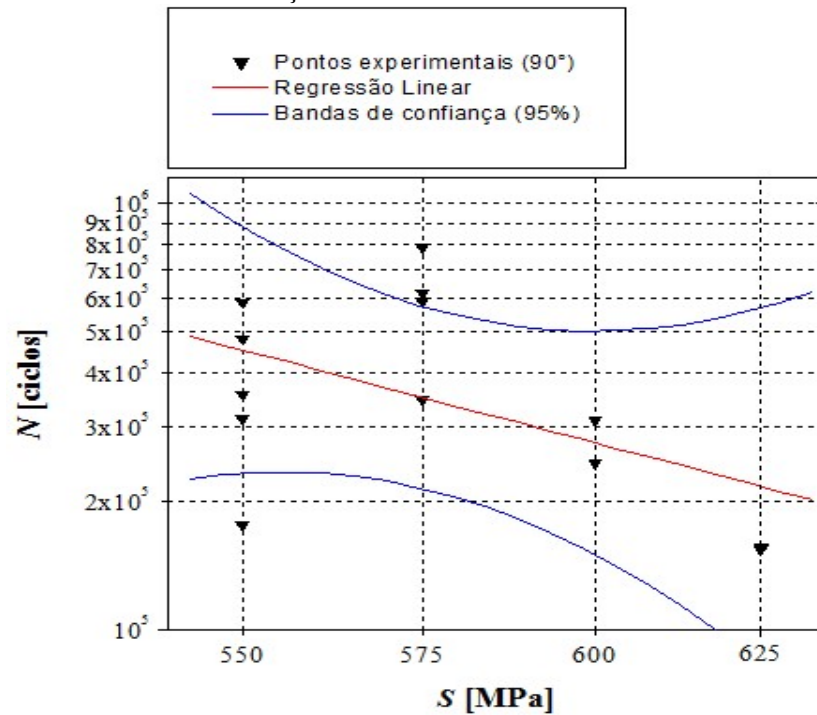
$$N_{JS} = 10^{15,46} \cdot S^{-3,65} \quad (16)$$

Graficamente, as retas estimadas para cada posição, assim como as bandas de confiança (95%)⁵ para cada um dos casos, podem ser observadas nas Figuras 55 e 56, já os valores dos estimadores podem ser observados na Tabela 6. O modelo linear adotado também foi testado de acordo com procedimentos indicados na norma citada através do Teste F (com uma significância de 1%), mostrando-se adequado para representar o comportamento de N em função de S .

⁴ De acordo com a ASTM E739 *Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data* é possível estimar os fatores $\hat{A}$ e $\hat{B}$ pelo método da Máxima Verossimilhança considerando que: (a) há independência entre os valores de Y_i ; (b) os dados censurados (*run-outs*) não são levados em consideração na estimação dos parâmetros; (c) a curva $S \times N$ é explicada pelo modelo linear $Y = A \cdot X + B$; (d) uma distribuição log-Normal (de dois parâmetros) descreve a vida em fadiga N e (e) a variância da distribuição log-Normal é constante. Caso esses parâmetros sejam atendidos, os estimadores para $\hat{A}$ e $\hat{B}$ são: $\hat{A} = \bar{Y} - \hat{B}\bar{X}$ e $\hat{B} = \frac{\sum_{i=1}^k (\bar{X} - X_i)(\bar{Y} - Y_i)}{\sum_{i=1}^k (\bar{X} - X_i)^2}$. Ressalta-se também que, com essas condições atendidas, os estimadores obtidos pelo método da Máxima Verossimilhança são iguais aos obtidos pelo Método dos Mínimos Quadrados.

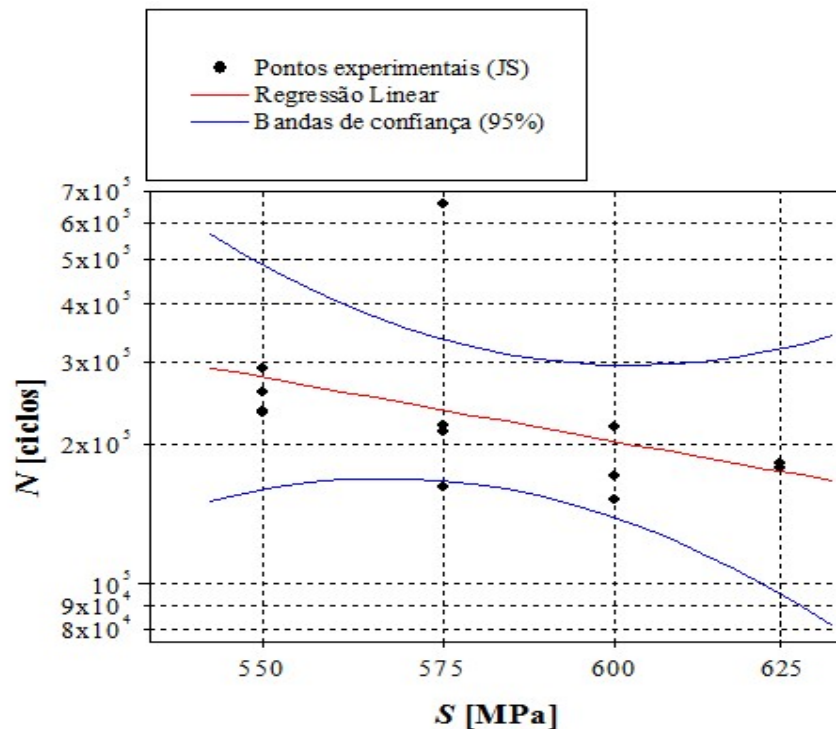
⁵ Para o desenvolvimento do modelo linear foi analisada uma amostra da população (que contém todos resultados de ensaios de fadiga realizados nas mesmas condições deste trabalho). A probabilidade de que a curva (“reta” obtida) média real (que seria obtida utilizando todos os dados da população) esteja contida dentro do intervalo existente entre as bandas calculadas é de 95%.

Figura 55 – Resultados experimentais (posição 90°) de fadiga ajustados: pontos experimentais, reta estimada e banda de confiança.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 56 – Resultados experimentais (posição JS) de fadiga ajustados: pontos experimentais, reta estimada e bandas de confiança.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

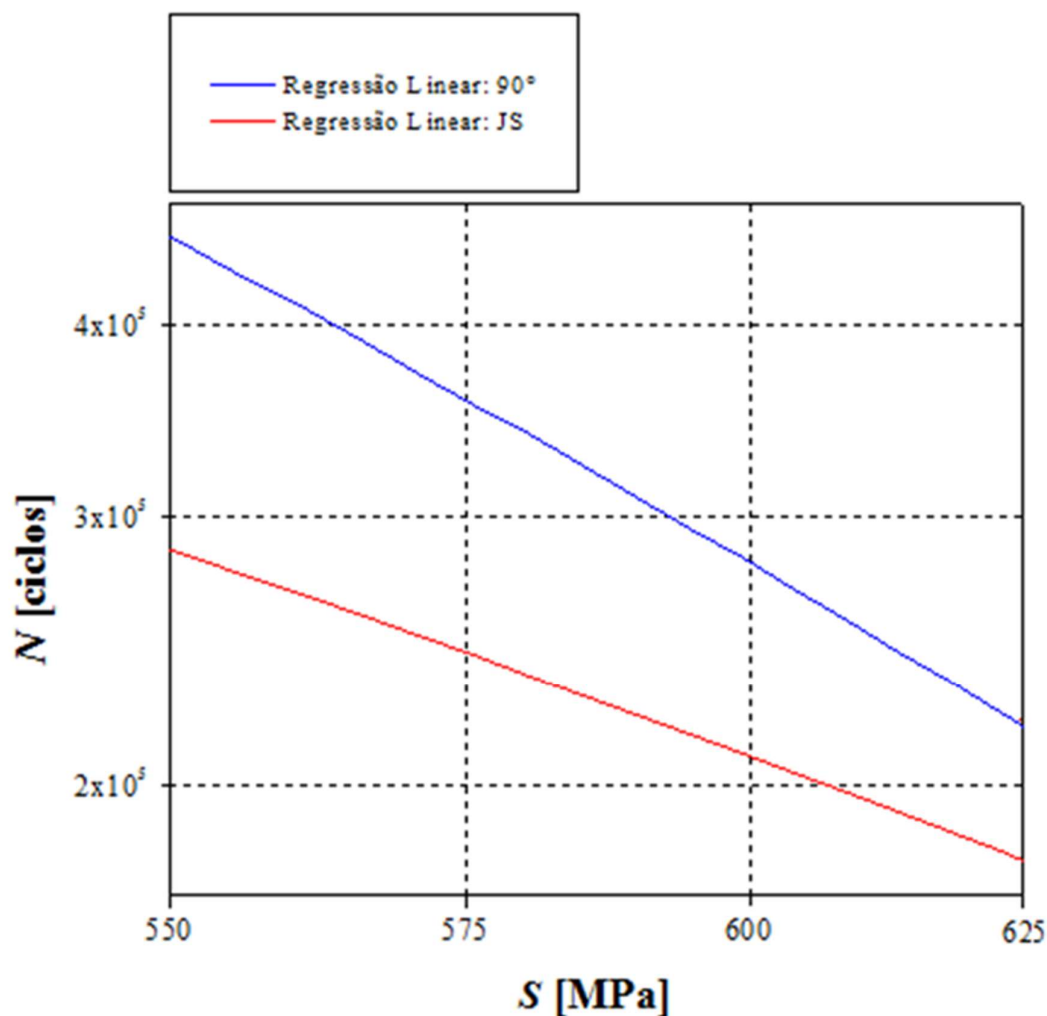
Tabela 6 – Estimadores $\hat{A}$ e $\hat{B}$ para cada uma das posições.

Estimadores para as equações de retas obtidas		
Posição	$\hat{A}$	$\hat{B}$
90°	21,42	-5,75
JS	15,46	-3,65

Fonte: produção do próprio autor (2015).

A partir dos parâmetros $\hat{A}$ e $\hat{B}$ calculados é possível fazer uma comparação entre as regressões lineares da JS e da posição 90°, como observado na Figura 57.

Figura 57 – Comparação entre os modelos de regressão linear para as duas posições estudadas: 90° e JS.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

A partir da representação gráfica é possível notar dois fatores. Primeiro, quando são comparadas as posições 90° e a JS fica evidente que a primeira apresenta (de acordo com o modelo linear) uma maior resistência à fadiga, como já fora observado qualitativamente na

Figura 54 e agora é confirmado de maneira quantitativa. Segundo, é interessante notar que conforme são reduzidos os valores de tensão, maior se torna a diferença entre as resistências à fadiga da JS e posição 90°. Um comportamento deste tipo é observado quando é feita uma comparação entre resultados de ensaios de fadiga realizados com corpos de prova entalhados e não entalhados. Nesta situação, observa-se que quanto maiores são as tensões nominais induzidas nos corpos de prova menores se tornam os efeitos de concentração de tensões decorrentes da presença do entalhe. Para o caso do presente estudo então é possível inferir que a junta soldada através de processo HFIW apresenta um comportamento similar ao de um concentrador de tensões (e.g. um entalhe) e que, de fato, contribui para “acelerar” a ocorrência de uma fratura por fadiga.

Como apresentado na seção “2.4.7.2”, uma forma de “quantificar” o efeito de um concentrador de tensões de fadiga é a utilização de um fator K_f ou K_N . Como o valor de K_N é variável, partindo do valor 0 (quando as deformações plásticas são significativas) até um valor máximo K_f (para o caso de projetos que consideram um patamar de vida infinita), o autor propõe uma nova metodologia prática para avaliar o efeito de concentradores de tensões. A partir das equações do tipo $N = f(S)$ determinadas em ensaios de “comparação” entre corpos de prova “lisos” e “entalhados” (i.e. que contenham o defeito o qual se deseja mensurar o valor de K_N e ou K_f), a proposta consiste em determinar equações do tipo $K_{D;R} = f(S)$ ou $K_D = f(S,R)$. Para o primeiro caso, o valor de $K_{D;R}$ é o efeito de concentrações de tensões em fadiga definido como uma função de S , considerando um tipo de defeito “D” (e.g. certa geometria de entalhe, determinado tipo de junta soldada, etc.) e ensaios realizados a uma razão R . K_D por sua vez é um coeficiente mais completo (mas que demanda de uma maior quantidade de resultados experimentais) em que o efeito da razão de carregamento também seria levado em consideração. Para os dois casos deve ser obtida uma relação entre a equação $N_{\text{liso}} = f(S)$ dos corpos de prova “lisos” e a equação $N_{\text{entalhado}} = f(S)$ dos corpos de prova “entalhados”. Contudo, para o caso de K_D os resultados desta relação devem ser plotados em uma curva “ $K_D \times R$ ” de modo a analisar a interação entre K_D e R e assim ser possível a obtenção da equação completa: $K_D = f(S,R)$. Como no presente trabalho apenas foram realizados ensaios com $R = 0,1$ foi estimada somente uma equação do tipo $K_{D;R} = f(S)$ definida através da relação entre a equação (15) e a equação (16). Como resultado dessa relação, foi-se obtida a equação (17):

$$K_{JS;0,1} = 10^{5,97} \cdot S^{-2,10} \quad (17)$$

A equação (17) considera como “entalhe” ou “defeito” a JS e ensaios realizados com $R = 0,1$. Também, ela é considerada válida para o intervalo de 550-625 MPa, a faixa de ensaios analisada⁶.

Nota-se também que, apesar da JS reduzir a resistência à fadiga do material, para o caso dos ensaios axiais a linha de aplicação do carregamento coincide com a linha do cordão de solda (ambas longitudinais). Esta situação tende a ser menos crítica que a observada em casos em que os esforços aplicados atuem perpendicularmente à solda. Isso porque nestas situações haveria uma tendência de “separar” as bordas soldadas, que não são perfeitamente unidas apesar das altas frequências de soldagem do processo HFIW. Esta interface ou linha de divisão entre as bordas inclusive é bem nítida nas micrografias tangenciais longitudinais que são apresentadas nas seções que tratam das análises metalográficas.

Deve ser ressaltado que, de acordo com a ASTM E739 *Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data*, o modelo linear não deve ser extrapolado para valores de tensão que se encontrem fora do intervalo ensaiado (no caso do presente projeto: $550 \leq S \leq 625$ MPa) devido à dispersão inerente dos ensaios de fadiga e que, de acordo com o autor, as retas e bandas obtidas tem viés conservador pois não levam em consideração resultados de corpos de prova que atingiram o *run-out*.

Por fim, ressalta-se seria interessante a realização de ensaios com *run-out* maior que 1 milhão de ciclos e também de ensaios com valores de tensão entre 500 MPa e 550MPa para a definição do S_e para do material. Porém estes não foram realizados devido as condições de uso disponíveis da máquina de ensaios utilizada.

4.3.2 Resultados dos ensaios de fadiga em trechos de tubos

Os ensaios de fadiga em trechos de tubo foram realizados a fim de verificar a viabilidade do dispositivo de teste e do corpo de prova tubular projetados. Os ensaios foram realizados com os seguintes parâmetros: $f = 15$ Hz, $R = 0,1$ e valores de tensão iguais a 500 MPa (CDP LS-Teste e CDP LS-1) e 600 MPa (CDP LS-3), para os corpos de prova que estavam alinhados com a JS e a 600 MPa (CDP B90°-3) e 625 MPa (CDP B90°-1) para os corpos de prova que estavam alinhados com a posição 90°. Esses valores de tensão eram induzidos na superfície

⁶ Para o caso de projetos em que se trabalha considerando apenas fadiga de alto ciclo, pode existir um valor máximo de $K_{D,R}$, calculado para a tensão S_e , o limite de fadiga do material (para o caso dos aços e outros materiais que apresentem tal comportamento). No presente trabalho o $K_{D,R}$ máximo seria calculado para uma certa S_e presente entre as tensões de 500 MPa e 550 MPa, porém, como o valor exato não foi identificado, o autor sugere a utilização da equação (17) apenas dentro do intervalo de tensões: 550-625 MPa.

interna (oposta à superfície que estava em contato com o cutelo) do tubo em regiões “afastadas” do entalhe⁷. O dispositivo de ensaio montado na máquina junto com um dos trechos de tubo usado como corpo de prova pode ser observado na Figura 58.

Figura 58 – Dispositivo e trecho de tubo (CDP LS-3) acoplados à máquina de ensaios de fadiga para realização do teste.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Para avaliar o modelo de ensaio proposto, assim como verificar se a máquina teria capacidade de realizar os testes de fadiga pretendidos, foi realizado um primeiro ensaio utilizando o CDP LS-Teste, o qual fora interrompido com um número $N = 100$ mil ciclos. Como a máquina se comportou de maneira satisfatória, foram então realizados ensaios de fadiga mais longos, utilizando a mesma metodologia, com os outros CDPs já citados. O valor de tensão igual a 500 MPa foi selecionado para o primeiro teste pois era um valor o qual tinha resultado na ocorrência de *run-outs* para o caso dos ensaios de fadiga axiais, assim, garantiria que o tubo estivesse em um regime mais próximo possível ao elástico. Era esperada a nucleação de uma trinca de fadiga a partir do entalhe e que esta se propagasse ao longo da direção longitudinal do tubo (na superfície interna). Para confirmar esta hipótese foi utilizada uma técnica não destrutiva (aplicação de líquido penetrante) para verificação da existência ou não dessa trinca. O resultado pode ser observado na Figura 59.

⁷ O termo “afastado” está relacionado a uma região em que os efeitos de concentração de tensões do entalhe se tornam desprezíveis.

Figura 59 – Trecho de tubo após o ensaio do CDP LS Teste. É possível notar que ocorreu a nucleação e propagação de uma trinca (com aproximadamente 12 mm) de comprimento a partir da extremidade do entalhe, que é indicada pela seta vermelha.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Como observado na Figura 58, o ensaio teste teve um resultado satisfatório: não apenas a nucleação ocorreu na superfície interior do tubo, nas proximidades do entalhe, como também a trinca se propagou de maneira retilínea ao longo da direção longitudinal do trecho do tubo. A partir disso então foram realizados mais quatro ensaios, com *run-out* de 1 milhão de ciclos, cujos resultados são apresentados na Tabela 7.

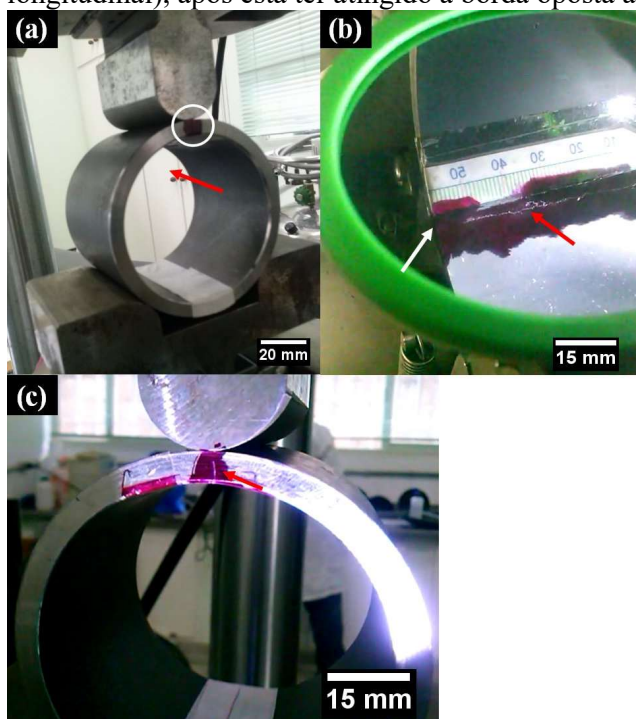
Tabela 7 – Resultados diversos obtidos nos ensaios de fadiga realizados em trechos de tubos.

Resultados dos ensaios de fadiga em trechos de tubos				
CDP	S[MPa]	N[ciclos] para:		
		Nucleação da trinca	Propagação da trinca	Fratura
LS-1	500	36.750	*	<i>run-out</i>
LS-3	600	25.000	117.000	710.697
B90°-1	600	20.000	124.000	<i>run-out</i>
B90°-3	625	10.000	103.000	<i>run-out</i>

Fonte: produção do próprio autor (2015).

A partir dos resultados apresentados na Tabela 7 podem ser destacados alguns fatos. Primeiro, quanto maior a carga aplicada, aparentemente, mais rapidamente ocorre a nucleação da trinca de fadiga na extremidade do entalhe, porém, como os valores de nucleação apresentados são aproximações (é muito difícil determinar o momento exato de nucleação da trinca) não é possível fazer quaisquer comparações entre o número de ciclos necessários para a nucleação das trincas nas posições JS e 90°. No que tange o número de ciclos de “Propagação da trinca” a seguinte referência foi adotada: N de propagação é igual ao número de ciclos que foram necessários para que a trinca percorresse longitudinalmente a superfície interior do tubo (a partir do entalhe útil), atingisse a extremidade oposta ao entalhe, iniciasse sua propagação transversal (ortogonal ao eixo longitudinal do tubo) ao longo da espessura (parede do tubo) e por fim atingisse a borda superior do trecho tubo. Essa “sequência” era acompanhada a “olho nu” e pode ser observada na Figura 60.

Figura 60 – (a) trecho de tubo ensaiado em que a posição do entalhe, a partir do qual ocorre a nucleação, é destacada pelo círculo branco e a seta vermelha indica o sentido de propagação, longitudinal, da trinca. Em (b) é apresentado um detalhe da propagação longitudinal de uma trinca de fadiga (indicada pela seta vermelha) em direção à borda do tubo oposta ao entalhe (indicada pela seta branca). Por fim, em (c), é mostrada a propagação da trinca de fadiga (indicada pela seta vermelha) ao longo da espessura do tubo (ortogonalmente ao sentido longitudinal), após esta ter atingido a borda oposta ao entalhe.

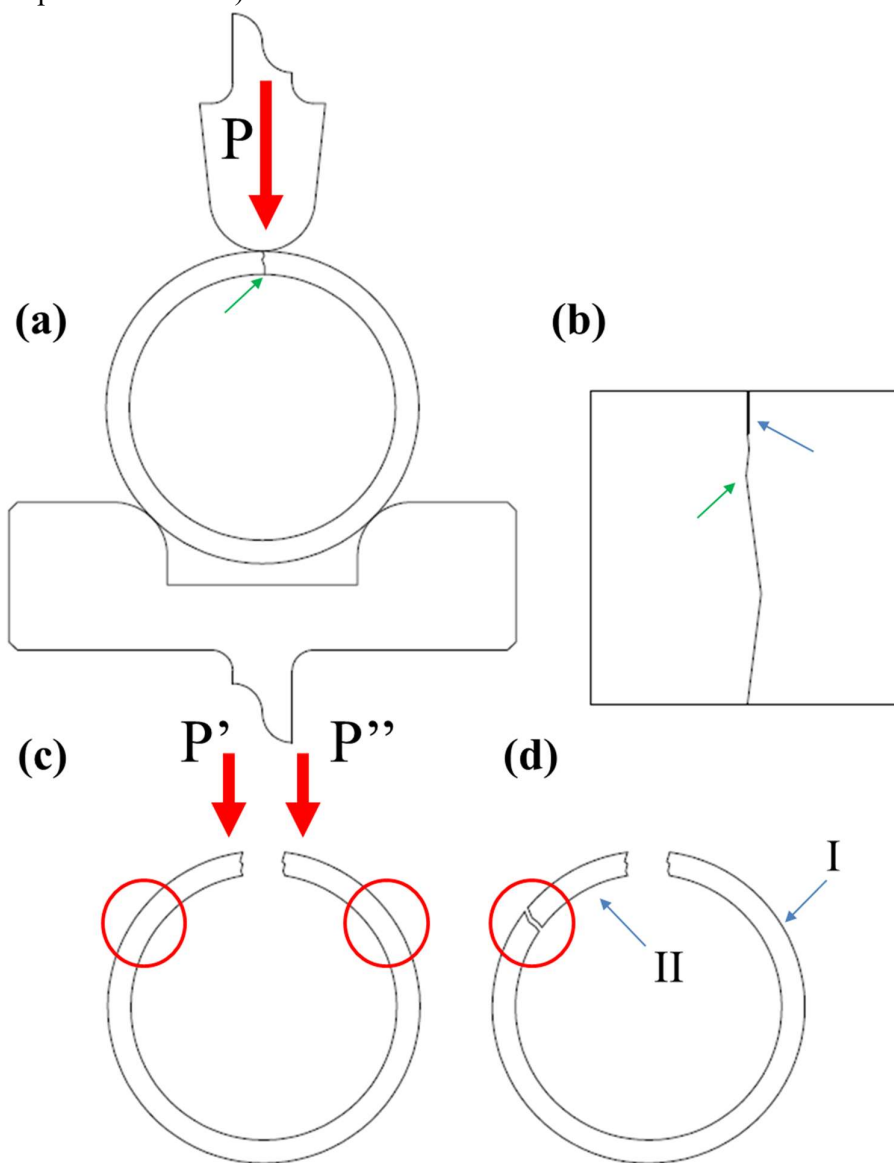


Fonte: produção do próprio autor (2015).

O critério adotado para definir o valor de N para a “Propagação da trinca” se deu desta maneira pois, após a trinca percorrer todo o comprimento longitudinal inferior do tubo e “subir” para a parte superior, ocorria uma significativa perda da integridade estrutural do elemento. Era inclusive observado que o modo de vibração do trecho de tubo se alterava significativamente, contudo, esse fenômeno apenas pôde ser observado *in loco* e as tentativas de capturas de imagem foram infrutíferas. A hipótese levantada para explicar essa perda de integridade estrutural é a de que durante os ensaios ocorria, de fato, uma fratura longitudinal completa do trecho de tubo. De acordo com essa hipótese, após o estágio “Propagação da trinca” (definido anteriormente) o tubo perde o seu formato circular “fechado” e se torna uma “viga curva” com duas bordas quase em contato. Desta maneira, com a separação entre duas bordas, o carregamento dinâmico aplicado pelo cutelo era então “distribuído” entre as duas extremidades da agora “viga curva”, configurando um novo ensaio de flexão (provavelmente daí era decorrente a alteração no modo de vibração dos trechos de tubo), com uma nova distribuição de tensões. Esperava-se então que, se a hipótese fosse correta, ocorresse uma nova fratura (se, durante o ensaio, o número de ciclos de carregamento fosse suficiente para tal), devido à flexão, similar à primeira em termos de mecanismos (excetuando-se a nucleação e a propagação da trinca de fadiga a partir da extremidade de um entalhe) mas que se situasse em uma posição perimetral mais afastada do cutelo. Com a fratura do CDP LS-3 essa hipótese foi corroborada. Um esquema do mecanismo proposto para explicar a perda de integridade estrutural dos trechos de tubos ensaiados e da fratura do CDP LS-3 é apresentado na Figura 61.

Como era apenas possível detectar visualmente a perda de integridade estrutural dos trechos de tubo ensaiados (que possivelmente estavam fraturados), seria interessante desenvolver algum método automático para que o ensaio fosse interrompido assim que ocorresse uma diferença no modo de vibração do tubo. Talvez isso seja possível, em ensaios futuros, se for realizado um ajuste mais fino do atuador da máquina de ensaios, através de um controle por deslocamento mais estreito. Um controle desse tipo é crucial para a realização de ensaios com valores de $S = 500$ MPa ou até menores, pois, desta maneira, não será necessário acompanhar integralmente o ensaio a fim de que seja detectado visualmente o momento em que a trinca termina seu estágio de propagação (tarefa que se torna inexecutável para valores de S menores ou iguais a 500 MPa, devido à grande quantidade de ciclos necessária para a ocorrência do evento). Ressalta-se que ensaios realizados com valores de tensão mais baixos são interessantes por induzirem um comportamento mais próximo ao elástico em todo o tubo e tendem a ressaltar, de forma mais clara, os possíveis efeitos de “concentração de tensões” da própria solda (os quais ficaram evidentes nos ensaios axiais).

Figura 61 – Mecanismo proposto para explicar perda de integridade estrutural dos trechos de tubo e a fratura do CDP LS-3. Como apresentado em (a), durante o ensaio o cutelo aplica uma carga “P” no trecho de tubo e esta permite a nucleação e propagação de uma trinca de fadiga (indicada pela seta verde), inicialmente longitudinalmente e após isso, transversalmente. Em (b) é apresentada a vista superior do trecho de tubo com a trinca sendo indicada pela seta verde e o entalhe pela seta azul. Acredita-se que nesta configuração o tubo já esteja fraturado, contudo, mantém as bordas extremamente próximas. Já em (c) a separação entre as bordas é representada exageradamente, contudo, é possível entender que a aplicação da carga continua, mas, divide-se em P’ e P’’. Com isso o ensaio muda de configuração: duas extremidades da agora “viga curva” são solicitadas dinamicamente e um novo ponto é solicitado sob uma tensão de flexão máxima (contido em uma das regiões delimitadas pelos círculos vermelhos). Após certo número suficiente de ciclos, ocorre uma nova fratura (indicada pela círculo vermelho) e o ensaio é interrompido automaticamente com a separação do trecho de tubo em duas partes (partes I e II, indicadas pelas setas azuis).



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Por fim, os resultados obtidos são bastante importantes, pois indicam que ensaios de fadiga podem ser realizados diretamente em trechos de tubos, uma situação mais próxima da realidade. Também, o dispositivo projetado pode ser utilizado em máquinas comumente utilizadas em ensaios axiais de fadiga. O corpo de prova por sua vez é extremamente simples de ser obtido e inclusive, caso se busque uma situação ainda mais próxima do real, também é possível a realização de ensaios em trechos de tubo que não apresentem entalhes (os ensaios, contudo, serão muito mais longos). Outro ponto a ser destacado é a possibilidade de ser alterado o dispositivo de ensaio (mediante alteração do projeto), de sorte que ele possa aplicar cargas com $R < 0$ e, desta maneira, trabalhe com um carregamento de flexão alternada.

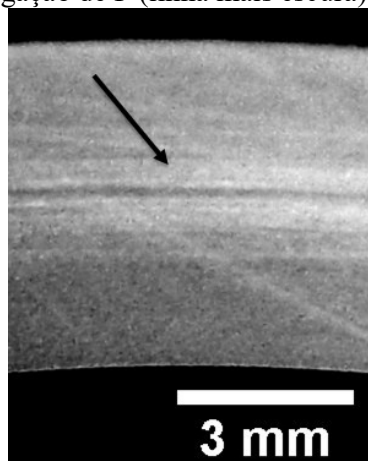
4.4 RESULTADOS DA METALOGRAFIA, MICRODUREZA E FRACTOGRAFIAS

4.4.1 Resultados das macrografias

A análise macrográfica foi realizada após o ataque químico, tanto para a identificação da linha de solda quanto para a verificação da ocorrência de segregação no interior da chapa. Com isto, foram capturadas quatro imagens, duas relacionadas à JS e duas relacionadas à região 90°.

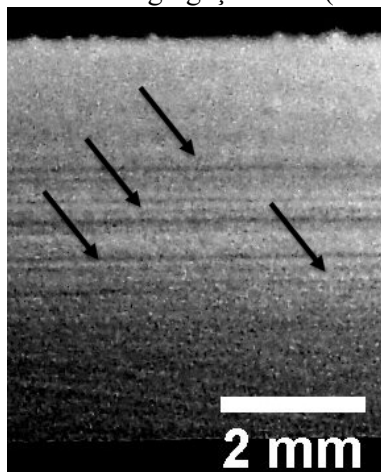
Para o caso das amostras retiradas da posição 90° tanto transversais quanto longitudinais radiais foi possível observar linhas de segregação ao logo da linha do diâmetro médio, que é equivalente à região central das chapas de aço utilizadas na manufatura dos tubos. Estas linhas indicam concentração de P (confirmada pela análise química) que segrega para a região central das chapas (última etapa da solidificação). De acordo com Melo (2013), este tipo de segregação é característico do processo de fabricação de aço via lingotamento contínuo seguido de laminação a quente e se apresenta como longas faixas paralelas (estrias), que, devido a limitada capacidade de difusão do P, continuam estáveis mesmo após sucessivos tratamentos térmicos (COLPAERT, 1974). A Figuras 62 e 63 apresentam as macrografias da posição 90°.

Figura 62 – Macrografia da região 90° amostra transversal: a seta preta indica uma linha de segregação de P (linha mais escura) na região central da chapa.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

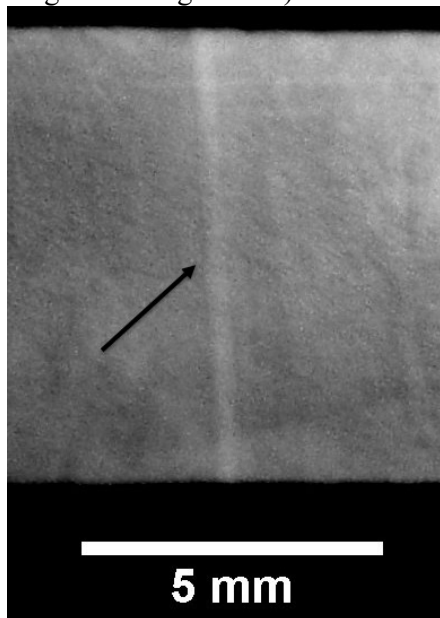
Figura 63 – Macrografia da região 90°, amostra radial longitudinal: as setas pretas indicam linhas de segregação de P (linhas mais escuras) na região central da chapa.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

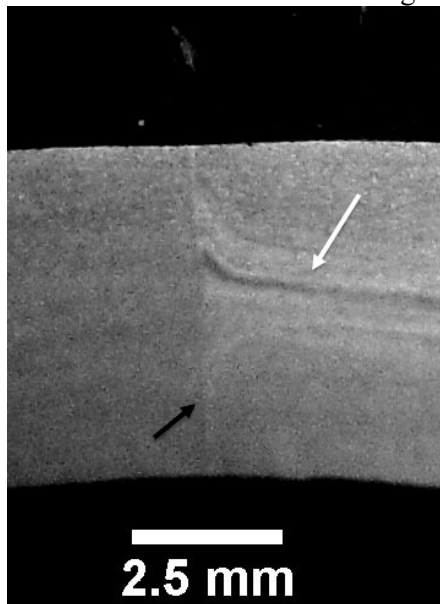
As macrografias da JS por sua vez tiveram como intuito a localização da região do cordão de solda e a verificação da ocorrência de segregação em suas proximidades. As Figuras 64 e 65 apresentam as macrografias das vistas superior (tangencial longitudinal) e frontal (macrografia transversal) da JS.

Figura 64 – Macrografia do cordão de solda ao longo de seu comprimento (macrografia tangencial longitudinal). A linha do cordão solda é indicada pela seta preta.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 65 – Cordão de solda, vista frontal (macrografia transversal): a seta preta indica a linha da solda e a seta branca a convergência das linhas de fluxo para as superfícies do tubo.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

É interessante notar que, devido ao tratamento térmico, a microestrutura do tubo tende a tornar-se homogênea e, por este motivo, o cordão de solda fica caracterizado apenas por uma linha (sem ZTA evidente) e que sua visualização através da macrografia se torna bastante difícil antes do tratamento das imagens pelo *software ImageJ*. Na Figura 65 também é possível notar

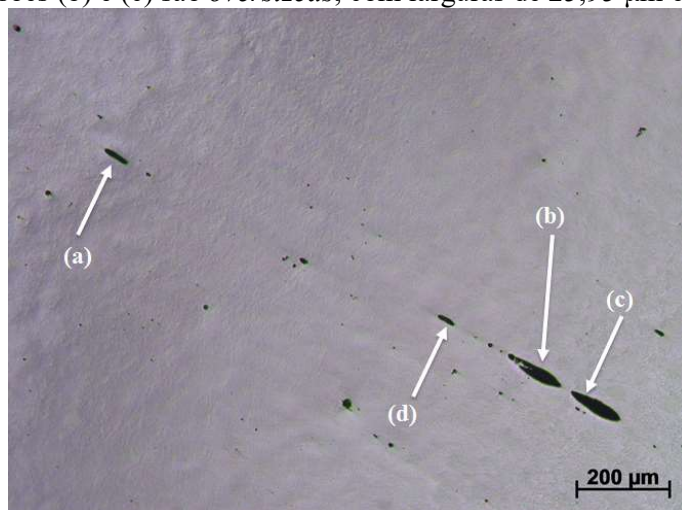
que, devido ao processo de deformação e expulsão de material durante a soldagem (união das bordas fundidas seguida de compressão para que sejam eliminados o excesso de metal e a escória), as linhas de fluxo tendem a seguir a linha do cordão de solda em direção às superfícies.

4.4.2 Resultados das micrografias

Foram realizadas micrografias de amostras do tubo antes do ataque químico com intuito de verificar a existência de inclusões. Esta análise é importante, pois inclusões podem servir como pontos para a nucleação de trincas de fadiga, reduzindo assim a vida útil média do material. As inclusões presentes nos aços podem ser classificadas primeiramente de acordo com seu “tipo”: sulfeto, alumina, silicato ou óxido globular, (que são relacionados estritamente a morfologia e não a sua composição química exata) e subclassificadas quanto a suas larguras ou diâmetros, tomando como referência a classificação adotada pela norma ASTM E45 *Standard Test Methods for Determining Inclusion Content of Steel*. As Figuras 66 a 68 apresentam as análises macrográficas relativas as amostras retiradas das posições 90° e JS, com alguns exemplos de tipos de inclusões encontradas nas amostras.

Inclusões do tipo sulfeto (possivelmente MnS, devido a composição química do aço em estudo), podem ser observadas na Figura 66, sendo caracterizadas por um aspecto alongado ou mesmo lenticular. Ainda de acordo com a norma ASTM E45, as inclusões destacadas podem ainda ser subclassificadas de acordo com suas larguras como pertencentes às séries *heavy* ($4\text{ }\mu\text{m} < \text{largura} < 12\text{ }\mu\text{m}$) e *oversized* ($\text{largura} > 12\text{ }\mu\text{m}$). Inclusões deste tipo foram especialmente encontradas na porção central das amostras (equivalente à porção central da chapa de aço utilizada na fabricação dos tubos), não sendo detectadas na proximidade das amostras retiradas da posição JS.

Figura 66 – Amostra retirada da região 90° (micrografia transversal). É possível notar inclusões do tipo sulfetos alongadas, indicadas pelas setas brancas. As inclusões (a) e (d), são pertencentes a série *heavy* com larguras médias de aproximadamente 6,95 μm cada uma. Por sua vez, as inclusões (b) e (c) são *oversizeds*, com larguras de 25,95 μm e 25,19 μm respectivamente.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Foram também detectadas inclusões do tipo alumina (Al_2O_3), que igualmente são caracterizadas por certo alongamento, contudo, apresentam uma morfologia “fragmentada”, bastante característica. Inclusões deste tipo foram encontradas especialmente na amostra transversal longitudinal retirada da posição 90°, sendo subclassificadas como pertencentes à série *thin* ($2\text{ }\mu\text{m} < \text{largura} \leq 9\text{ }\mu\text{m}$). A Figura 67 apresenta um tipo de inclusão desta natureza.

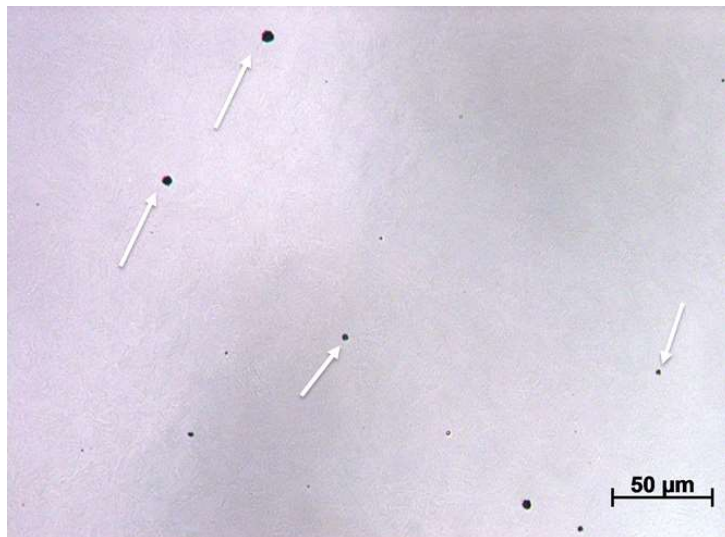
Figura 67 – Amostra retirada da região 90° (micrografia radial longitudinal). É possível notar uma inclusão do tipo alumina, indicada pelas setas brancas. A inclusão deste tipo apresentada é subclassificada como pertencente à série *thin*.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Além destes dois tipos de inclusões alongadas foram também detectadas inclusões do tipo óxido, caracterizadas por seu formato globular. Estas inclusões estavam finamente dispersas ao longo de toda a matriz do material e em todas as posições analisadas. Algumas delas podem ser observadas na Figura 68.

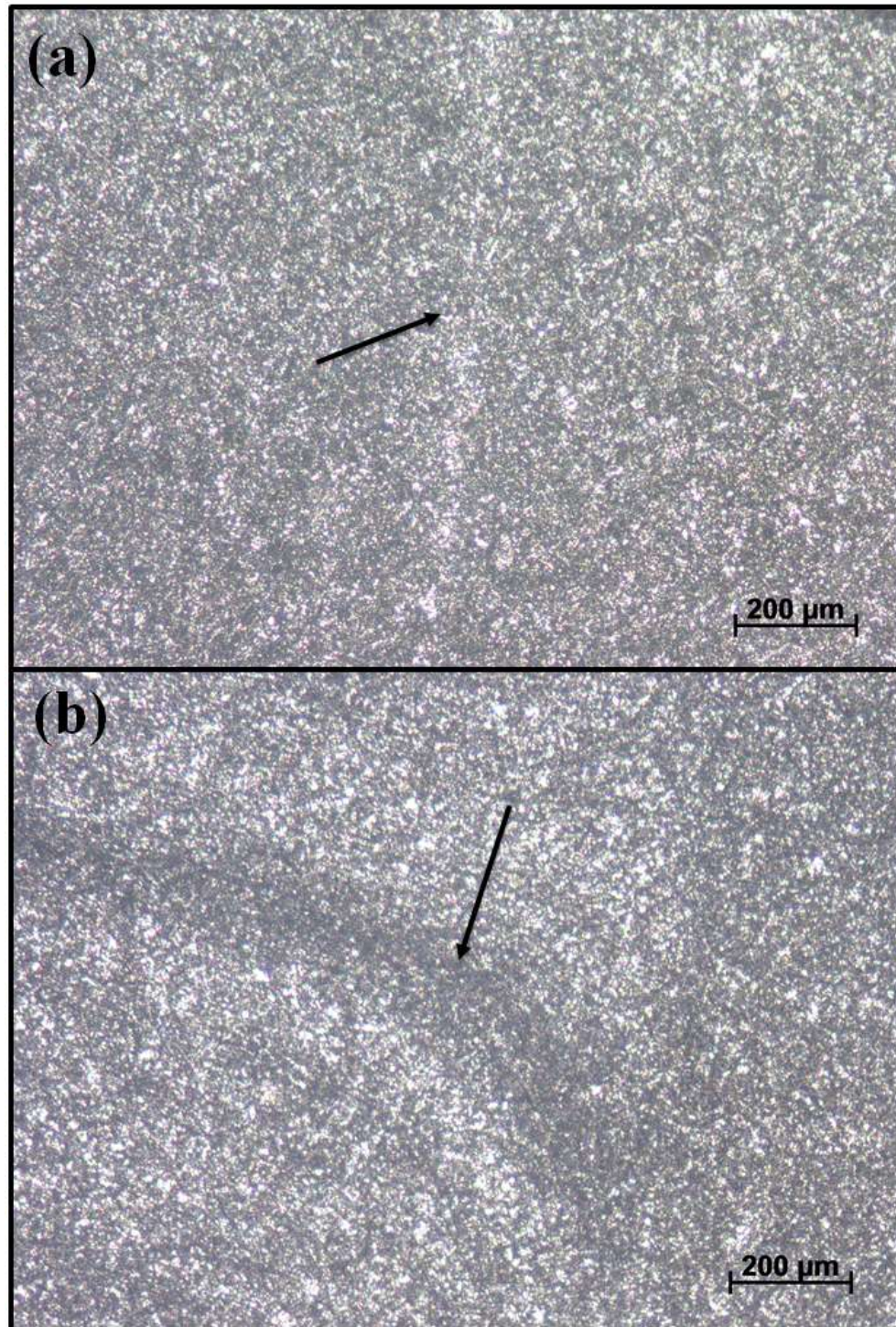
Figura 68 – Amostra retirada da posição JS (micrografia transversal), mostrando inclusões do tipo óxido globular dispersas ao longo da matriz. Estas inclusões são subclassificadas como pertencentes à série *thin*.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

As análises micrográficas após o ataque com Nital 5% foram realizadas com o intuito de observar a microestrutura do material (que é um aço temperado e revenido) e também detalhes da linha de solda. Algumas das amostras analisadas estão representadas nas Figuras 69 a 73. As Figuras 69, 70 e 71 apresentam micrografias em que é dado um maior enfoque no cordão de solda e as Figuras 72 e 73 apresentam amostras em que é explorado o material base.

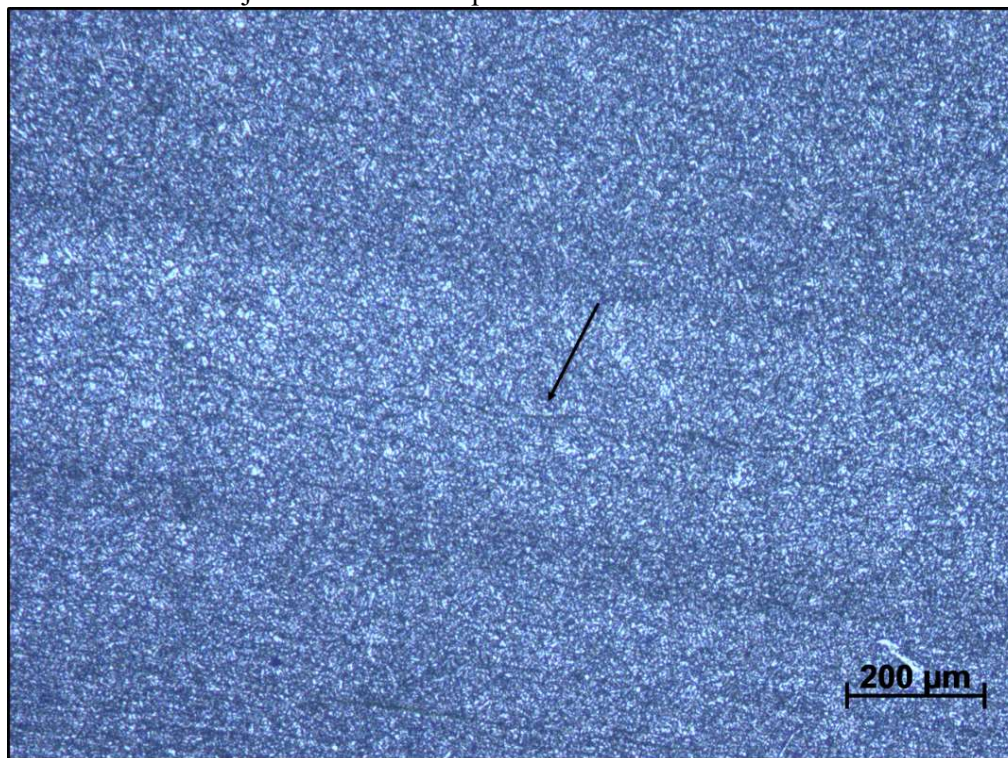
Figura 69 – Imagem da JS (micrografia transversal) com as setas de cor preta indicando em (a) o cordão de solda e em (b) as linhas de fluxo com maior detalhe (as mesmas já apresentadas na Figura 65). O cordão de solda é bastante tênue devido ao tratamento térmico de têmpera e revenido que ocorre durante o processo de fabricação após o processo de soldagem.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

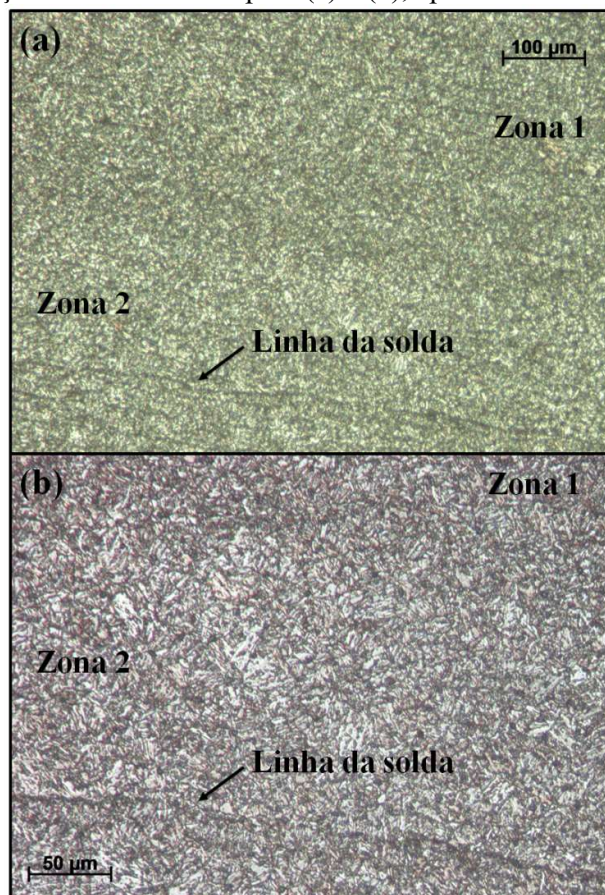
É interessante notar a partir da Figura 69 que a linha de solda é extremamente tênue quando vista a partir de uma amostra micrográfica transversal, sendo difícil até mesmo identificar alterações microestruturais eventuais entre as porções de metal ao longo da linha de solda e regiões adjacentes. Também é possível identificar as linhas de segregação de material, ricas em fósforo (MELO, 2013), que convergem para as superfícies do tubo (ao longo da direção do cordão de solda), devido à compressão das bordas e expulsão do excesso de metal líquido durante o processo de soldagem. Por sua vez, quando é realizada uma análise da JS a partir do “topo” do tubo, outras informações podem ser obtidas, como observado nas Figuras 70 e 71.

Figura 70 – Imagem do cordão de solda, vista da parte superior do tubo (tangencial longitudinal). É interessante notar que a linha de solda (indicada pela seta preta) fica bem evidenciada e nas suas adjacências o metal apresenta um tom mais claro.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 71 – Detalhe da linha de solda quando observada a partir do “topo” do tubo (micrografias tangenciais longitudinais). É possível enxergar nitidamente a linha de solda e duas zonas distintas, Zona 2 que equivale a uma “ZTA” e Zona 1, mais afastada, equivalente ao MB. As indicações são as mesmas para (a) e (b), apenas variando o fator de ampliação.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

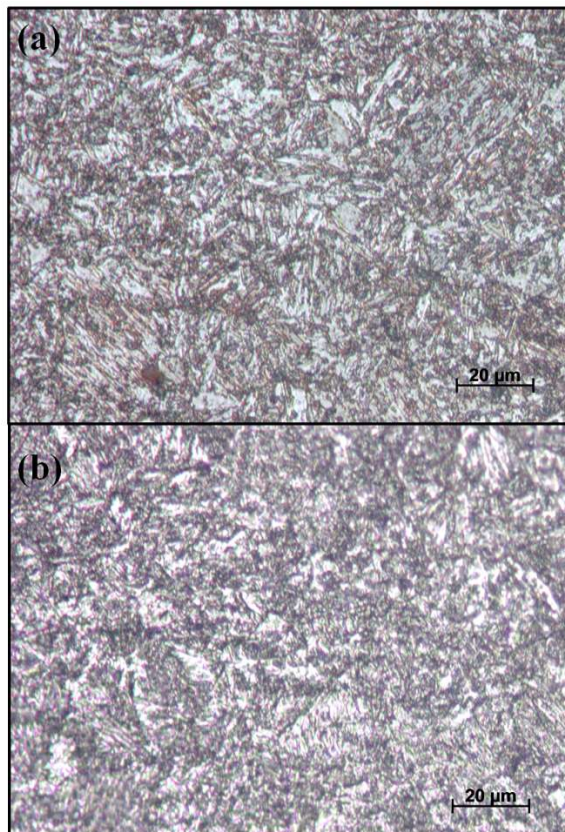
A partir das Figuras 70 e 71 é possível observar que o cordão de solda é mais bem delimitado quando observado a partir da posição tangencial longitudinal. É possível enxergar nitidamente a região de interface entre as duas bordas da chapa de aço que são unidas durante o processo de soldagem. Isto é, o processo de soldagem mesmo após o tratamento térmico de têmpera e revenimento irá resultar em uma descontinuidade no tubo que pode ser uma das responsáveis pelos menores valores de propriedades mecânicas do tubo quando são comparadas a região da JS e a região 90°, tanto para os ensaios de tração (tensão máxima) quanto de fadiga (em média).

Também é interessante observar a existência de duas “zonas” diferentes. A Zona 2 (mais clara na imagem), mais próxima da linha de solda, seria equivalente a uma “ZTA” e apresenta uma microestrutura aparentemente mais “grosseira” (provavelmente, decorrente do ciclo térmico durante a soldagem) quando é comparada a Zona 1, mais longe da linha de solda. Esta

“ZTA”, contudo é bem observada para ampliações de até 200 x, como nas imagens apresentadas, e é muito difícil detectar as diferenças entre as Zonas 1 e 2 quando a imagem sofre uma maior ampliação.

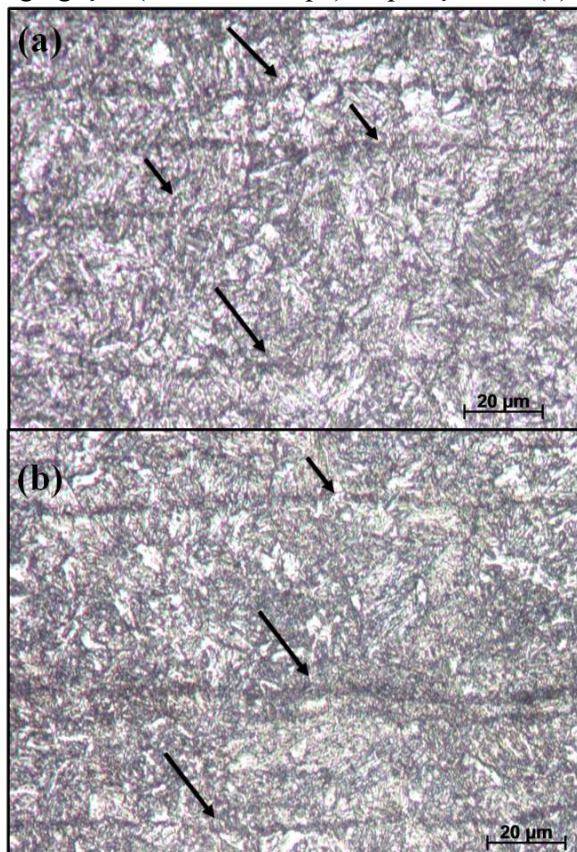
Por fim, a partir das micrografias do material base é possível observar que predomina uma microestrutura do tipo martensita revenida, com a ferrita (e eventual austenita retida) aparecendo em coloração mais clara e carbonetos precipitados, perlita (e eventual bainita) em tons mais escuros. O tratamento térmico realizado no tubo, portanto, mostra-se adequado, pois a microestrutura de martensita revenida apresenta em geral boa resistência mecânica, porém sem excessiva fragilidade, características que a tornam ideal como material para a fabricação de tubos tipo *casing and tubing*. A Figura 72 apresenta duas amostras retiradas de posições distintas em que é possível identificar a microestrutura martensítica revenida, ao passo que a Figura 73, além de apresentar esta microestrutura predominante, mostra as linhas de segregação (centro de chapa) existentes na posição 90°.

Figura 72 – Microestrutura martensítica revenida típica, com ferrita e eventual austenita retida em tons claros e perlita e eventual bainita, além cementita (na forma de pequenas partículas que tendem a uma forma esferoidal) em tons mais escuros. Amostras retiradas (a) do MB da JS (tangencial longitudinal) e (b) posição 90° (transversal).



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 73 – Amostras indicando além da microestrutura de martensita revenida, linhas de segregação (centro da chapa) na posição 90° (a) transversal e (b) radial longitudinal.



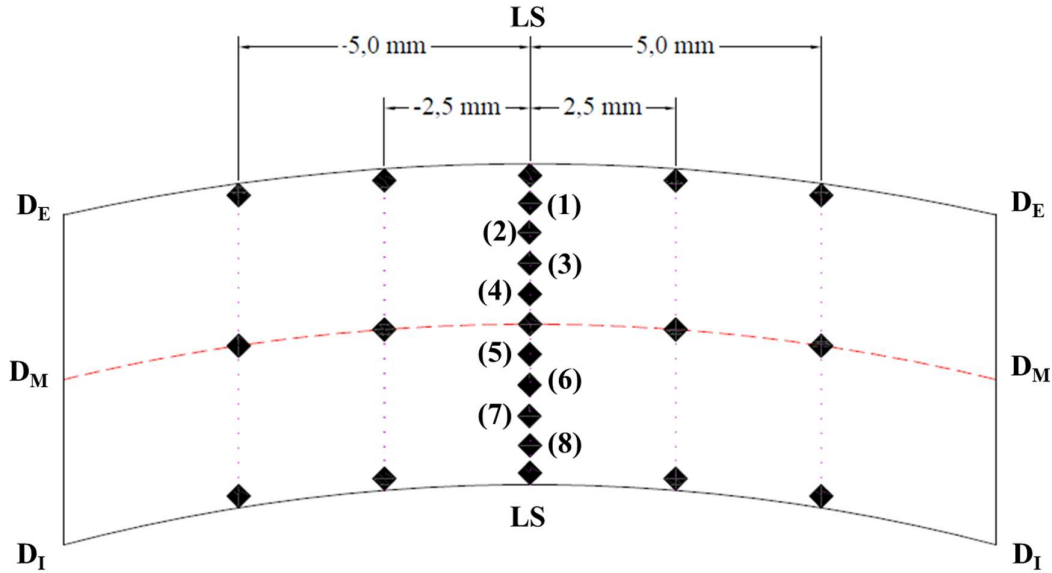
Fonte: produção do próprio autor (2015).

4.4.3 Resultados da análise de microdureza

A análise de microdureza, com intuito de observar a anisotropia mecânica em diferentes pontos do tubo, foi realizada em três etapas. A primeira consistiu em definir três regiões de interesse principais para efeito de comparação: diâmetro externo do tubo (D_E), diâmetro médio do tubo (D_M , equivalente à porção central da chapa) e diâmetro interno do tubo (D_I). A segunda etapa consistiu em levantar perfis de microdureza, de modo a avaliar graficamente se existe alguma tendência de que o conjunto conformação mecânica mais tratamento térmico possam levar a algum gradiente de resistência mecânica ao longo da espessura do tubo. Por fim, também foram comparados os valores médios de microdureza dos D_E , D_M e D_I entre as posições 90° e JS.

Os valores integrais de microdureza mensurados assim como as posições das indentações podem ser observadas nas Figuras 74 a 76 e Tabelas 8 e 9.

Figura 74 – Mapa dos pontos de indentação para medição de microdureza HV1 para a posição da JS (transversal).



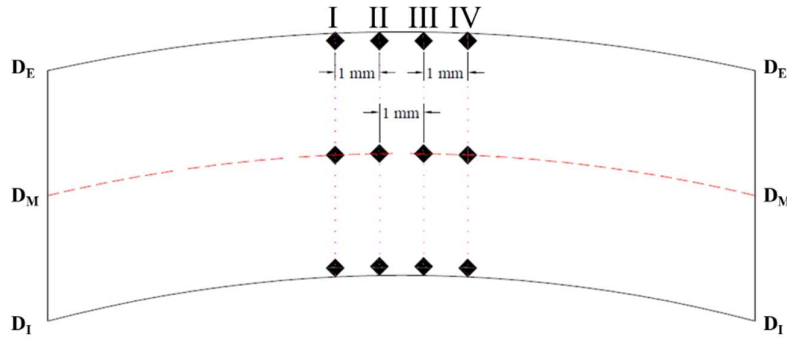
Fonte: produção do próprio autor (2015).

Tabela 8 – Valores de microdureza HV1 para a posição JS, com os pontos de indentação sendo aqueles indicados na Figura 74.

Valores de microdureza (HV1) para a região da JS					
Posições:	-5,0[mm]	-2,5[mm]	LS	2,5[mm]	5,0[mm]
D_E	264,4	252,0	270,3	256,3	253,6
1			252,0		
2			250,3		
3			240,9		
4			233,5		
D_M	268,7	230,5	234,0	249,0	229,3
5			251,9		
6			253,6		
7			270,1		
8			257,4		
D_I	258,1	234,9	276,5	247,3	229,1

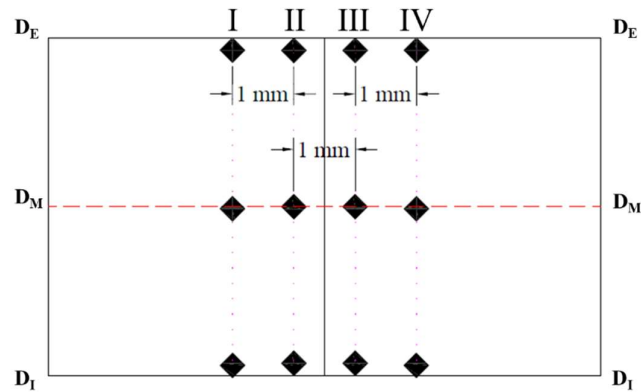
Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 75 – Mapa dos pontos de indentação para medição de microdureza HV1 para a posição 90° (transversal).



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 76 – Mapa dos pontos de indentação para medição de microdureza HV1 para a posição 90° (radial longitudinal).



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Tabela 9 – Valores de microdureza HV1 para a posição 90° (transversal e radial longitudinal), com os pontos de indentação sendo aqueles indicados na Figura 69.

Valores de microdureza (HV1) para a região 90°				
90° Transversal	I	II	III	IV
D _E	299,2	306,6	253,7	266,2
D _M	257,3	238,0	261,9	253,1
D _I	227,6	238,2	267,6	255,2
90° Radial Longitudinal				
D _E	264,2	275,2	263,9	261,7
D _M	268,4	287,1	247,3	252
D _I	256,6	285,9	303,6	262,2

Fonte: produção do próprio autor (2015).

Nota-se por simples inspeção espacial e natureza da avaliação de microdureza que os pontos de indentação D_E , D_M e D_I das amostras transversais e radiais longitudinais da região 90° são equivalentes. Por este motivo, serão comparados, para cada um dos “diâmetros” (externo, médio e interno), dados oriundos de dois grupos apenas: posição 90° e JS, tanto para a comparação das médias quanto para os perfis de microdureza. As médias e as medidas de dispersão para as análises subsequentes encontram-se na Tabela 10.

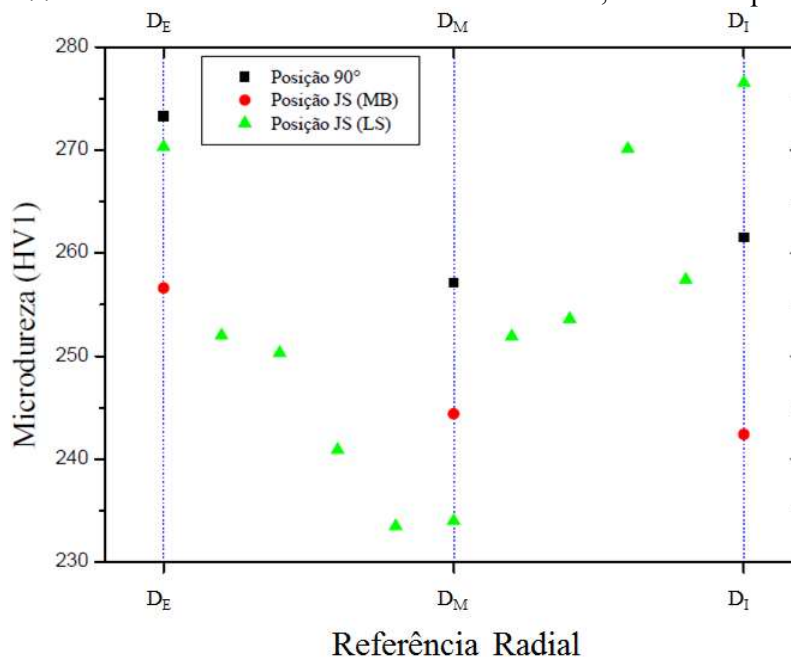
Tabela 10 – Médias e desvios padrão de microdureza HV1 para as regiões de interesse: metal base próximo à junta soldada e posição 90° .

Valores médios e desvios padrão de microdureza HV1						
	D_E		D_M		D_I	
	$\bar{x}$	s	$\bar{x}$	s	$\bar{x}$	s
MB(JS)	256,6	5,5	244,4	18,6	242,4	13,0
90°	273,3	20,4	257,1	14,3	261,5	26,3

Fonte: produção do próprio autor (2015).

A partir dos valores mensurados ao longo de toda linha de solda e das médias apresentadas na Tabela 10 foi possível então definir três perfis radiais de microdureza: um para a posição 90° e dois para a posição JS (que foi dividida em metal base e linha de solda). Estes perfis podem ser observados na Figura 77.

Figura 77 – Perfis radiais de microdureza do MB da JS, da LS e da posição 90° .



Fonte: produção do próprio autor (2015).

A partir da Figura 77 é possível observar que, em média, os valores de microdureza são maiores ao longo do D_E e diminuem na região do D_M , podendo aumentar ou diminuir no D_I . Isso pode indicar que o processo de conformação durante a fabricação impacta nas propriedades mecânicas do tubo, levando a diferenças de propriedades mecânicas ao longo da direção radial. Também pode indicar que o processo de tratamento térmico leva a menores valores de resistência mecânica na porção central da chapa (menor profundidade de têmpera) de acordo com o observado os perfis da LS (mais completo) e na posição 90° .

Os valores médios obtidos na posição 90° e MB (JS) também foram comparados de acordo com os seguintes testes de comparação entre médias:

Teste 1

$H_0: \mu_{D_E 90^\circ} = \mu_{D_E MB} \text{ (JS)};$

$H_1: \mu_{D_E 90^\circ} > \mu_{D_E MB} \text{ (JS)}.$

Nível de significância: $\alpha: 5\%$

Conclusão: H_0 é falsa.

Teste 2

$H_0: \mu_{D_M 90^\circ} = \mu_{D_M MB} \text{ (JS)};$

$H_1: \mu_{D_M 90^\circ} > \mu_{D_M MB} \text{ (JS)}.$

Nível de significância: $\alpha: 5\%$

Conclusão: H_0 é verdadeira.

Teste 3

$H_0: \mu_{D_I 90^\circ} = \mu_{D_I MB} \text{ (JS)};$

$H_1: \mu_{D_I 90^\circ} > \mu_{D_I MB} \text{ (JS)}.$

Nível de significância: $\alpha: 5\%$

Conclusão: H_0 é verdadeira.

A partir destes testes, apenas é possível afirmar que há uma diferença significativa entre os valores de microdureza para o caso do diâmetro externo, e que neste caso há evidência estatística de que existe anisotropia ao longo da superfície perimetral externa do tubo, que pode estar associada ao processo de conformação mecânica das chapas de aço durante o processo de manufatura.

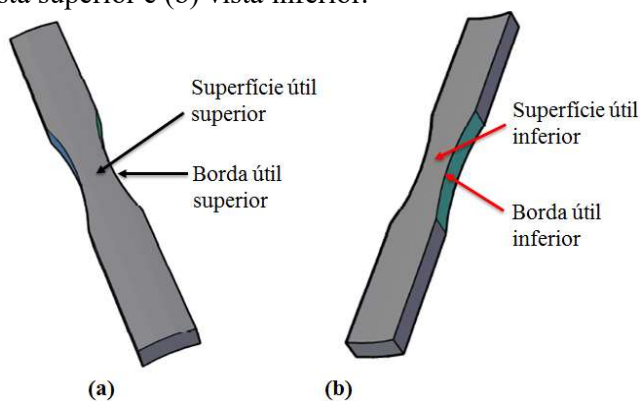
4.4.4 Resultados das análises fractográficas

4.4.4.1 Análises fractográficas dos corpos de prova de fadiga axial

A análise das fraturas dos corpos de provas axiais teve como objetivos verificar de que maneira se deu a iniciação e a propagação das trincas de fadiga, verificando, por exemplo, a existência de evidências ou não da nucleação de trincas devido à presença de inclusões, evidência de nucleação de trincas devido a defeitos de fabricação dos tubos, dentre quaisquer outros efeitos relevantes.

A partir de uma análise preliminar os tipos de fratura puderam ser divididos em três tipos: fraturas nas proximidades da garra do dispositivo de ensaios (resultados inválidos), fratura nas proximidades da borda inferior da parte útil do corpo de prova e fraturas devido à existência de defeitos macroscópicos do tubo. Para um maior entendimento, algumas referências espaciais são apresentadas na Figura 78.

Figura 78 – Algumas referências úteis para análise das fraturas dos corpos de prova axiais com (a) vista superior e (b) vista inferior.



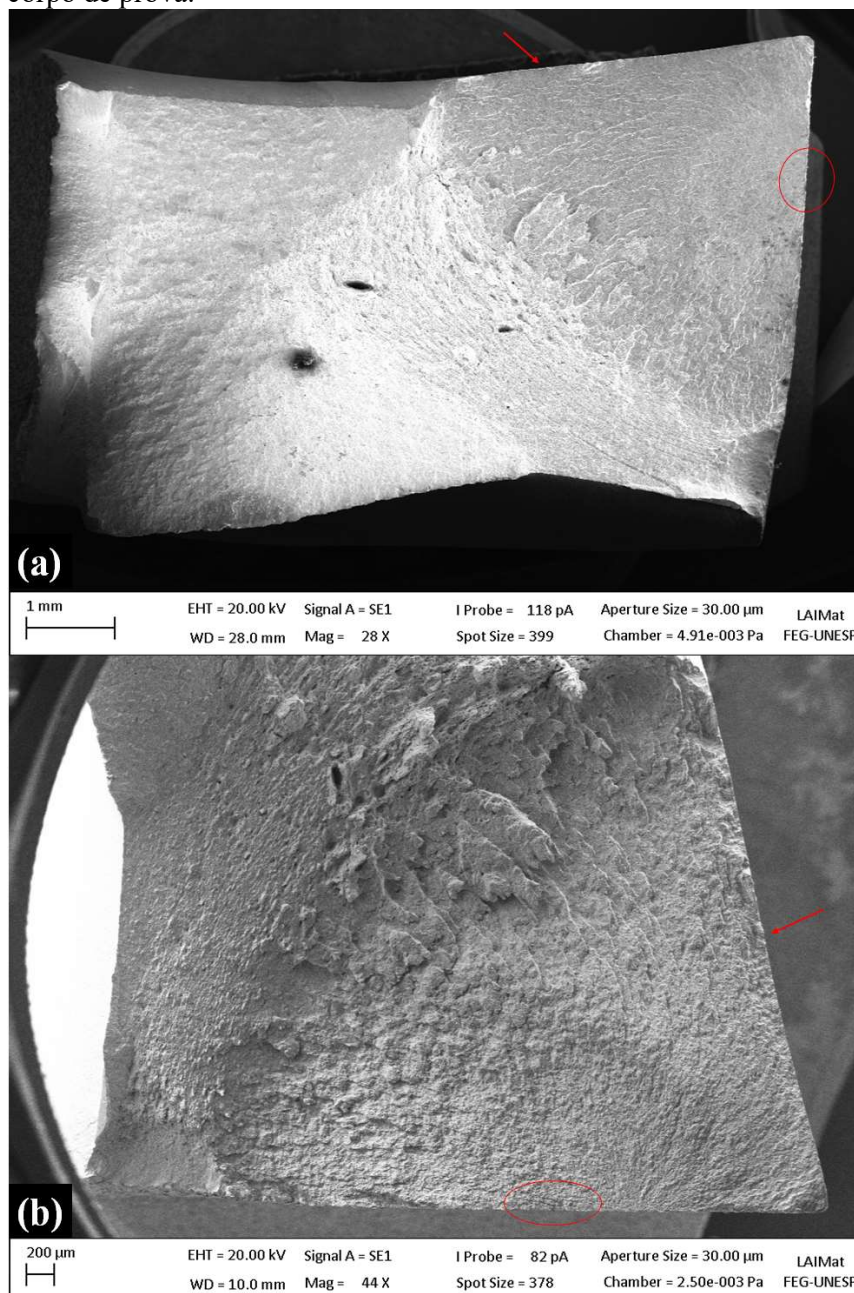
Fonte: produção do próprio autor (2015).

Para o primeiro caso, como fora comentado, a fratura fora da parte útil do corpo de prova decorreu do fato de a garra da máquina de ensaio ter deformado localmente as bordas do corpo de prova. Esses pontos de deformação localizada, por sua vez, atuaram como entalhes, (concentradores de tensão) e por este motivo serviram como ponto de nucleação de trincas de fadiga, levando à ocorrência de fratura. Um exemplo de corpo de prova em que a fratura ocorrera fora da parte útil já fora apresentado na Figura 51.

O segundo tipo de fratura consistiu na nucleação de trincas nas proximidades da borda inferior do corpo de prova com subsequente propagação paralela ao longo de um plano

(perpendicular ao eixo longitudinal do corpo de prova) dentro da região útil. Considerando os 26 resultados válidos em que houve fratura, em 22 destes casos a nucleação da trinca e fratura se encaixaram neste tipo (i.e. foi o tipo modal). A Figura 79 apresenta macrografias deste tipo de superfície de fratura mais comum, para o CDP 1-JS (nomenclatura da Tabela 5).

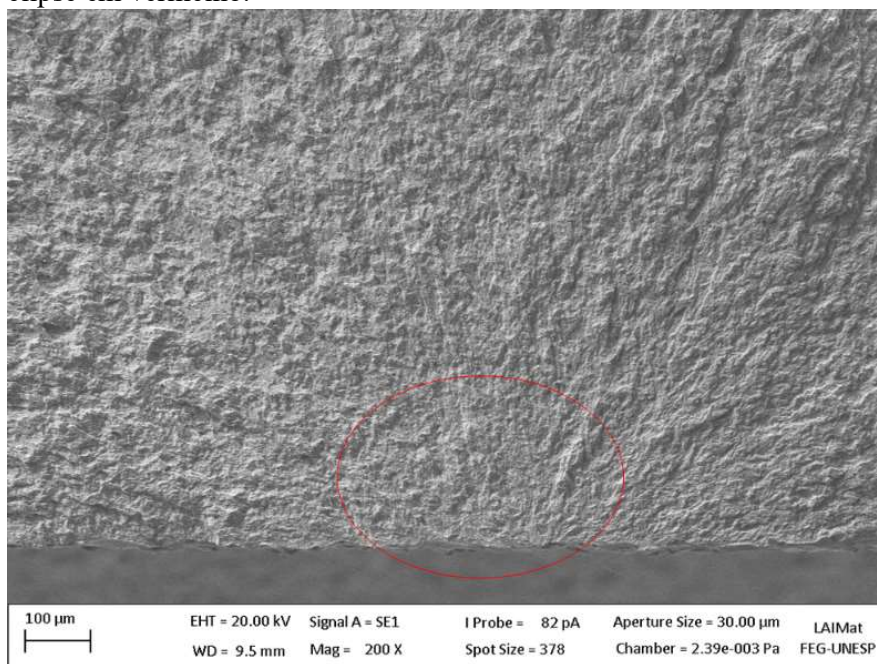
Figura 79 – Macrografias (a) e (b) exemplificando, no CDP 1-JS, o tipo de fratura predominante com nucleação das trincas localizada próxima à borda inferior do corpo de prova. As elipses vermelhas indicam o ponto de nucleação da trinca principal e as setas a borda útil inferior do corpo de prova.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

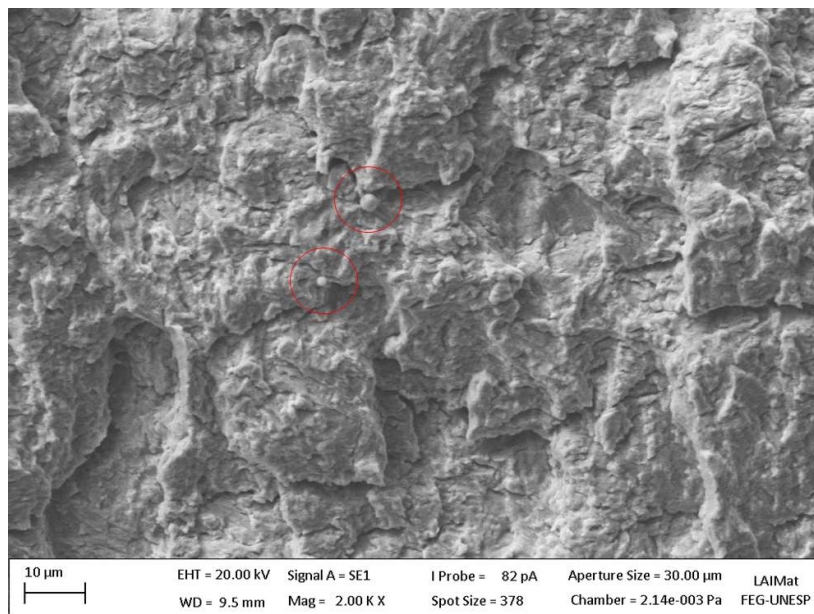
A superfície de fratura do CDP 1-JS também foi analisada através de MEV e as microfractografias obtidas são apresentadas nas Figuras 80, 81 e 82. Nelas é possível identificar que a origem da trinca predominante se dá em uma das laterais do corpo de prova, mais próxima da borda útil inferior que da borda superior, e que, aparentemente, não há a presença de inclusões ou quaisquer defeitos macroscópicos que tenham influenciado no processo de nucleação da trinca. A região de propagação estável da trinca de fadiga indica uma propagação por um mecanismo transgranular, contudo, não foi possível observar a presença de estrias de fadiga. Por sua vez a presença de *dimples* é bastante evidente nas superfícies em que ocorreram ruptura monotônicas caracterizando a ocorrência de fraturas dúcteis. Também foi possível detectar a presença de óxidos globulares em alguns pontos da superfície de fratura.

Figura 80 – Imagens indicando, para o CDP 1-JS, a origem da trinca principal indicada pela elipse em vermelho.



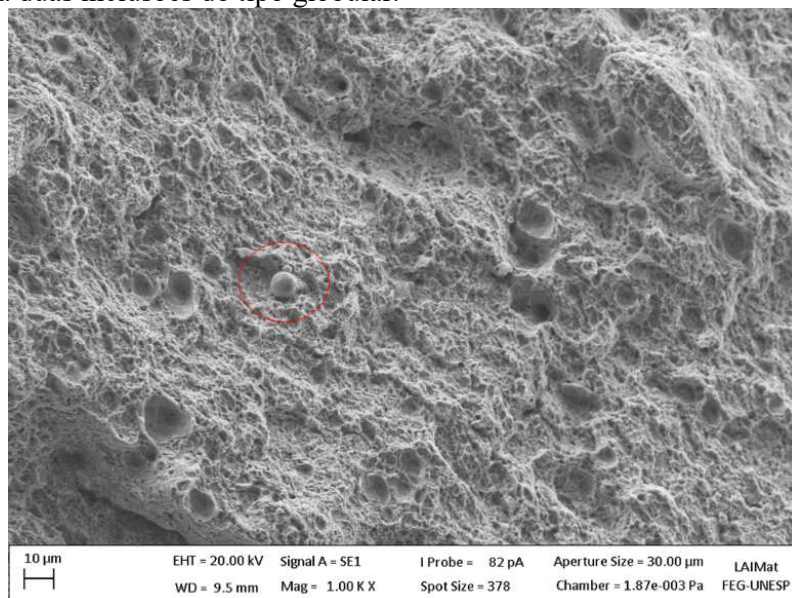
Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 81 – Imagens da região de propagação estável da trinca através de um mecanismo transgranular para o CDP 1-JS e presença de inclusões globulares indicadas por elipses vermelhas.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 82 – Vista geral da superfície de fratura final (monotônica) para o CDP 1-JS, é possível observar um aspecto alveolar, caracterizado pela presença de *dimples*. A elipse em vermelho indica duas inclusões do tipo globular.



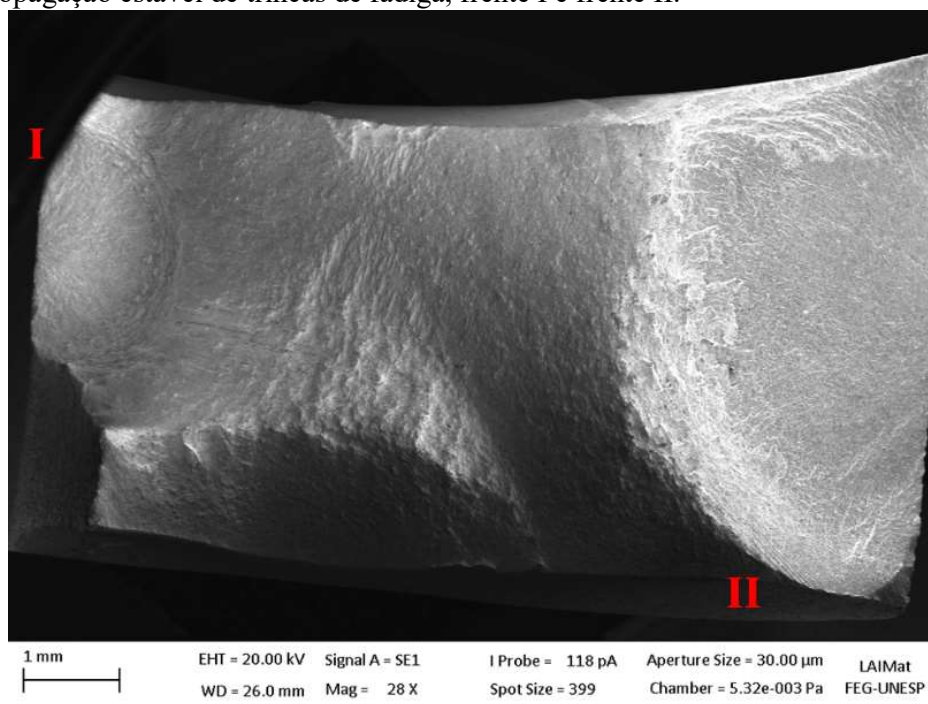
Fonte: produção do próprio autor (2015).

As superfícies de fratura dos outros quatro corpos de prova em que o padrão de fratura ocorrera de maneira diferente do modal (representado pelas fractografias do CDP 1-JS) também

foram analisadas. Considerando as referências já apresentadas na Tabela 4 e na Tabela 5, as análises são relativas aos CDPs 2-JS, 11-JS, 8-90° e 11-90°.

Pela ordem apresentada, o primeiro CDP a ser analisado é o 2-JS. Este corpo de prova apresentou uma superfície de fratura com mecanismo similar ao tipo modal, contudo, ocorreram duas frentes macroscopicamente visíveis de propagação de trinca, como pode ser observado na macrografia da Figura 83.

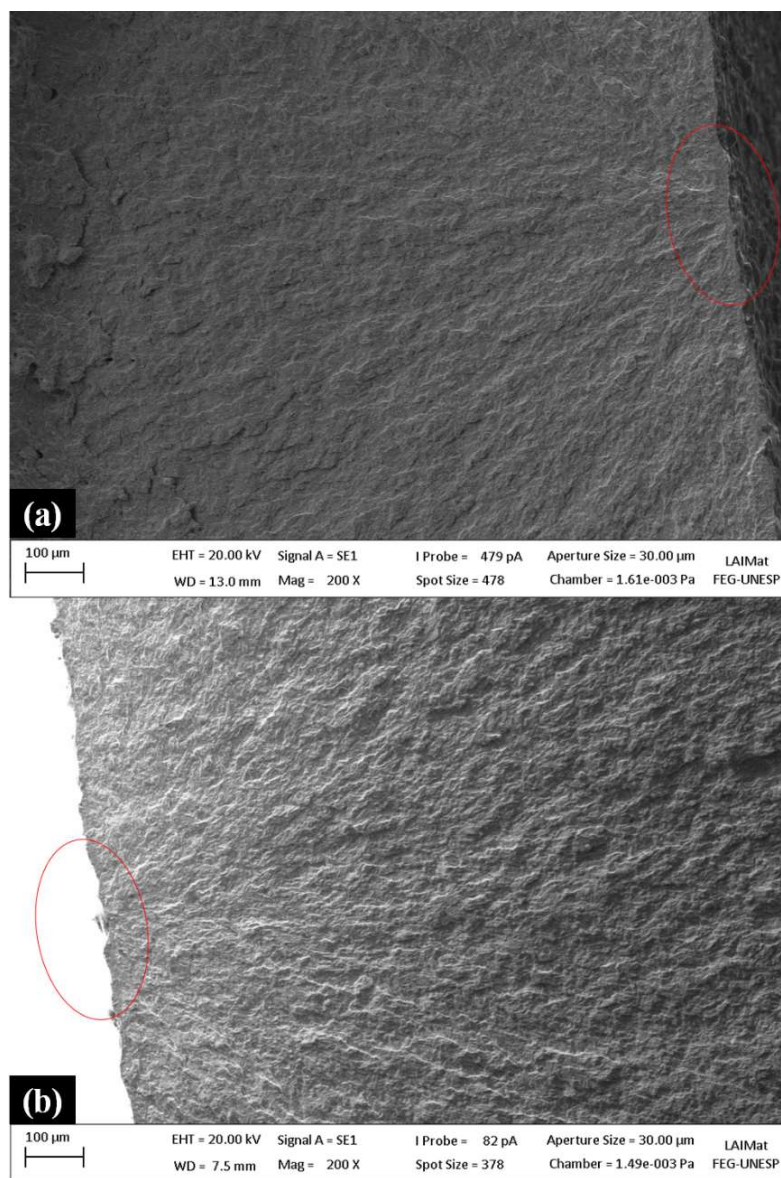
Figura 83 – Macrografia do CDP 2-JS em que é possível notar macroscopicamente duas frentes de propagação estável de trincas de fadiga, frente I e frente II.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

A partir da Figura 80, fica evidente que a origem das trincas se deu nas laterais do CDP assim como no caso modal. Também é possível notar que, possivelmente, a nucleação da trinca principal da frente II ocorreu antes que a nucleação na frente I, devido à diferença existente entre os tamanhos das áreas de propagação. Os pontos de nucleação das trincas para as frentes I e II são apresentados na Figura 84.

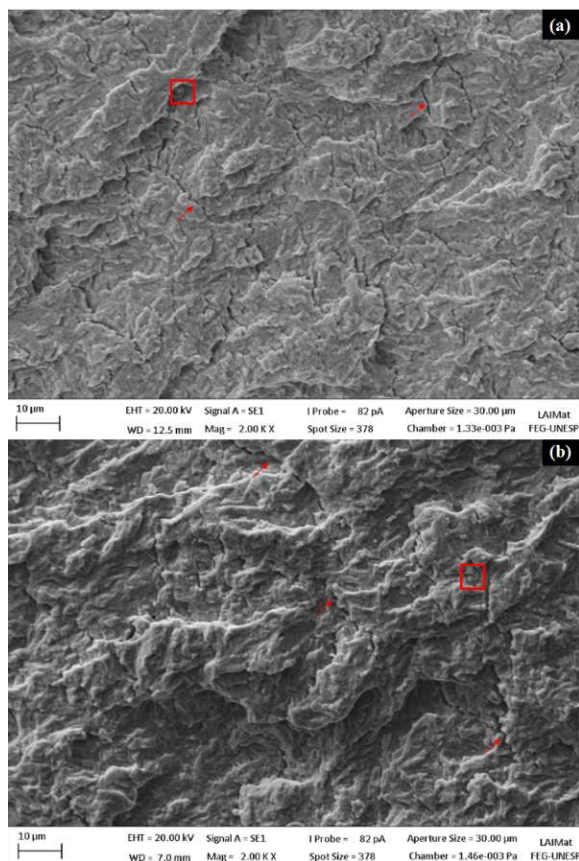
Figura 84 – Pontos de nucleação das trincas para as frentes de propagação I (a) e II (b) do CDP 2-JS.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

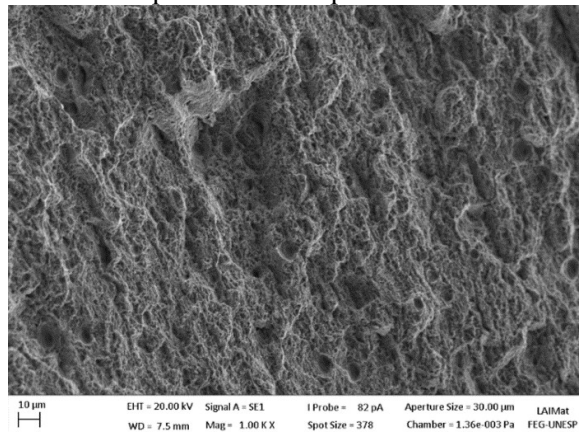
A partir das análises do ponto de nucleação das trincas, assim como no caso modal, não foi possível associar o surgimento da trinca a qualquer defeito macroscópico apreciável ou a presença de inclusões. A Figura 85 apresenta as superfícies de propagação estável para as duas frentes. O mecanismo de propagação, para os dois casos, é do tipo transgranular e não é possível identificar a presença de estrias de fadiga nas superfícies analisadas. A Figura 86 apresenta a superfície da ruptura final, monotônica, que indica uma fratura dúctil, caracterizada pela presença de *dimples*.

Figura 85 – Superfícies de propagação estável da trinca para as frentes I (a) e II do CDP 2-JS. Os retângulos vermelhos indicam a presença de inclusões globulares ao passo que as setas indicam trincas secundárias.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 86 – Superfície da fratura final, com ruptura monotônica, do CDP 2-JS que ocorreu de maneira dúctil e apresenta um aspecto alveolar devido a presença de *dimples*.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Além dos corpos de prova nos quais as trincas se originaram nas laterais próximas a uma das bordas inferiores (caso modal e também do CDP 2-JS), em outros três casos as trincas se

originaram nas superfícies úteis dos corpos de prova. Esse tipo de nucleação ocorreu devido a presença de defeitos macroscópicos, de dois tipos diferentes, presentes no tubo.

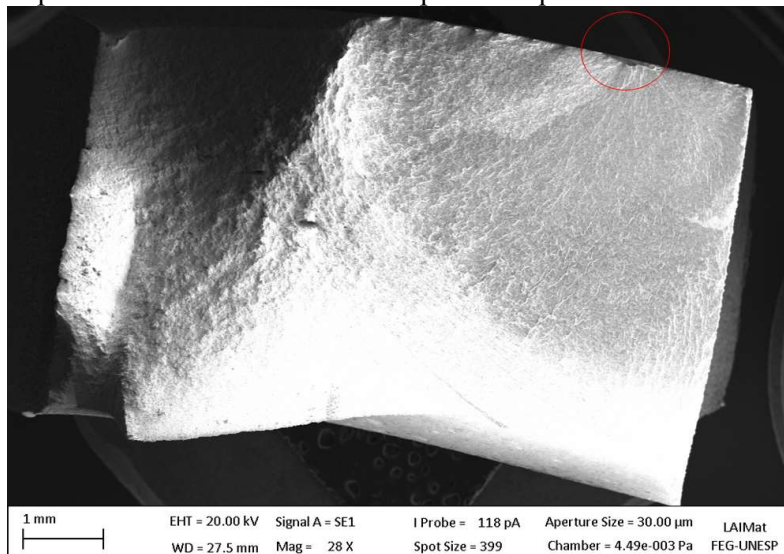
Os defeitos do primeiro tipo estão relacionados a deformações plásticas localizadas em alguns pontos da superfície do tubo e decorrem, provavelmente, da ocorrência de choques mecânicos ocorridos durante a armazenagem (e ou transporte dos tubos) ou do processo utilizado para a remoção dos “rebarbas” deixadas pelo processo de soldagem (remoção mecânica). Um defeito deste tipo levou à nucleação de uma trinca de fadiga no CDP 11-90° na superfície útil superior do corpo de prova. Nas Figura 87 e 88 são apresentadas as macrografias da superfície de fratura, do CDP 11-90° nas quais é possível observar o defeito a partir do qual ocorreu a nucleação da trinca de fadiga principal. Na Figura 89 é apresentado, com maior ampliação, o defeito e o ponto de nucleação e propagação inicial da trinca. A superfície de propagação estável da trinca, assim como a transição entre a zona de propagação estável e a fratura final são apresentadas na Figura 90. Nesta figura também é possível observar, ainda que de maneira tênue, a presença de estrias de fadiga. O mecanismo de propagação estável da trinca de fadiga, assim como nos casos anteriores, é predominantemente transgranular. Por fim, na Figura 91 é possível observar a superfície em que houve a ruptura final, monotônica, caracterizada por um mecanismo de fratura dúctil, como evidenciado pelo aspecto alveolar da superfície (presença de *dimples*).

Figura 87 – Macrografia da superfície de fratura do CDP 11-90° obtida com auxílio do estereoscópio. A elipse vermelha indica o ponto de nucleação da trinca e defeito na superfície externa do tubo (superfície externa útil do CDP).



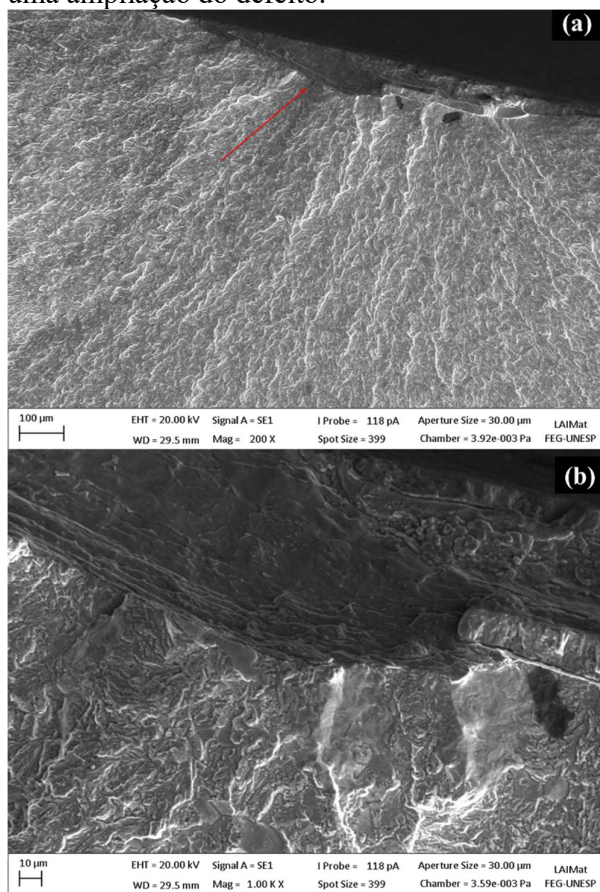
Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 88 – Macrografia da superfície de fratura do CDP 11-90°, obtida através de MEV. A elipse vermelha indica o defeito a partir do qual nucleou a trinca de fadiga.



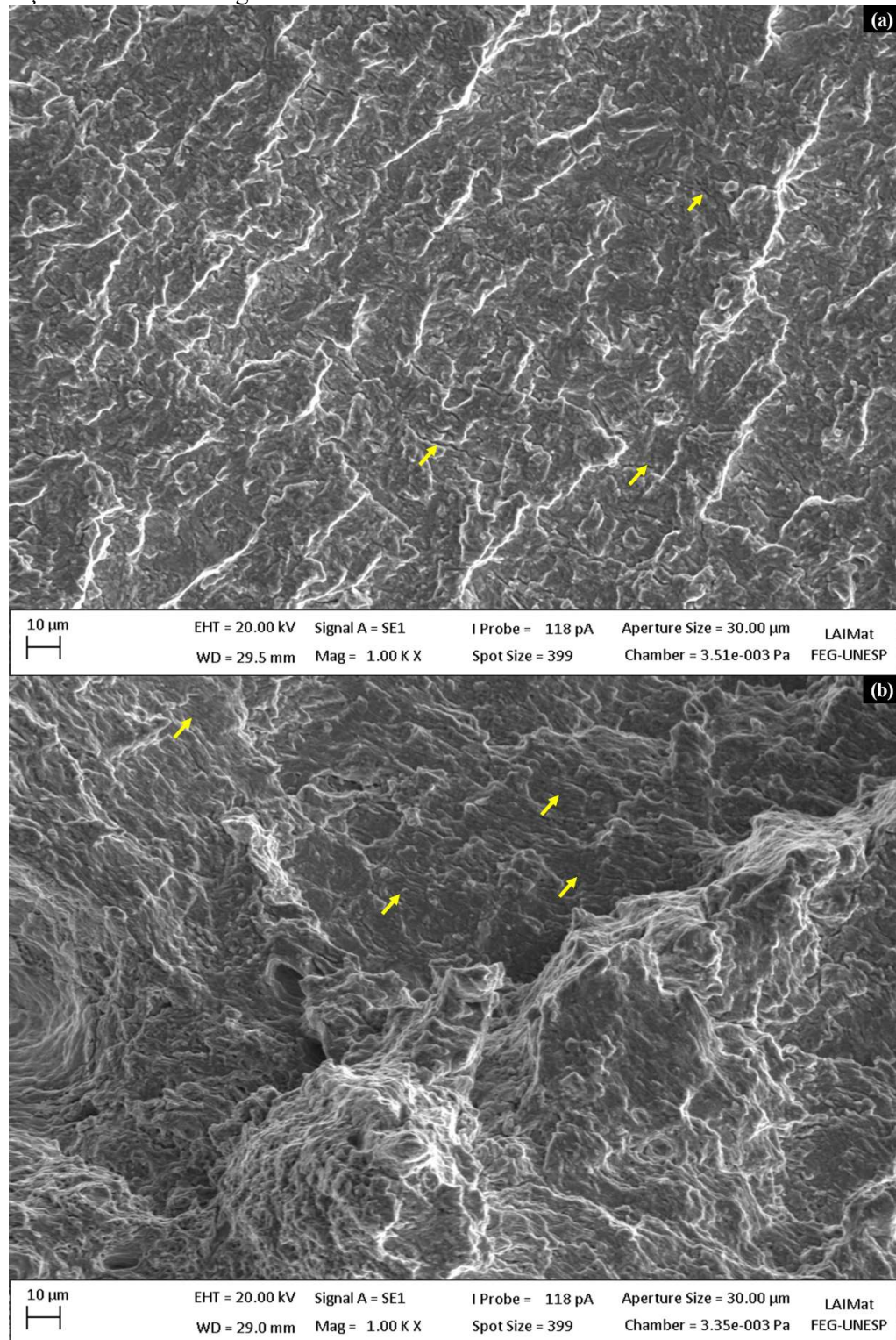
Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 89 – Ponto de nucleação da trinca a partir de defeito localizado na superfície do tubo (CDP 11-90°). Em (a) o ponto de nucleação é indicado por uma seta vermelha e em (b) é feita uma ampliação do defeito.



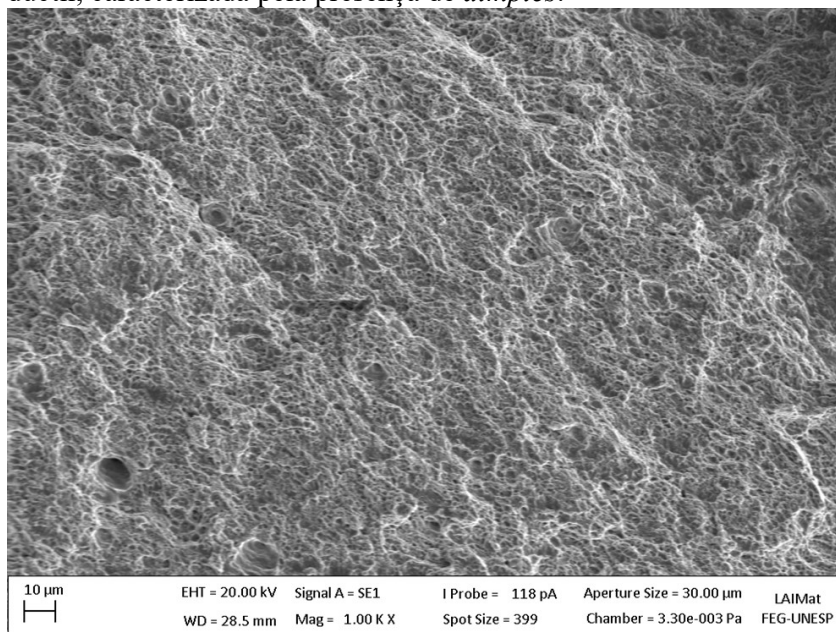
Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 90 – Aspectos da superfície de fratura do CDP 11-90°, em (a), região de propagação estável, sendo indicadas algumas trincas secundárias através das setas amarelas e em (b) a transição entre a propagação estável e a fratura final dúctil, com as setas amarelas indicando a presença de estrias de fadiga.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

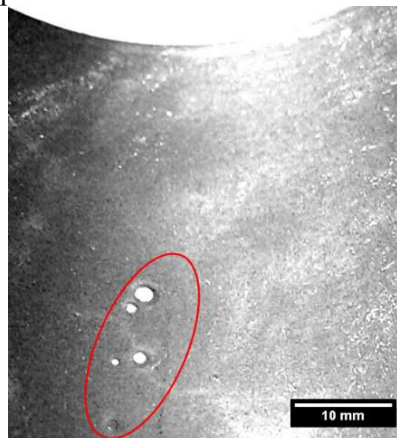
Figura 91 – Superfície da ruptura final, monotônica, para o CDP 11-90°, que ocorreu de maneira dúctil, caracterizada pela presença de *dimples*.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

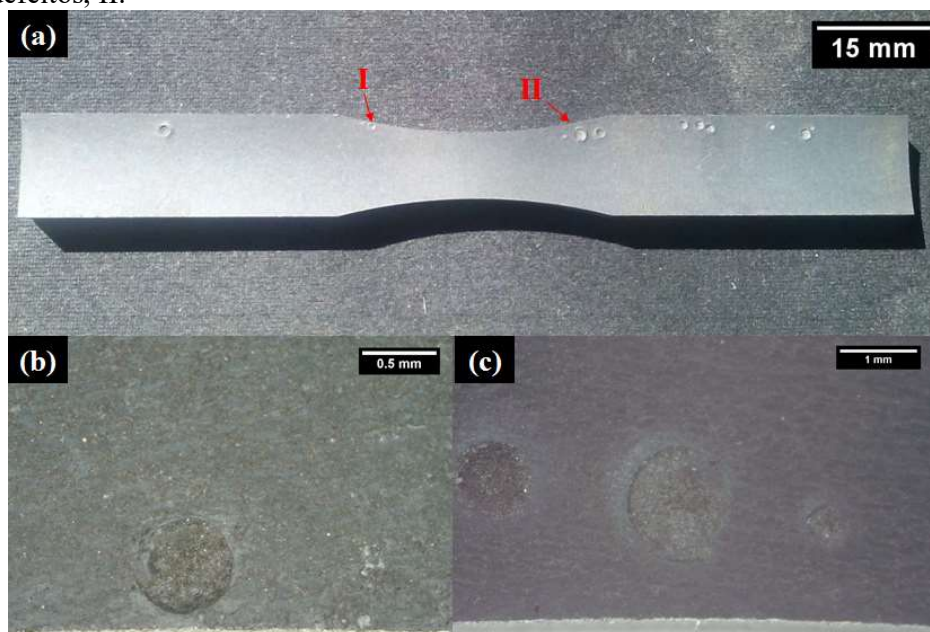
Os defeitos do outro tipo encontrado, os quais serviram como pontos para nucleação de trincas de fadiga nos corpos de prova 8-90° e 11-JS, têm formato aproximadamente igual ao de calotas esféricas “escavadas” na superfície dos tubos. Foram detectados defeitos deste tipo distribuídos de maneira aleatória na superfície interna dos tubos de maneira isolada ou na forma de pequenos aglomerados de defeitos. Estes defeitos provavelmente são originados em alguma das etapas do processo de fabricação dos tubos e não durante a laminação das chapas de aço, pois, como citado, encontram-se exclusivamente na superfície interna dos tubos. Podem possuir tamanho significativo, com diâmetros de até 1 mm e são facilmente detectados, na maioria dos casos, a olho nu. Alguns exemplos de defeitos deste tipo são apresentados na Figura 92. Nela são apresentados os defeitos diretamente na parede de um trecho de tubo. Na Figura 93 são apresentados a visão geral de um CDP (o qual não foi ensaiado por estar relacionado à posição 180°) em que há presença de diversos defeitos do tipo calota assim como uma maior ampliação de alguns deles.

Figura 92 – Exemplo de aglomerado de defeitos macroscópicos na forma de calotas esféricas na superfície interna de um tubo.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 93 – Apresentação mais detalhada dos defeitos tipo calota em um CDP. Em (a) uma imagem geral de um CDP contendo uma grande quantidade de defeitos do tipo calota, em (b) é mostrada uma ampliação do defeito I e em (c) é mostrada uma ampliação do aglomerado de três defeitos, II.

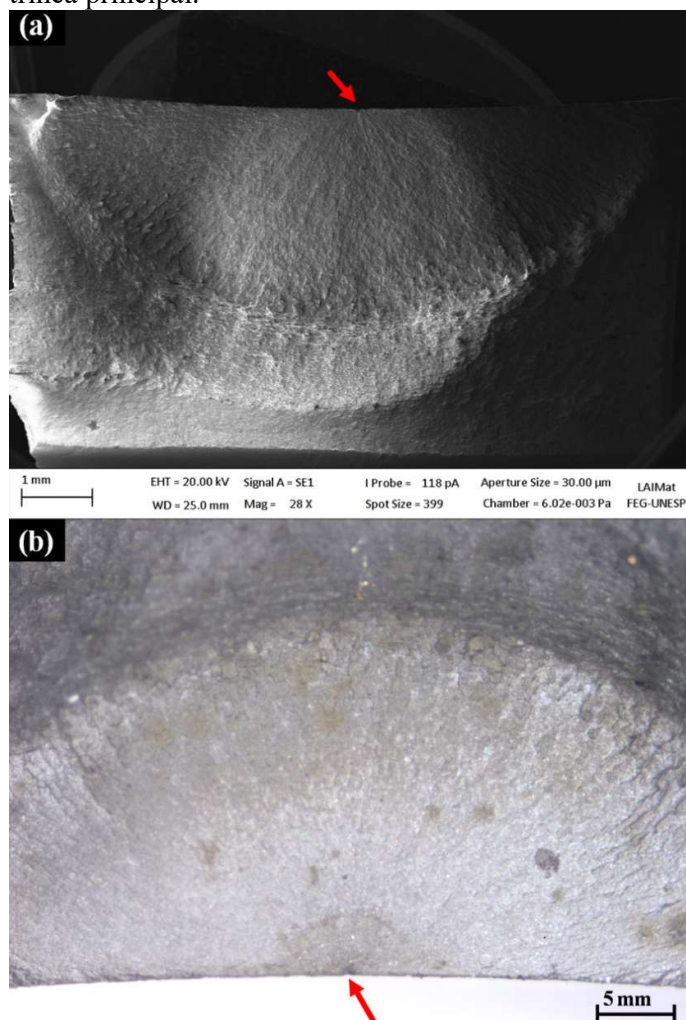


Fonte: produção do próprio autor (2015).

A primeira análise realizada, relacionada a trincas originadas em defeitos do tipo calota escavada, foi a do CDP 8-90°. Este apresentou uma superfície de propagação estável localizada inteiramente nas proximidades da superfície útil inferior do corpo de prova, com um ponto de nucleação da trinca principal bem definido a partir do defeito. A Figura 94 apresenta macrografias da superfície de fratura, obtidas através de MEV e também por meio do

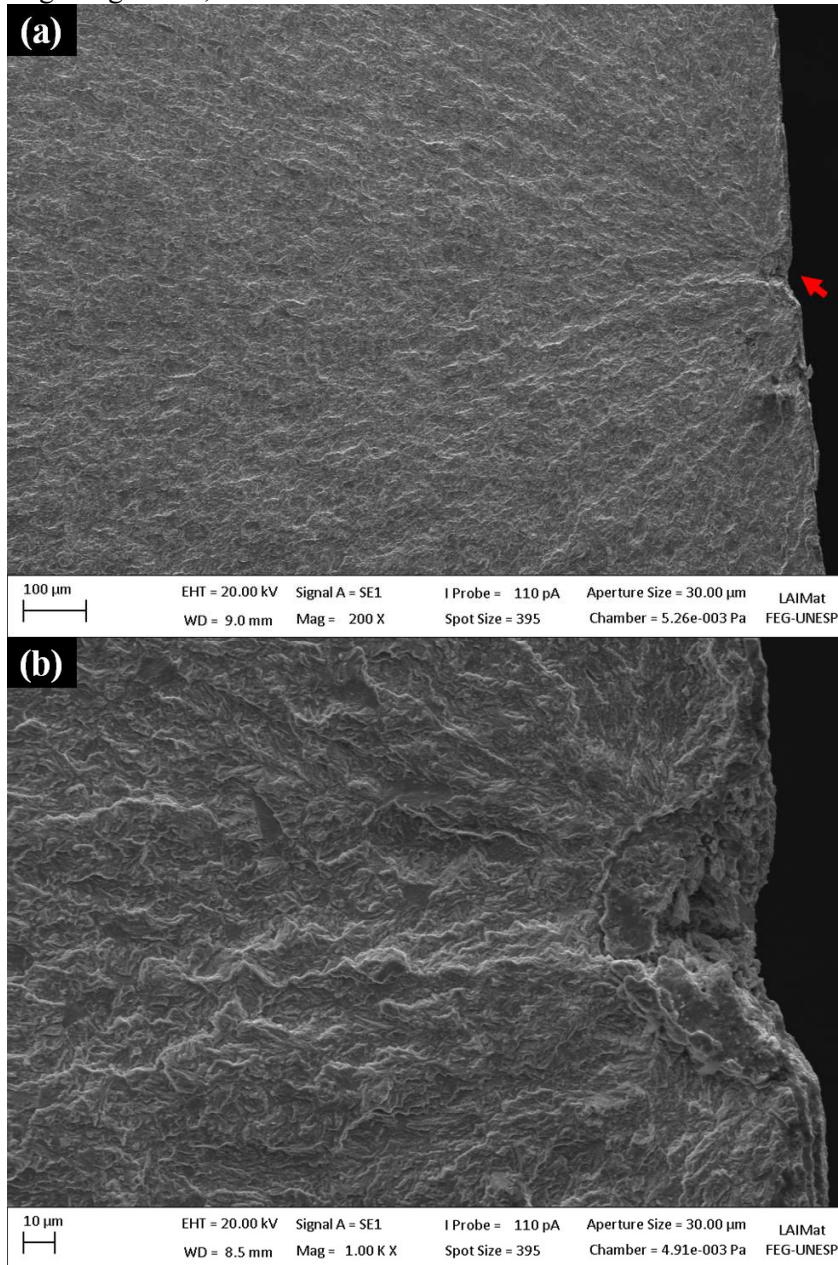
estereoscópio. Ampliações do ponto do defeito e, por conseguinte, do ponto de nucleação da trinca de fadiga são apresentadas na Figura 95, em que é possível estimar o diâmetro da calota em aproximadamente 0,01 mm e sua profundidade em 0,06 mm. Esta calota era relativamente pequena em comparação aos outros defeitos deste mesmo tipo observados, porém, teve dimensões suficientes para atuar como um ponto de concentração de tensões. Em complemento, a Figura 96 apresenta a superfície de propagação estável da trinca de fadiga, em que fica caracterizado um mecanismo de propagação transgranular, porém, não é possível a detecção de estrias de fadiga. Por fim, a Figura 97 apresenta a superfície da fratura final, em que ocorreu ruptura monotônica, que apresentou um mecanismo de fratura dúctil, com a presença de *dimples*.

Figura 94 – Macrografias do CDP 8-90°, em que ocorreu nucleação da trinca de fadiga a partir de um defeito do tipo calota. Em (a) a imagem obtida via MEV e em (b) a imagem obtida através do estereoscópio. Para os dois casos a seta vermelha indica o defeito/ponto de início da trinca principal.



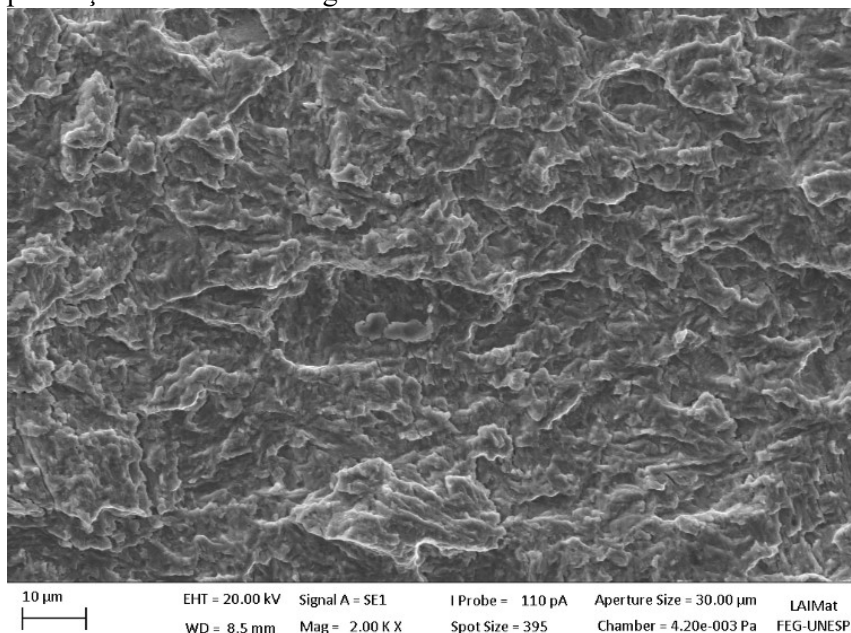
Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 95 – Defeito do tipo calota a partir do qual foi nucleada a trinca principal de fadiga do CDP 8-90°. Em (a) a seta vermelha indica o defeito e ponto de início da trinca e em (b) é dado um maior enfoque no defeito, que tem dimensões médias de profundidade igual a 0,01 mm e largura igual a 0,06 mm.



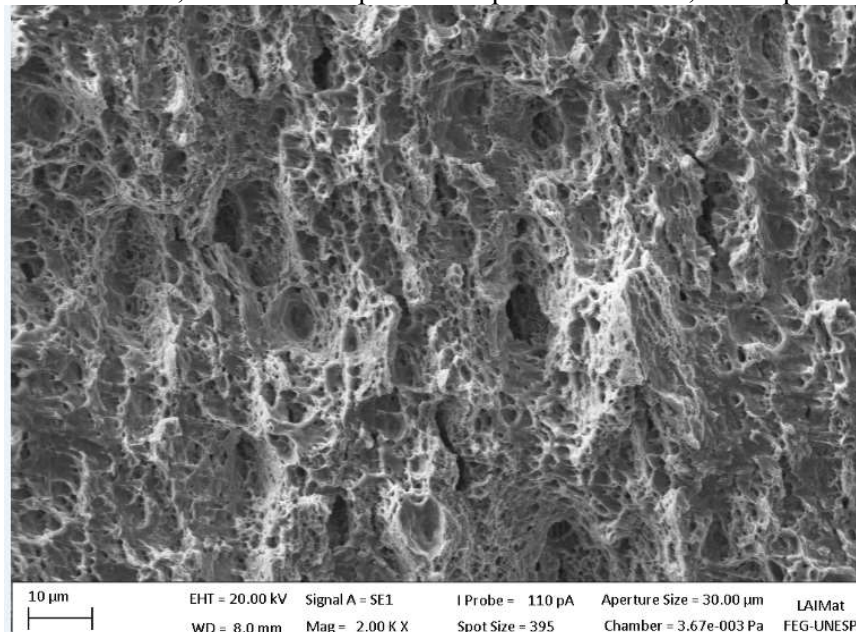
Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 96 – Análise da superfície de propagação estável da trinca de fadiga para o CDP 8-90°. É caracterizado um mecanismo de propagação transgranular, porém, não é possível observar a presença de estrias de fadiga.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 97 – Análise da superfície da ruptura final, monotônica, do CDP 8-90°, que ocorreu de maneira dúctil, caracterizada por uma superfície alveolar, com a presença de *dimples*.

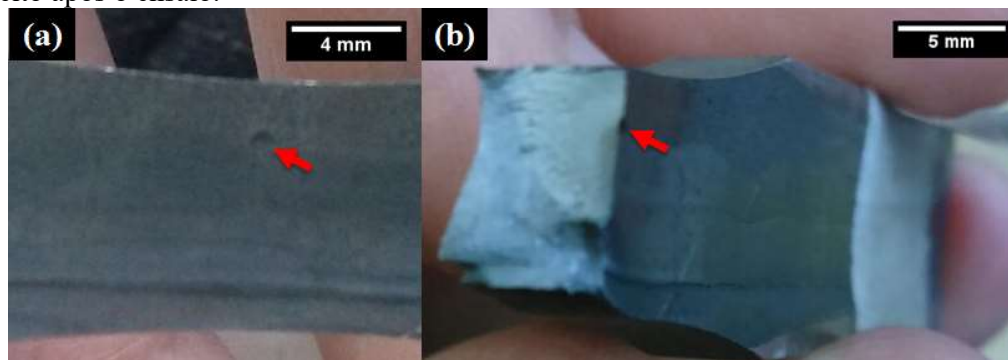


Fonte: produção do próprio autor (2015).

Além do CDP 8-90°, também foi realizada uma análise do CDP 11-JS quanto à influência do defeito do tipo calota na fratura por fadiga. A Figura 98 apresenta um detalhe da parte útil

do CDP 11-JS em que é possível notar um defeito do tipo calota identificado antes da realização do ensaio de fadiga e após o ensaio.

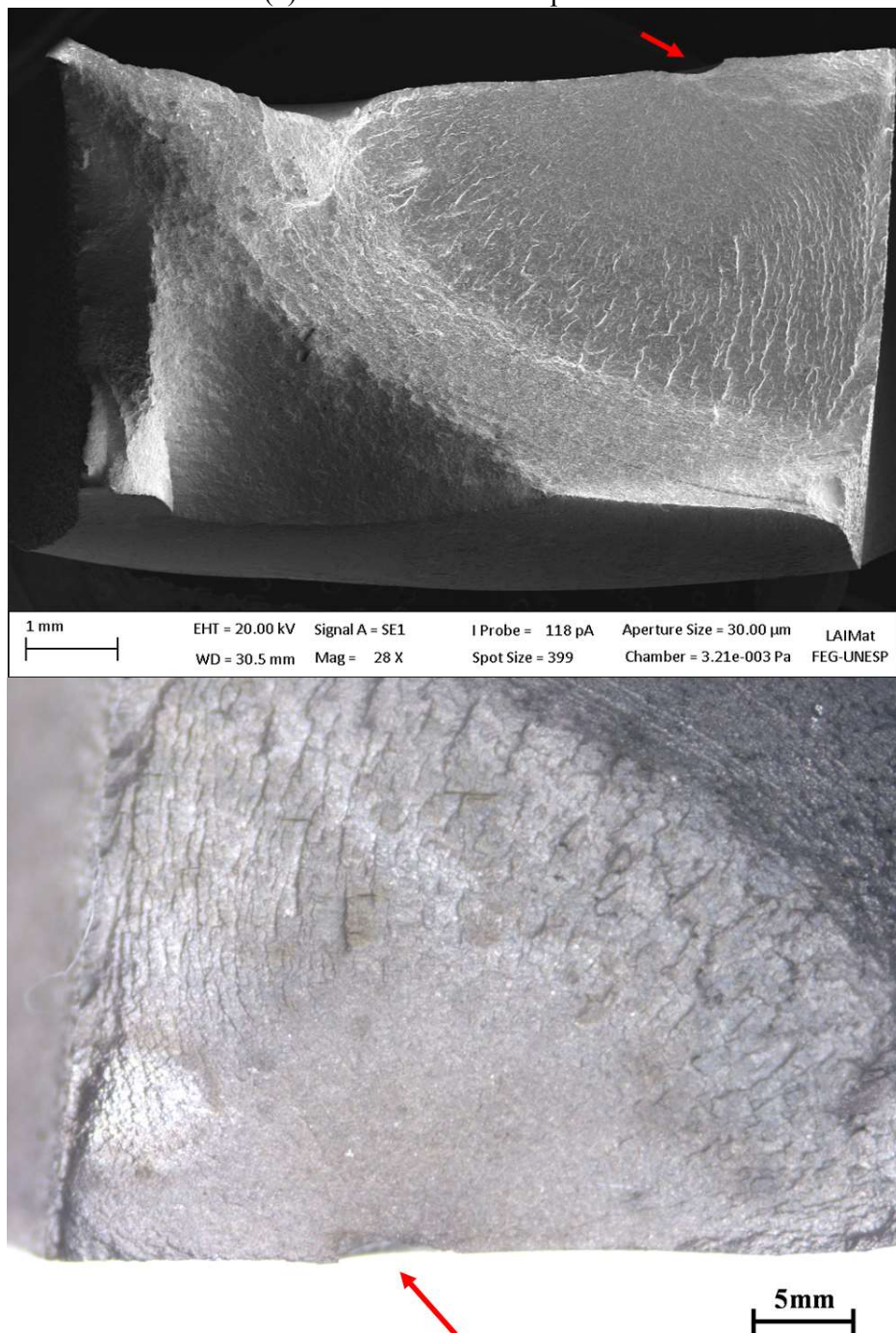
Figura 98 – Destaque de um defeito tipo calota, indicado pelas setas vermelhas, a partir do qual ocorreu nucleação de trinca de fadiga no CDP 11-JS. Em (a) o defeito antes do ensaio e em (b) o defeito após o ensaio.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

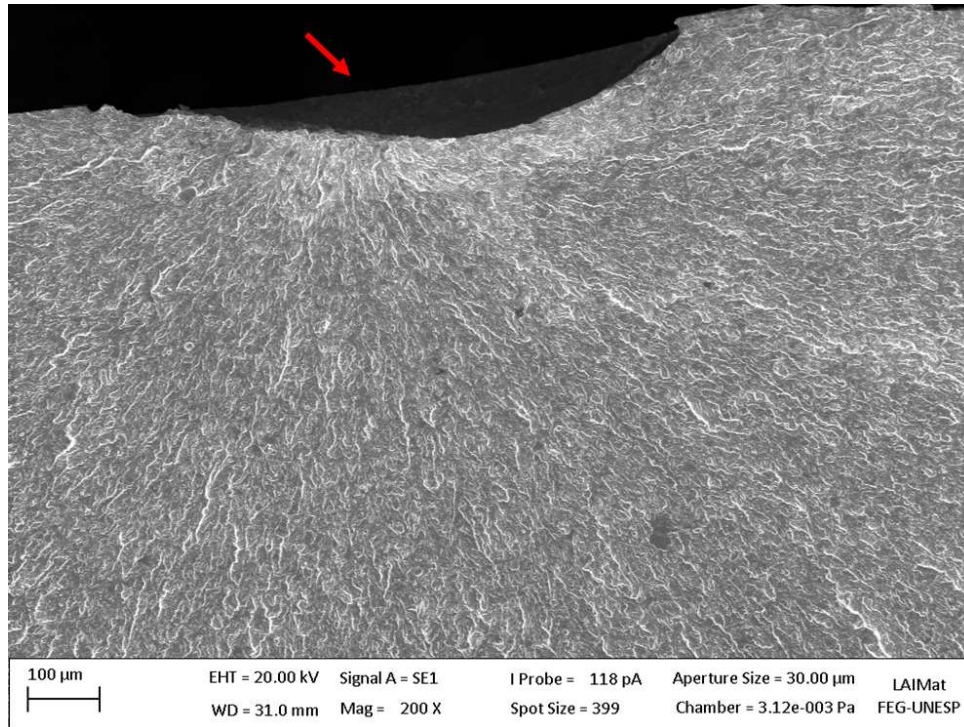
Como observado na Figura 98, o defeito do tipo calota que estava presente no CDP 11-JS serviu como um ponto de nucleação de trincas de fadiga. O defeito e a superfície de fratura podem ser observados com maiores detalhes nas macrografias apresentadas na Figura 99. Uma maior ampliação do ponto de início da trinca é apresentada na Figura 100. A partir dela é possível observar que a nucleação da trinca de fadiga de fato está relacionada à presença do defeito, que neste caso possui dimensões médias de profundidade e de diâmetro iguais a 0,08 mm e 0,82 mm respectivamente. Nota-se que apesar das diferenças entre os diâmetros dos defeitos do tipo calota dos CDPs 8-90° e 11-JS ser significativa (0,01 mm e 0,82 mm) as profundidades são similares (0,06 mm e 0,08 mm). A superfície de propagação estável da trinca de fadiga é apresentada na Figura 101, sendo possível observar um mecanismo de propagação transgranular (como nos casos anteriores) e algumas trincas secundárias. Estrias de fadiga foram detectadas e podem ser identificadas na Figura 102 em que é apresentada a transição entre a superfície de propagação estável da trinca de fadiga e a superfície instável, esta que é mais detalhada na Figura 103, em que é possível observar a superfície em que ocorreu a ruptura final, monotônica, dúctil, caracterizada pela presença de *dimples*.

Figura 99 – Macrografias da superfície de fratura do CDP 11-JS nas quais é possível observar o defeito do tipo calota a partir do qual foi nucleada a trinca principal de fadiga. Em (a) imagem obtida via MEV e em (b) através do estereoscópio.



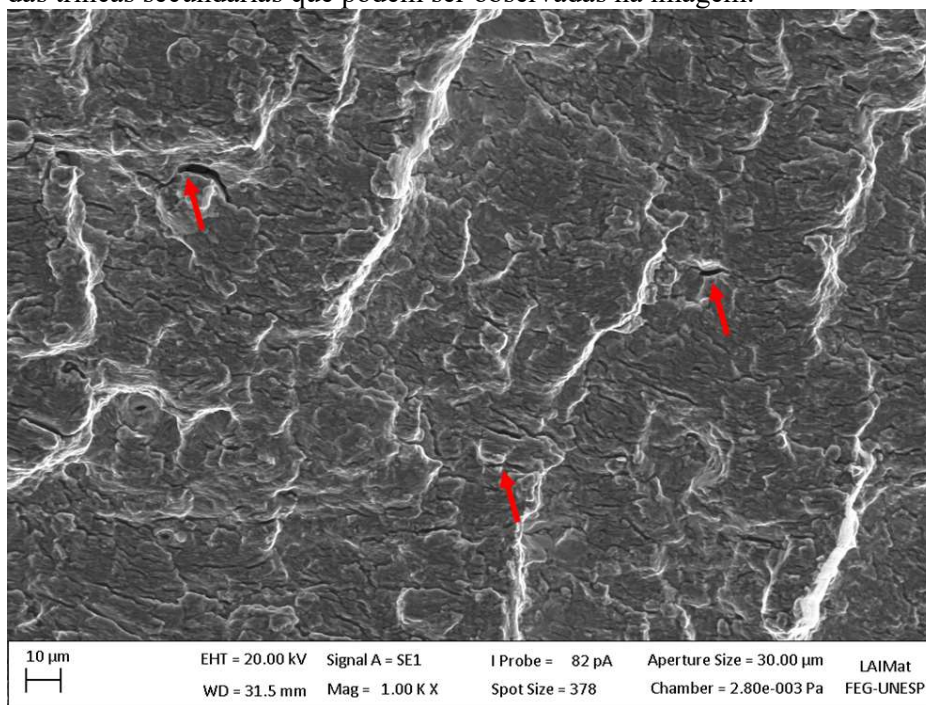
Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 100 – Defeito e ponto de nucleação da trinca principal de fadiga do CDP 11-JS, indicados pela seta vermelha.



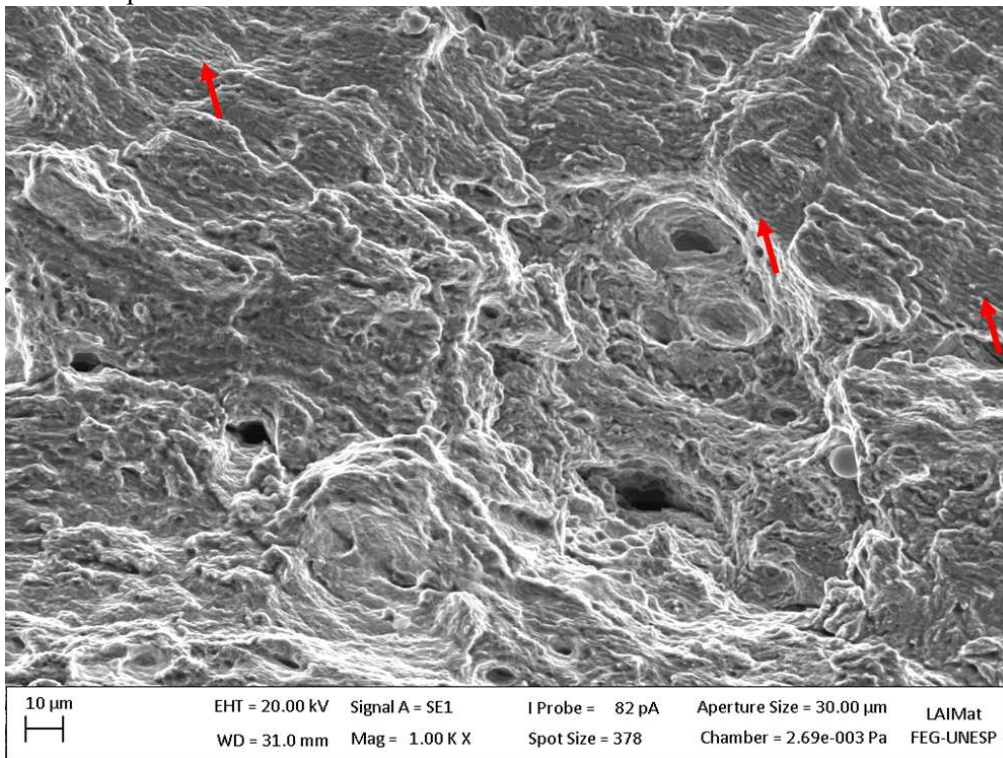
Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 101 – Superfície de propagação estável da trinca de fadiga para o CDP 11-JS, caracterizada por um mecanismo de fratura transgranular. As setas vermelhas indicam algumas das trincas secundárias que podem ser observadas na imagem.



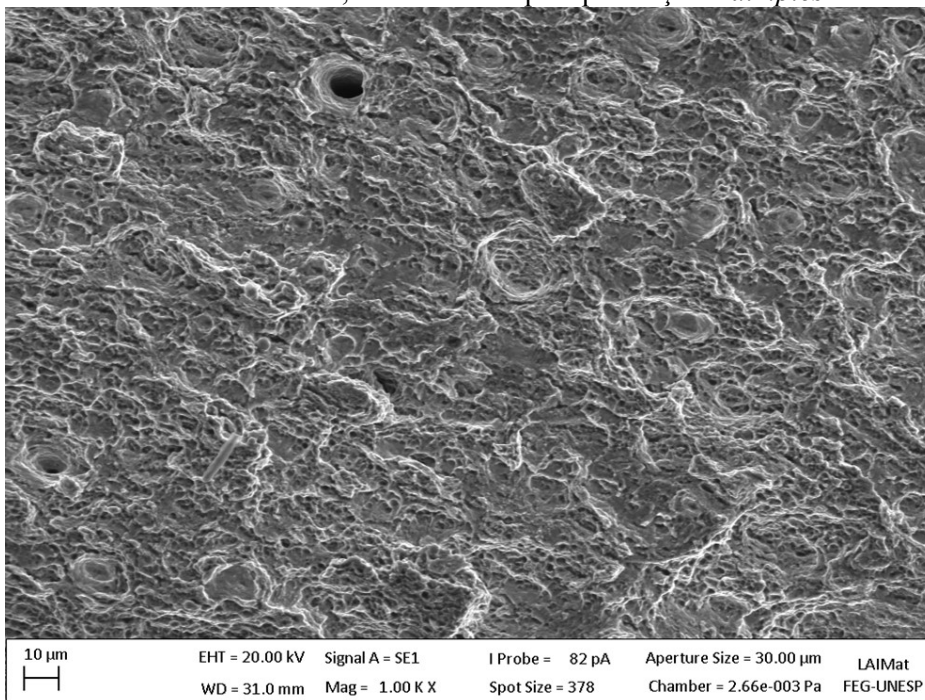
Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 102 – Zona de transição entre a superfície de propagação estável da trinca de fadiga e a ruptura final, monotônica. É possível observar a presença de estrias de fadiga algumas delas indicadas pelas setas vermelhas.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 103 - Superfície da ruptura final (monotônica) do CDP JS-11 em que é observado um mecanismo de fratura dúctil, caracterizado pela presença de *dimples*.

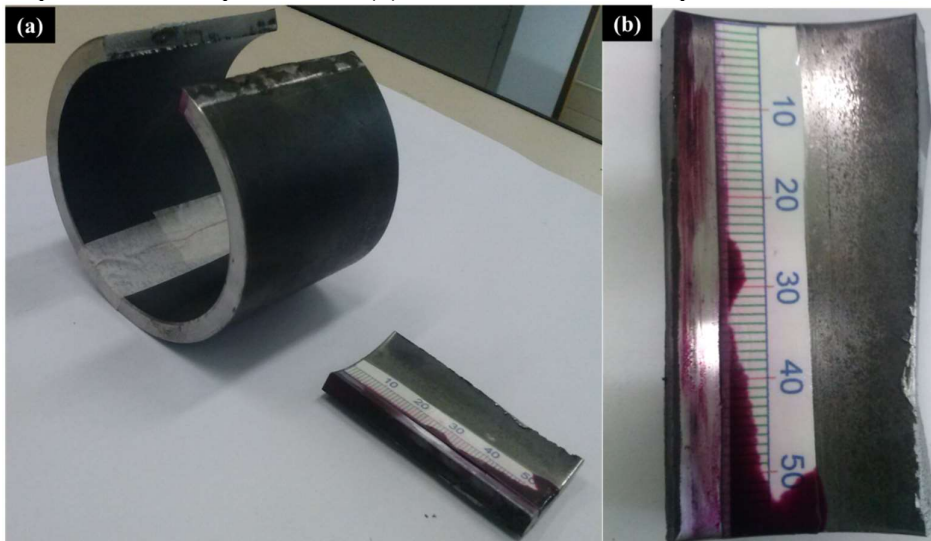


Fonte: produção do próprio autor (2015).

4.4.4.2 Análise da fratura do CDP LS-3

Como apresentado, o CDP LS-3 (referência de acordo com a Tabela 7) foi o único dos trechos de tubo o qual sofreu uma fratura “aparente” como pode ser observado na Figura 104.

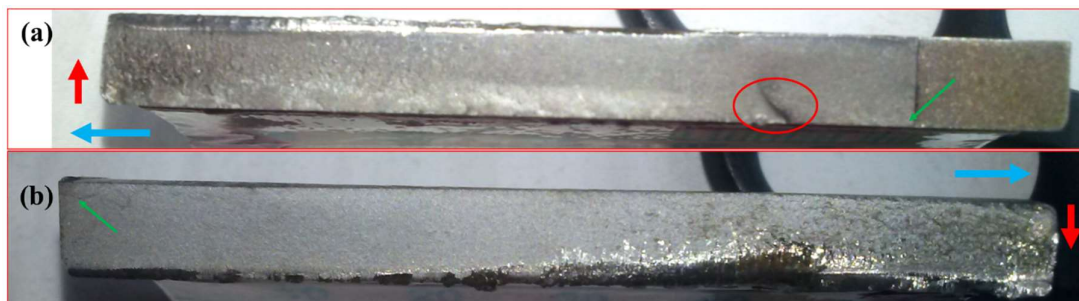
Figura 104 – Aspecto do CDP LS-3 após a realização dos ensaios. Em (a) a separação do corpo de prova em duas partes e em (b) detalhe de uma destas partes.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

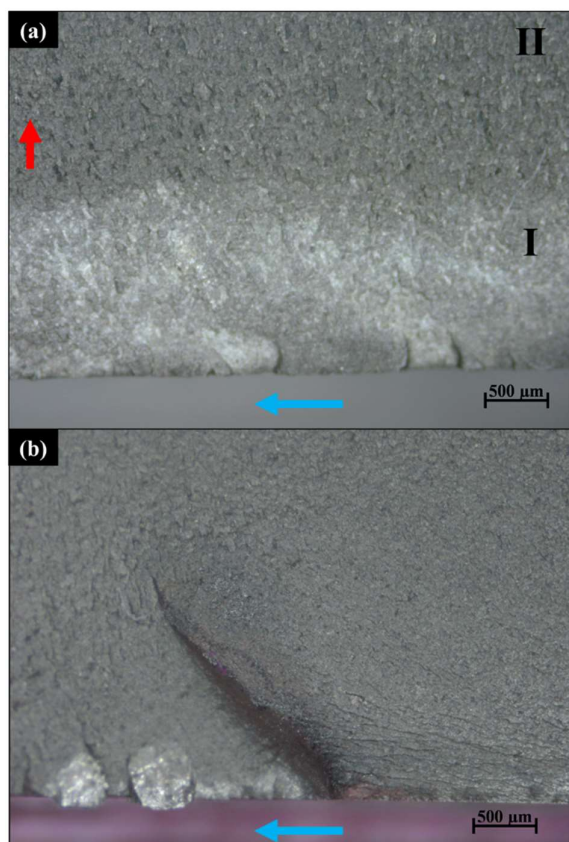
A partir da imagem geral do trecho de tubo fraturado é intuitivo compreender que ocorreram duas frentes principais de propagação de trincas de fadiga, representadas por duas superfícies de fratura. A primeira superfície é relacionada à trinca de fadiga que foi originada a partir do entalhe e levou à ocorrência da fratura que não foi “detectada” pela máquina de ensaio. A segunda superfície de fratura é relacionada a uma trinca que nucleou (após ocorrência da primeira fratura) a certa distância perimetral da linha de aplicação da carga compressiva pelo cutelo e que quando atingiu um tamanho crítico permitiu que um trecho de material fosse “separado” (ocorrência de uma fratura “secundária”) do corpo de prova, com subsequente interrupção automática do ensaio (o mecanismo já fora descrito, de maneira mais completa, na seção “4.3.2 Resultados dos ensaios de fadiga em trechos de tubos”). Estas duas superfícies podem ser observadas na Figura 105. A partir de uma ampliação da primeira superfície de fratura é possível observar que a trinca apresentou inicialmente uma propagação longitudinal próxima à superfície interior do tubo, com uma penetração da ordem de 1,44 mm e que após chegar ao final do trecho de tubo (borda oposta à do entalhe) ocorreu a propagação final, transversal como apresentado na Figura 106.

Figura 105 – Aspectos da superfície da primeira fratura em (a) e da superfície da segunda fratura em (b). As setas azuis indicam o sentido longitudinal de propagação das trincas, as setas vermelhas o sentido da propagação transversal e as setas verdes a origem das trincas (exata em (a) e aproximada em (b)). A elipse vermelha em (a) indica o ponto em que a trinca longitudinal sofre um desvio para propagar-se ao longo da linha de interface existente entre o cordão de solda e o metal base.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Figura 106 – Detalhes da superfície da primeira fratura. Em (a) é possível notar uma interface entre a primeira fase de propagação, longitudinal, e a segunda fase, transversal, representadas pelas superfícies I e II respectivamente. Em (b) é apresentada uma ampliação do ponto em que a trinca longitudinal sofre um desvio para propagar-se ao longo da interface existente entre o cordão de solda e o metal base (como indicado na Figura 105). As setas azuis indicam o sentido da propagação longitudinal da trinca e a seta vermelha o sentido da propagação transversal.



Fonte: produção do próprio autor (2015).

Acredita-se que, devido à similaridade entre as superfícies da primeira e segunda fraturas, o mecanismo de propagação tenha sido o mesmo, com a diferença de que a propagação longitudinal da segunda fratura ocorreu próxima a superfície externa do tubo (pois, para este caso, era essa a superfície que estava em um carregamento de flexão positivo) e a trinca originou-se, obviamente, não a partir de um entalhe artificial, mas sim, a partir de um defeito presente em uma das bordas do CDP LS-3.

5. CONCLUSÕES

A partir da análise dos estudos realizados nos tubos de aço API 5CT N80 tipo Q se pode concluir que:

1. Quanto as propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração, observou-se que não há diferença significativa entre as tensões de escoamento e de ruptura das amostras retiradas da posição 90° e da JS. Contudo há evidências de que o limite de resistência à tração é maior para a posição 90°.
2. Quanto aos resultados dos ensaios de fadiga axiais, observa-se que as amostras retiradas da posição 90° são mais resistentes que aquelas retiradas da JS, o que indica que a o processo HFIW impacta de maneira negativa nas propriedades do tubo, mesmo após a homogeneização decorrente do processo de têmpera e revenimento. Os corpos de prova axiais, diferentes daqueles propostos pelas normas vigentes, apresentaram potencial para serem utilizados como opção para o ensaio de amostras retiradas diretamente de tubos. O autor também propõe uma metodologia para a utilização de equações para o cálculo dos efeitos de concentração de tensões em fadiga devido a entalhes (ou outros defeitos) com a obtenção de equações do tipo $K_{D,R} = f(S)$ ou $K_D = f(S,R)$.
3. O teste do dispositivo para realização de ensaios diretamente em trechos de tubo foi bastante satisfatório e aparentemente a metodologia proposta tem potencial para ser utilizada como um padrão para ensaios de fadiga em tubulações. Ressalta-se, contudo, que devem ser testadas novas maneiras de interrupção automática dos ensaios através de um controle de carga mais estreito.
4. Os perfis de microdureza levantados indicam uma anisotropia radial dos tubos, sendo o diâmetro externo mais duro em média que o diâmetro médio, algo que pode estar potencialmente relacionado ao processo de conformação mecânica das chapas ou da profundidade de penetração do tratamento térmico de têmpera.
5. A microestrutura observada no tubo é basicamente a de martensita revenida e não há ZTA bem definida, contudo, a LS é bastante evidente nas amostras tangenciais longitudinais. O aço estudado também apresenta uma grande quantidade de inclusões de diversos tipos.

6. Quanto ao estudo das fraturas dos corpos de fadiga axiais, não há evidência da contribuição das inclusões no processo de nucleação de trincas. Contudo, deve ser ressaltado que os defeitos presentes no tubo, oriundos do processo de fabricação, podem servir como pontos de nucleação de trincas de fadiga e que, portanto, não deveriam estar presentes no produto final.

7. REFERÊNCIAS

ALBUQUERQUE, M. C. S. **Comportamento à fadiga de juntas soldadas de tubulações marítimas tratadas pela técnica TIG Dressing**. 2004. 190 f. Tese (Doutorado em Engenharia de Processos) – Centro de Ciências e Tecnologia, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, 2004.

ALÍPIO, P. H.; BARBOSA, C.H.; BRITO, V. L.; NUNES, C. A.; RATNAPULI, R. C. Evolução dos aços para tubos API utilizados no transporte de óleo e gás. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIAS DOS MATERIAIS, 14, 2000, São Pedro. **Anais...** São Pedro: CBECIMAT, 2000. p. 45801-45813.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1823 – 13**: Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing. West Conshohocken: ASTM International, 2013. 25p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E45 – 05**: Standard Test Methods for Determining Inclusion Content of Steel. West Conshohocken: ASTM International, 2005. 19p.

ANDERSON, T.L. **Fracture mechanics: Fundamentals and applications**. Florida: CRC Press, 2005. 640 p.

ANDREWS, R. M.; BATTLE, A. D.M. **Developments in Fracture Control Technology for Gas Pipelines Utilizing High Strength Steels**. Fornebu: IGU, 2003. 11p. Disponível em: <http://members.igu.org/html/wgc2003/WGC_pdffiles/10127_1045835094_14215_1.pdf>. Acesso em 3 ago. 2015.

ANP – AGÊNCIA NACIONAL DO PETRÓLEO, GÁS E BIOCOMBUSTÍVEIS. **Anuário Estatístico Brasileiro do Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis 2014**. Rio de Janeiro: ANP, 2014. 247 p.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 5CT** – Specification for Casing and Tubing. Washington: API Publishing Services, 2011. 296p.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 5L** – Specification for Line Pipe. Washington: API Publishing Services, 2008. 168p.

ARRUDA, M. D. S. V.; MARTINS, A. L. M.; LAGES, E. N. Otimização dos flutuadores de *risers* com catenária em configuração complexa. **Semina: Ciências Exatas e Tecnológicas**, Londrina, v. 33, n° 2, p. 149-164, jul./dez. 2012.

ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook Volume 19: Fatigue and Fracture**. Materials Park: ASM International, 1996. 2591p.

ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook Volume 11: Failure Analysis and Prevention**. Materials Park: ASM International, 2002. 1164p.

ASM INTERNATIONAL. **Elements of Metallurgy and Engineering Alloys**. Materials Park: ASM International, 2008. 672p.

ASM INTERNATIONAL. **Metallographer's Guide: Irons and Steels** - Chapter 1: Introduction to Steels and Cast Irons. Materials Park: ASM International, 2002. 11p. Disponível

em: <http://www2.asminternational.org/content/ASM/StoreFiles/06040G_Chapter_1.pdf>. Acesso em 4 ago. 2015.

BAI, Y.; BAI, Q.; **Subsea pipelines and risers**. Oxford: Elsevier, 2005. 812p.

BAI, Y.; BAI, Q. **Subsea Structural Engineering Handbook**. Burlington: Gulf Professional Publishing (imprinting of Elsevier), 2012. 960p.

BAI, Y., BAI, Q. **Subsea Pipeline Design, Analysis, and Installation**. Waltham: Gulf Professional Publishing (imprinting of Elsevier), 2014. 824p.

BALMORAL GROUP. Disponível em: <<http://www.balmoral-group.com/balmoral-offshore/index.php/downloads/white-papers/item/95-a-technical-guide-to-viv-suppression>>. Acesso em: 11 abr. 2015.

BANNANTINE, J. A.; COMER, J. J.; HANDROCK, J. L. **Fundamentals of Metal Fatigue Analysis**. Englewood Cliffs, Prentice Hall, 1990. 271p.

BARBOSA, V. S. **Investigação experimental da tenacidade em tubos de aço API 5L X70 soldados pelo processo HF/ERW**. 2011. 147 f. Trabalho de conclusão de curso (Graduação em Engenharia de Materiais) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

BARBOSA, V. S. **Avaliação da Integridade Estrutural em um Tubo de Aço API 5L X70 Através da Propagação de Trincas de Fadiga**. 2014. 198 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2014.

BEIDOKHTI, B.; KOUKABI, A. H.; DOLATI, A. Influences of titanium and manganese on high strength low alloy SAW weld metal properties. **Materials Characterization** v. 60, Issue 3, p. 225-233, mar. 2009.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos. São Paulo: ABM, 1990. 576 p.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. São Paulo: Edgard Blücher, 1974. 411p.

CUI, W., HUANG, X., WANG, F. **Towards a Unified Fatigue Life Prediction Method for Marine Structures**. Hangzhou: Zhejiang University Press, 2014. 281p.

DEVEREUX, S. **Practical Well Planning and Drilling Manual**. Tulsa: PenWell, 1998. 522p.

DOWLING, N. E. **Mechanical Behavior of Materials**: engineering methods for deformation fracture and fatigue. Upper Saddle River: Pearson Prentice Hall, 2007. 915p.

DURELLI, A. J.; LIN, H. Y.; Stresses and displacements on the boundaries of circular rings diametrically loaded. **Journal of Applied Mechanics: Design Data and Methods**, v. 53, p.213-219, mar. 1986.

EPE - Empresa Pesquisa Energética. **Balanco Energético Nacional**: Relatório Síntese 2015. Rio de Janeiro: Ministério de Minas e Energia, 2015. 62p.

FGV PROJETOS. Rio de Janeiro: Fundação Getúlio Vargas, ano 05, n. 15, abril 2012. 68p. Disponível em: < <http://fgvprojetos.fgv.br/publicacao/o-mercado-do-petroleo-oferta-refino-e-preco> >. Acesso em: 01 fev. 2015.

GABBI, R.; **Modelagem matemática do escoamento turbulento em canal axissimétrico com bluff body**. 2013. 92 f. Dissertação (Mestrado em Modelagem Matemática) – Departamento de Ciências Exatas e Engenharias, Universidade Regional do Noroeste do Estado do Rio Grande do Sul, Ijuí, 2013.

GEMELLI, E. **Corrosão de Materiais Metálicos e Sua Caracterização**. Rio de Janeiro: LTC, 2001. 183p.

GENTIL, V. **Corrosão**. Rio de Janeiro: LTC, 2007. 345p.

GODOY, J. M. **Estudo da ocorrência de trinca por fadiga em tubos de aço soldados, devido ao transporte**. 2008. 132 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2008.

GORNI, A. A.; SILVEIRA, J. H.D.; REIS, J. S. S. Metalurgia dos aços microligados usados na fabricação de tubos soldados com grande diâmetro. **Tubo e Companhia**, ano vi, n. 56, p.52-63, set-out. 2009.

GUENNEC, B.; UENO, A.; SAKAI, T.; TAKANASHI, M.; ITABASHI, Y. Effect of loading frequency in fatigue properties and micro plasticity behavior of JIS S15C low carbon steel. **International Journal of Fatigue**, v. 66, p. 29-38, set. 2014.

HOPKINS, P. **OIL AND GAS PIPELINES: Yesterday and Today**. Disponível em: <http://www.engr.mun.ca/~spkenny/Courses/Undergraduate/ENGI8673/Reading_List/2007_Hopkins.pdf>. Acesso em 28 jul. 2015.

INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION – IMOA. **Oil Country Tubular Goods**. Disponível em: <<http://www.imoa.info/molybdenum-uses/molybdenum-grade-alloy-steels-irons/oil-country-tubular-goods.php>>. Acesso em: 27 jul. 2015.

LEE, P. E. J. **Introduction to Offshore Pipelines and Risers**. Houston: 2007. 170p.

JAMES, M. N. Fracture-Safe and Fatigue-Reliable Structures. **Frattura ed Integrità Strutturale**, v. 8, n. 30, p. 293-303, out. 2014. Disponível em: <<http://www.gruppofrattura.it/pdf/fig/numero30/#>>. Acesso em: 13 maio 2015.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. Hoboken: John Wiley & Sons, 2003. 461p.

KRAUSPENHAR, T. L.; **Avaliação da resistência à corrosão-fadiga do aço API 5CT P110 em meio aquoso salino contendo H₂S**. 2012. 92 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia, área de concentração: Ciência dos Materiais) – Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2012.

LIM, K. T.; TELLIER, E.; HOWELLS, H. **Wellhead, Conductor and Casing Fatigue Causes and Mitigation**. Disponível em: <<http://www.2hoffshore.com/documents/papers/02a0d008fddfea4d577adb6cb009c4ab-2012-DOT-Wellhead-Conductor-and-Casing-Fatigue-Causes-and-Mitigation.pdf>>. Acesso em 27 jul. 2015.

LIMA, A. J.; **Análise de dutos submarinos sujeitos a vibrações induzidas por vórtices**. 2007.120 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Civil) - COPPE, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2007.

MAKKONEN, M. Statistical size effect in the fatigue limit of steel. **International Journal of Fatigue**, v. 23, Issue 5, p. 395-402, maio 2001.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2011. 362p.

MARK TOOL CO. INC. Disponível em: <
<http://marktool.com/catsubcat/catsubcatdisplay.asp?p1=730&p9=CSC1&rewrite=Y&PF=Y>>.
 Acesso em: 11 abr. 2015.

MCKELVEY, S. A.; FATEMI, A. Surface finish effect on fatigue behavior of forged steel. **International Journal of Fatigue**, v. 36, Issue 1, p. 130-145, mar. 2012.

MELO, L. C. R. **Desenvolvimento de tubo ARBL contendo 1Cr 0,2Mo fabricado pelo processo ERW/HF destinado à indústria de petróleo e gás**. 2013. 135 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

MOHAMMED, A. A.; RAO, S.; LOBLEY, G. R. Pipeline failure by transite fatigue. **Journal of Failure Analysis and Prevention**, v. 9, Issue 1, p. 35-38, fev. 2009.

MORAIS, J. M., **Petróleo em águas profundas: uma história tecnológica da Petrobras na exploração e produção offshore**. Brasília: Ipea: Petrobrás, 2013. 424 p.

MURAKAMI, Y. **Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions**. Oxford: Elsevier Science, 2002. 269p.

NAKAI, Y.; HIWA, C.; IMANISHI, T.; HASHIMOTO, A. Size Effect on Fatigue Strength of Metallic Micro-Materials. In: Asian-Pacific Conference on Fracture and Strength, 3, 1999, Xian. **Proceedings...** Xian: APCFS, 1999. CD-ROM.

NASCIMENTO, M. P. **Avaliação da tenacidade em tubos de aço API X70 e X80 soldados pelo processo HF/ERW**. 2009. 124 f. Projeto científico (Pós-doutorado em Engenharia Mecânica, Área de Materiais) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2009.

NATHAN, S. R.; BALASUBRAMANIAN, V.; MALARVIZHI, S., RAO, A. G. Effect of welding processes on mechanical and microstructural characteristics of high strength low alloy naval grade steel joints. **Defence Technology**, v. 11, Issue 2, p. 99-184, jun. 2015.

NONAKA, I.; SETOWAKI, S.; ICHIKAWA, Y. Effect of load frequency on high cycle fatigue strength of bullet train axle steel. **International Journal of Fatigue**, v. 60, p. 43-47, mar. 2014.

NORTON, R. L. **Projetos de Máquinas: uma abordagem integrada**. Porto Alegre: Bookman, 2013. 1030p.

NOVÝ, F., BOKŮVKA, O., TRŠKO, L., CHALUPOVÁ, M. Ultra High Cycle Fatigue of Materials. **Annals of Faculty Engineering Hunedoara – International Journal of Engineering, Hunedoara**, v. 10, n. 2, p. 231-234, 2012. Disponível

em:<<http://annals.fih.upt.ro/pdf-full/2012/ANNALS-2012-2-38.pdf> >. Acesso em: 26 abr. 2016.

MAY, M.E., PALIN-LUC, T., SAINTIER, N., DEVOS, O. Effect of Corrosion on the High Cycle Fatigue Strength of Martensitic Stainless Steel X12CrNiMoV12-3. **International Journal of Fatigue**, v. 47, p. 330-339, fev. 2013.

O'BRIEN, R. L. **Welding Handbook: Volume 2 - Welding Processes**. Miami: American Welding Society, 1991.955p.

PALIN LUC, T., MORAL, R. P., BATHIAS, C., DOMINGUEZ, G., PARIS, C. P., ARANA, J. L. Fatigue crack initiation and growth on a steel in the very high cycle regime with sea water corrosion. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 77, Issue 11, p. 1953-1962, jul. 2010.

PASTOUKHOV, V. A.; VOORWALD, H. J. **Introdução à mecânica da integridade estrutural**. São Paulo: Editora UNESP, 1995.192p.

PAPAVINASAM, S. **Corrosion Control in the Oil and Gas Industry**. Waltham: Gulf Professional Publishing (imprinting of Elsevier), 2014. 992p

PEREIRA, C. P. M. **Mecânica dos Materiais Avançada**. Rio de Janeiro: Editora Interciência, 2014. 432p.

PETROBRÁS – Petróleo Brasileiro S/A. Disponível em: <<http://www.investidorpetrobras.com.br/pt/destaques-operacionais/producao/producao-mensal-de-oleo-e-gas-natural-brasil-e-internacional/producao-mensal-de-oleo-e-gas-natural-brasil-e-internacional.htm>>. Acesso em: 01 fev. 2015.

PILKEY, W. D. **Peterson's Stress Concentration Factors**. Nova Iorque: John Wiley & Sons, 1997. 524p.

POOK, L. **Metal Fatigue: what is it, why it matters**. Dordrecht: Springer, 2007. 264p.

RANKINE, W. J. M. On the causes of the unexpected breakage of the journals of railway axles; and on the mean of preventing such accidents by observing the law of continuity In their construction. **Journal of the Franklin Institute**, 36, n. 3, p. 178-180, set. 1843.

RENPU, W. **Advanced Well Completion Engineering**. Waltham: Gulf Professional Publishing (imprinting of Elsevier), 2011. 715p

RIBEIRO, P. A. R.; **Desprendimento de vórtices e controle em esteira de cilindros por simulação numérica direta**. 2002. 94 f. Dissertação (Mestrado em Recursos Hídricos e Saneamento Ambiental) – Instituto de Pesquisas Hidráulicas, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2002.

RIVA, I. R.; **Análise de fadiga de estruturas metálicas com ênfase em offshore**. 2004. 104 f. Trabalho de conclusão de curso (Graduação em Engenharia Civil) – Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2004.

RODRIGUES, V. C.; **Análise de fadiga em risers submetidos a vibrações induzidas por desprendimento de vórtices (VIV)**. 2011. 176 f. Trabalho de conclusão de curso (Graduação em Engenharia Civil). Escola Politécnica – Universidade Federal do Rio de Janeiro: Rio de Janeiro, 2011.

ROSA, E. **Análise de Resistência Mecânica de Peças e Componentes Estruturais: Mecânica da Fratura e Fadiga**. Florianópolis: GRANTE - UFSC (Grupo de Análise e Projeto Mecânico – Universidade de Santa Catarina), 2002. 399 p. Disponível em: <<http://grante.ufsc.br/download/Fadiga/FADIGA-Livro-Edison-da-Rosa.pdf>>. Acesso em: 10 jul. 2015.

SAGARA, M.; YAMADA, K.; TANIYAMA, A.; OGAWA, K.; MOTOYAMA, D.; TAKABE, H.; AMAYA, H.; UEDA, M. Development for Material and Application Technique of Stainless Steel Line Pipes. **Nippon Steel & Sumitomo Metal Technical Report**, n. 107, p. 59-64, fev. 2015.

SÃO PAULO (Estado). Secretaria de Energia. **Petróleo e Derivados**. Disponível em: <<http://www.energia.sp.gov.br/portal.php/petroleo-e-derivados>>. Acesso em: 01 fev. 2015.

SCHIJVE, J. **Fatigue of Structures and Materials**. Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 2001. 513p.

SCHÜTZ, W. A History of Fatigue. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 54, n. 2, p. 263-300, maio 1996.

SPE – SOCIETY OF PETROLEUM ENGINEERS **Casing and Tubing**. Disponível em: <http://petrowiki.org/Casing_and_tubing>. Acesso em 28 jul. 2015a.

SPE – SOCIETY OF PETROLEUM ENGINEERS **International standards for tubing**. Disponível em: <http://petrowiki.org/International_standards_for_tubing>. Acesso em 03 ago. 2015b.

SHIGLEY, J. E.; MISCHE, C. R.; BUDYNAS, R. R. **Projeto de Engenharia Mecânica**. Porto Alegre: Bookman, 2005. 960 p.

SINGH, A.; LIN, Y.; LIU, W.; KUANHAI, D.; PAN, J.; HUANG, B.; REN, C.; ZENG, D. A study on the inhibition of N80 steel in 3.5% NaCl solutions saturated with CO₂ by fruit extract of Ginkgo biloba. **Journal of the Taiwan Institute of Chemical Engineers**, v.45, Issue 9, p. 1918-1926, jul. 2014.

SOUZA, S. A. **Ensaaios Mecânicos de Materiais Metálicos**. São Paulo, Edgard Blücher, 1977. 221p.

SOUZA, S.R.M.; FILHO, A. C. P.; DUTRA, M. S. Estudo de falhas em *risers* fabricados em material compósito. In: PDPETRO, 4, 2007, Campinas. **Anais...** Campinas: ABPG, 2007. 10p.

SURESH, S. **Fatigue of Materials**. New York: Cambridge University Press, 2004. 679p.

TENARIS. **Risers**. Disponível em: <<http://www.tenaris.com/en/products/offshorelinepipe/risers.aspx>>. Acesso em 01 fev. 2015.

TIAN, H. **Effects of Environment and Frequency on the Fatigue Behavior of the Spallation Neutron Source (SNS) Target Container Material – 316 LN Stainless Steel**. 2003. 273 f. Tese (Doutorado em Ciência dos Materiais e Engenharia) - University of Tennessee. Knoxville, 2003.

THOMAS, J. E. **Fundamentos de engenharia de petróleo**. Rio de Janeiro: Editora Interciência, 2001, 271p.

TOTTEN, G. Fatigue Crack Propagation. **Advanced Materials & Processes**, v. 166, Issue 5, p. 39-41, maio 2008. Disponível em: < http://www.asminternational.org/emails/enews/amp_pdfs/amp16605p039.pdf >. Acesso em 14 ago. 2015.

TWI – The Welding Institute. **What is high frequency (HF) induction welding?** Disponível em: < <http://www.twi-global.com/technical-knowledge/faqs/process-faqs/faq-what-is-high-frequency-hf-induction-welding/> >. Acesso em 06 ago. 2015.

WALTERS, C. L.; ALVARO, A.; MALJAARS, J. The effect of low temperatures on the fatigue crack growth of S460 structural steel. **International Journal of Fatigue**, in press (corrected proof), mar. 2015.

U.S. INTERNATIONAL TRADE COMMISSION. **Oil Country Tubular Goods from Austria, Brazil, China, France, Germany, India, Indonesia, Romania, South Africa, Spain, Turkey, Ukraine and Venezuela**. Publication 3511, n. 701-TA-428 and 731-TA-992-994 and 996-1005 (Preliminary). Washington: United States Trade Commission, 2002. 50p. Disponível em: <http://www.usitc.gov/publications/701_731/pub3511.pdf>. Acesso em 27 jul. 2015.

VALADÃO, A. M. F.; **Análise de fadiga de estruturas offshore tipo topside – estudo de caso**. 2011. 73 f. Trabalho de conclusão de curso (Graduação em Engenharia Civil) – Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2011.

VERLINDEN, B.; DRIVER, J.; SAMAJDAR, I.; DOHERTY, R. D. Thermo-mechanical processing of steel. In: **Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials**. Oxford: Elsevier Science, 2007. p. 405-448.

VOORT, G. F. V. Metallography of Welds. **Advanced Materials & process**, v.169, Issue 6, p. 20-23, jun. 2011.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem: processos e metalurgia**. São Paulo: Editora Edgard Blücher, 1992, 494p.

XIE, H.; DU, L. X.; HU, J.; MISRA, R. D. K. Microstructure and mechanical properties of a novel 1000 MPa grade TMCP low carbon microalloyed steel with combination of high strength and excellent toughness. **Materials Science & Engineering A**, v. 612, p. 123-130, ago. 2014.

ZHANG, X., LI, S. LIANG, R., AKID, R. Effect of corrosion pits on fatigue life and crack initiation. In: International Conference on Fracture, 13, 2013, Beijing. **Proceedings...** Beijing: ICF, 2013.

ZHU, L. M.; LIU, L. L.; XUAN, F. Z. Effect of frequency on very high cycle fatigue behavior of a low strength Cr-Ni-Mo-V steel welded joint. **International Journal of Fatigue**, v. 77, p. 166-173, p. 166-173.

ZHU, S. D.; FU, A. Q.; MIAO, J.; YIN, Z. F.; ZHOU, G. S.; WEI, J. F. Corrosion of N80 carbon steel in oil field formation water containing CO₂ in the absence and presence of acetic acid. **Corrosion Science**, v. 53, Issue 10, p. 3156-3165, out. 2011.