

UNESP
Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

Guaratinguetá
2013

BRUNO CESAR MILANO BOBILHO

ESTUDO DO COMPORTAMENTO EM FADIGA DE UM TUBO DE AÇO
MICROLIGADO, GRAU API 5L X70.

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

Orientador: Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento

Guaratinguetá
2013

Bobilho, Bruno Cesar Milano
B663e Estudo do comportamento em fadiga de um tubo de aço microligado, grau API 5L X70 / Bruno Cesar Milano Bobilho – Guaratinguetá : [s.n], 2013.
62 f : il.
Bibliografia: f. 59-62

Trabalho de Graduação em Engenharia Mecânica – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2013.
Orientador: Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento

1. Aço – fadiga 2. Petróleo 3. Gás I. Título

CDU 620.178.3

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO EM FADIGA DE UM
TUBO DE AÇO MICROLIGADO, GRAU API 5L
X70.**

BRUNO CESAR MILANO BOBILHO

ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO
PARTE DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE
"GRADUADO EM ENGENHARIA MECÂNICA"


APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Prof. Dr. ANTONIO WAGNER FORTI
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


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


Prof. Dr. ANGELO CAPORALLI FILHO
UNESP-FEG


Eng. Me. RENATO ARAÚJO BARROS
UNESP-FEG

de modo especial dedico este trabalho aos meus pais, Laércio e Lilian que sempre me incentivaram e apoiaram nessa jornada vitoriosa

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus pela saúde e sabedoria que rendeu a oportunidade de realizar um sonho.

Ao meu orientador, *Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento*, que confiou a mim a realização deste trabalho. Sem a sua orientação, dedicação e auxílio, o estudo aqui apresentado não se concretizaria.

Aos meus pais, *Laércio e Lilian*, que sempre me deram todo apoio e muita força em momentos de dificuldades, por meio de um amor incondicional;

Às minhas avós, *Aérea e Regina (in memoriam)*, por suas constantes orações e pela bondade e sabedoria compartilhadas;

À minha família, pelo total apoio e suporte em todas as etapas de minha vida, em especial à minha prima *Samantha* da qual tenho muito orgulho pelo carinho e dedicação;

À minha namorada *Bárbara Leite*, por todo incentivo, pelo amor e respeito demonstrados;

Aos *amigos de república*, por terem sido meus irmãos durante tanto tempo, proporcionando grandes momentos de diversão, alegria e companheirismo;

À *Republica WC Kzona*, por me acolher e proporcionar os melhores momentos de minha vida, momentos esses que guardarei na memória para o resto da vida;

Aos meus amigos: *Bruno Seki e Diego Almeida* pelo apoio nos estudos e momentos de descontração;

Aos meus amigos de São Paulo: *Paulo Victor, Flavia González, Monique Moreira e Thiago Coelho* pelos anos de amizade e companheirismo;

Aos amigos que criei na *Empresa VJR Comercial* durante o ano de estágio, em especial ao meu orientador *Engenheiro Vitor Ramos* pelo conhecimento oferecido;

A todo Departamento de Materiais e Tecnologia, em especial ao *Sr. Manoel Francisco dos Santos Filho*, pela realização dos ensaios de fadiga e de tração.

BOBILHO, B. C. M. Estudo do comportamento em fadiga de um tubo de aço microligado, grau API X70. 2013. 62f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

RESUMO

Este trabalho focaliza um estudo sobre o comportamento em fadiga de um aço microligado grau API 5L X70, utilizado em linhas dutoviárias para transporte de petróleo e gás. Estes tipos de aço apresentam excelentes valores de resistência mecânica e ductilidade e por isso aumentou seu estudo impulsionado pelo aumento da demanda de petróleo e especialmente gás natural que por consequência, eleva a necessidade de construção de novos dutos para o transporte destes produtos. As unidades de extração de petróleo, compostas pelos *risers* (dutos que ligam o poço de petróleo ao navio), são dimensionadas para permanecer instaladas por períodos de 20 a 30 anos e em ambiente marinho, um ambiente hostil pela alta pressão, corrosão, baixas temperaturas e pelos esforços causados pelo movimento das águas e marés. Para análise, foram obtidas as curvas S-N (tensão *versus* número de ciclos) através de dados coletados de corpos de prova cilíndricos longitudinais, transversais e retirados da região de solda do tubo, ensaiados em conformidade com a norma ASTM E466. Foram realizados ensaios de tração para caracterização das propriedades mecânicas das amostras e das juntas soldadas, e concluído que os valores obtidos atendem as especificações da norma API 5L. Para caracterizar microestruturalmente o material, também foi feita a análise metalográfica das regiões do metal-base e da ZTA. Os resultados obtidos nos ensaios de tração comprovaram o atendimento do material-base às especificações da norma API 5L. Os resultados dos ensaios de fadiga demonstraram maior vida para os corpos de prova retirados da direção longitudinal do tubo, seguido por aqueles na direção transversal e, por fim, os da junta soldada. As origens das trincas de fadiga foram determinadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV).

PALAVRAS-CHAVE: Aços ARBL, Solda, Petróleo e Gás, Fadiga.

BOBILHO, B. C. M. Study of the fatigue behavior of a microalloyed steel pipe, API X70 grade. 2013. 62 f. Graduate Work (Graduate in Mechanical Engineering) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

ABSTRACT

This work focuses on a study on the fatigue behavior of a microalloyed steel API 5L X70, used in pipes lines to transport oil and gas. These types of steels have excellent mechanical resistance values and ductility and therefore increased their study driven by increased demand for oil and especially natural gas, which consequently raises the need to build new pipelines to transport these products. The oil extraction units, composed of the risers (pipelines connecting the oil well to the ship), are dimensioned to remain installed for periods of 20 to 30 years in the marine environment, a hostile environment for high pressure, corrosion, low temperatures and the stresses caused by the movement of water and tides. For analysis, the S-N (stress versus number of cycles) curves were obtained from data collected from bodies-of-proof cylindrical longitudinal, transverse and that one removed from the weld area of the pipe, tested in accordance with ASTM E466. Tensile tests were performed for characterizing the mechanical properties of the samples and welded joints, concluded that the values meet the specifications of the standard API 5L. To characterize microstructural material, also metallographic analysis was made of regions of the base metal and the HAZ. The results of fatigue tests demonstrated a higher life for the specimens removed from the longitudinal direction the pipe, followed by those in the transverse direction and, finally, the welded joint. The origins of the fatigue cracks were determined by scanning electron microscopy (SEM).

KEYWORDS: Steels HSLA, Welding, Oil and Gas, Fatigue.

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ARBL – Alta Resistência e Baixa Liga

API – *American Petroleum Institute*

API 5L – *Specification for Line Pipe Steel*

ASME – *American Society of Mechanical Engineers*

TMCP – *Thermomechanical-controlled Processing*

ISIJ – *The Iron and Steel Institute of Japan*

ASTM – *American Society for Testing and Materials*

HV – *Hardness Vickers*

MB – Material base

S-N – Tensão *versus* número de ciclos

CDP – corpo de prova

REC – Região de Esferoidização de Carbonetos

RI – Região Intercrítica

RGF – Região de Grãos Finos

RGG – Região de Grãos Grosseiros

RS – Região Subcrítica

SAW – *Submerged Arc Welding*

TL – Laminação na direção transversal da chapa

DP- Desvio Padrão

ZTA – Zona Termicamente Afetada.

LISTA DE SÍMBOLOS

H_2S – Ácido Sulfídrico

N_f – Vida em Fadiga

N_i – Número de ciclos para a iniciação da trinca

N_p – Propagação da Trinca

N – número de ciclos

α – Velocidade de propagação da trinca

ΔK – sollicitação cíclica no extremo da trinca

K - fator intensidade de tensão

c – fator geométrico da trinca

σ – tensão uniaxial atuante perpendicular ao plano da trinca

a – comprimento da trinca

W – largura do corpo de prova de propagação de trincas $K_{m\acute{a}x}$ -
fator intensidade de tensão máxima

$K_{m\acute{i}n}$ - fator intensidade de tensão mínima

C – Carbono

Mn – Manganês

P – Fósforo

S – Enxofre

Nb – Nióbio

V – Vanádio

Fe – Ferro

R_a – Rugosidade Média

R – Razão de carga

σ_{LE} – limite de escoamento

σ_{LR} – limite de resistência

ϵ_{LR} – deformação na tensão máxima

ϵ_{Frat} – deformação na fratura

SUMÁRIO

| | | |
|--------------|---|-----------|
| 1. | INTRODUÇÃO | 11 |
| 1.1. | OBJETIVO | 13 |
| 2. | REVISÃO BIBLIOGRÁFICA | 14 |
| 2.1. | CLASSIFICAÇÃO E EVOLUÇÃO DOS AÇOS..... | 14 |
| 2.2. | DESENVOLVIMENTO DOS AÇOS DE ALTA RESISTENCIA | 17 |
| 2.3. | LAMINAÇÃO CONTROLADA. | 20 |
| 2.4. | ANÁLISE MICROESTRUTURAL DOS AÇOS ARBL..... | 23 |
| 2.5. | PROCESSEOS DE DE FABRICAÇÃO DE TUBOS API 5L X70..... | 24 |
| 2.6 | SOLDAGEM DE AÇOS MICROLIGADOS | 25 |
| 2.6.1 | Características Microestruturais e Metalúrgicas das Juntas Soldadas..... | 26 |
| 2.6.1.1 | Transformações na Zona Fundida..... | 27 |
| 2.6.1.2 | Transformações na Zona Afetada pelo calor | 27 |
| 2.7 | FADIGA | 30 |
| 2.7.1 | Efeito da Concentração de tensão na fadiga | 31 |
| 2.7.2 | Causas e mecanismos de falha por fadiga | 32 |
| 2.7.3 | Ciclo de Tensões | 34 |
| 2.7.4 | Estimativa da vida em fadiga | 35 |
| 2.7.5 | Efeitos da superfície no comportamento em fadiga | 36 |
| 3. | MATERIAIS E MÉTODOS | 38 |
| 3.1. | MATERIAL..... | 38 |
| 3.2. | MÉTODOS | 39 |

| | | |
|---------------|---|----|
| 3.2.1 | Corte dos anéis em tubo | 39 |
| 3.2.2 | Microdureza Vickers | 41 |
| 3.2.3 | Microscopia ótica (MO) | 41 |
| 3.2.4 | Microscopia de Varredura (MEV) | 42 |
| 3.2.5 | Ensaio de Tração | 42 |
| 3.2.6 | Ensaio de Fadiga | 44 |
| 4. | RESULTADOS E DISCUSSÃO | 45 |
| 4.1. | COMPOSIÇÃO QUÍMICA..... | 45 |
| 4.2. | ANÁLISE METALOGRÁFICA | 46 |
| 4.2.1 | Macrografia da junta soldada | 46 |
| 4.2.2. | Micrografia | 47 |
| 4.2.2.1 | Metal Base | 47 |
| 4.2.2.2 | Junta Soldada | 48 |
| 4.3. | MICRODUREZA VICKERS | 49 |
| 4.4. | ENSAIO DE TRAÇÃO | 50 |
| 4.5. | ENSAIO DE FADIGA | 52 |
| 4.6. | MICROSCOPIA ELETRONICA DE VARREDURA (MEV) | 55 |
| 4.7. | CONSIDERAÇÕES FINAIS | 57 |
| 5. | CONCLUSÕES | 58 |
| | REFERÊNCIAS | 59 |

1. INTRODUÇÃO

A exploração de petróleo e gás tem gerado profundidades cada vez maiores de perfuração de tubos *offshore* devido à crescente demanda energética mundial, visto que as reservas de fácil exploração vêm se esgotando gradativamente.

As descobertas de campos petrolíferos em águas profundas e ultraprofundas, e mais recentemente da área do pré-sal no litoral brasileiro, criaram a necessidade de se encontrar novas soluções tecnológicas que aliassem segurança e produtividade desses campos. O sucesso da Petrobrás na última década, principalmente com a camada do pré-sal coloca o Brasil em posição de liderança no *ranking* mundial das descobertas de novas reservas de petróleo. O termo pré-sal refere-se a um conjunto de rochas localizadas nas porções marinhas de grande parte do litoral brasileiro, com potencial para geração e acúmulo de petróleo. É chamado de pré-sal porque forma um intervalo de rochas que se estende por baixo de uma extensa camada de sal, que em certas áreas da costa atinge espessuras de até 2.000 m (PETROBRAS MAGAZINE, 2012).

As recentes descobertas do pré-sal tendem a colocar o Brasil entre os principais produtores mundiais de petróleo e gás natural. “Somente a Petrobrás tem planos de produzir 3,95 milhões de barris de óleo por dia no Brasil em 2020, sendo 1,078 milhão de barris provenientes do pré-sal” (PETROBRAS MAGAZINE, 2012). Entretanto, como grande porção das descobertas do pré-sal ainda não foram consideradas entre as atuais reservas provadas, o Brasil, que atualmente encontra-se em posição distante dos países árabes no que diz respeito à produção de petróleo, deve alcançar as primeiras colocações.

Em razão desta significativa expansão do setor, observa-se um crescimento de novas instalações de linhas dutoviárias de gás e petróleo no país. Fabricantes de tubos para linhas dutoviárias, assim como as grandes companhias exploradoras, têm como desafio a busca incessante pelo aumento dos níveis de segurança e confiabilidade operacional no transporte dos produtos de fontes cada vez mais remotas para os grandes centros urbanos. Os principais objetivos são redução de custos, aumento da eficiência operacional e, mais importante, a eliminação de acidentes causadores de danos ambientais e acidentes potencialmente perigosos em áreas densamente urbanizadas (SILVA, M. C., 2009).

O ritmo de expansão da malha dutoviária brasileira, segundo Júnior (2004), é estimulado pelo envelhecimento e necessidade de renovação das atuais linhas instaladas,

além, é claro, do aumento da demanda do consumo de petróleo e derivados no país.

De acordo com Silva (2004) (*apud* GORNI, 2006), novas pesquisas e desenvolvimentos de metodologias voltadas à integridade estrutural promovem a utilização de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), de classificação API (*American Petroleum Institute*), para aplicação em sistemas dutoviários com alta pressão e vazão, visando menores custos construtivos, operacionais e de fabricação.

Os aços de alta resistência e baixa liga, conhecidos pela sigla ARBL (ou HSLA no idioma inglês, significando *High Strength Low Alloy*) são definidos do seguinte modo: aços específicos com composição química especialmente desenvolvida para proporcionar mais altos valores de propriedades mecânicas. São amplamente empregados em sistemas dutoviários devido a estas propriedades mecânicas, tais como: alta resistência a esforços, boa tenacidade e boa soldabilidade, que são obtidas devido ao baixo teor de carbono e processos termodinâmicos de fabricação (NUÑES, 2006).

Outra característica importante citada por Nuñez (2006), é a resistência à corrosão interna, corrosão sob tensão, entre outras; provenientes das altas concentrações de impurezas como o CO_2 e H_2S .

Devido a esta situação, o desenvolvimento de novas tecnologias é incentivado pela indústria que busca trabalhar com materiais que suportem as mais severas condições de transporte de petróleo e seus derivados, levando em consideração as elevadas temperaturas de trabalho e, principalmente, a composição química variada do petróleo (mistura complexa de hidrocarbonetos gasosos, líquidos e sólidos, constituído de átomos de carbono e hidrogênio, associados a pequenas quantidades de oxigênio, nitrogênio, enxofre e metais pesados). Em processos de fabricação de tubos, efeitos indesejáveis apontados como causadores de falhas em tubulações são produzidos tais como: fragilização por hidrogênio, corrosão, e tensões residuais. Estes agentes causadores geram um aumento na taxa de corrosão e de propagação de trincas que estão relacionados com falhas prematuras e catastróficas em dutos de aço (SANT'ANNA, 2010).

O interesse no uso de aços microligados na indústria petrolífera para construção de linhas dutoviárias de transmissão e distribuição de petróleo e gás aumenta em grandes proporções. Esses tipos de aços conseguem alcançar altos níveis de resistência mecânica e tenacidade, com um resfriamento controlado diretamente após o forjamento eliminando etapas de tratamento térmico e reduzindo o tempo de processo e os custos de produção.

A busca por menores custos de instalação e reparo requer o menor peso possível para os tubos. Isso impõe que eles sejam feitos usando-se aços com maior resistência mecânica, permitindo assim a redução da espessura dos tubos sem que seu desempenho seja afetado. Porém, em paredes de espessura reduzida com pressões elevadas poder haver falha da estrutura, sendo de suma importância o controle e monitoramento dos defeitos na operação de sistemas dutoviários (HIPPERT JÚNIOR, 2004).

O modo mais fácil de elevar a resistência mecânica do aço consiste em aumentar seus teores de carbono e elementos de liga, mas esta primeira abordagem deve ser evitada, uma vez que composições químicas mais complexas, além de possuírem custos mais elevados, dificultam e oneram economicamente os processos de soldagem envolvidos na fabricação e união dos tubos. A busca por aços com níveis ainda mais elevados de resistência mecânica e tenacidade, mas com teores ainda menores de carbono e elementos de liga levaram a pesquisas sobre novas abordagens para se refinar ainda mais o tamanho de grão do material. A laminação controlada e controle das taxas de resfriamento viabilizaram a fabricação de chapas grossas para a fabricação de tubos conforme a especificação API 5L (*Specification for Line Pipe Steel*), usados no transporte e condução do petróleo e gás natural (GORNI, 2006).

1.1 OBJETIVO

Este projeto de pesquisa tem por objetivo qualificar mecânica e microestruturalmente um tubo de aço microligado, classe API 5L X70, utilizado na fabricação de dutos e *risers* (grande tubo usado para encapsular equipamentos de perfuração durante operações submarinas) para sistemas de condução de gás e petróleo, e avaliar seu comportamento em fadiga comparando com a avaliação da resistência à fadiga da região da solda. As análises obedeceram estritamente às recomendações da norma API 5L (*Specification for Linepipe*), no que tange as propriedades mecânicas, e à norma ASTM E466 em relação à análise do comportamento em fadiga do aço em questão.

2. REVISÃO BIBLIOGRAFICA

2.1. CLASSIFICAÇÃO E EVOLUÇÃO DOS AÇOS

Os aços utilizados em tubulações para petróleo e gás seguem a classificação das normas referentes ao API – *American Petroleum Institute*, sendo classificados basicamente quanto a sua utilização e propriedades mecânicas. Por exemplo, tubos utilizados para o transporte de óleo ou gás recebem a classificação “5L” (*linepipes*) enquanto tubos utilizados na prospecção são classificados como “5CT” (*Casing Tube*). No presente trabalho foi estudado um tubo de denominação API 5L X70 em que:

i - 5L: utilização como *linepipe*, tubos para condução de petróleo e gás;

ii -X70: o valor indica a tensão mínima de escoamento requerida para o aço do qual é manufaturado o tubo. No caso o valor é de 70 ksi ou aproximadamente 481 MPa.

A norma API-5L incorpora ainda dois níveis distintos de especificação de produtos (*Product Specification Level*), identificados como PSL1 (de graus A25 a X70) e PSL2 (de graus B a X80), cuja diferença básica é o rigor no detalhamento e nos requisitos técnicos. Desta forma, tubos enquadrados na especificação PSL2 devem apresentar um controle mais estreito da composição química (em especial, enxofre e fósforo) e do carbono equivalente máximo do material, bem como valores mínimos definidos de tenacidade (Charpy) e máximos de tensão de escoamento e de resistência à tração, comparativamente aos de nível PSL1. No caso de aços X70 a norma API especifica 27 J (perpendicular ao sentido de laminação) e 41 J (paralelo ao sentido de laminação), respectivamente, como valores mínimos de energia absorvida em ensaios de impacto Charpy na temperatura de 0°C (HIPPERT JÚNIOR, 2004).

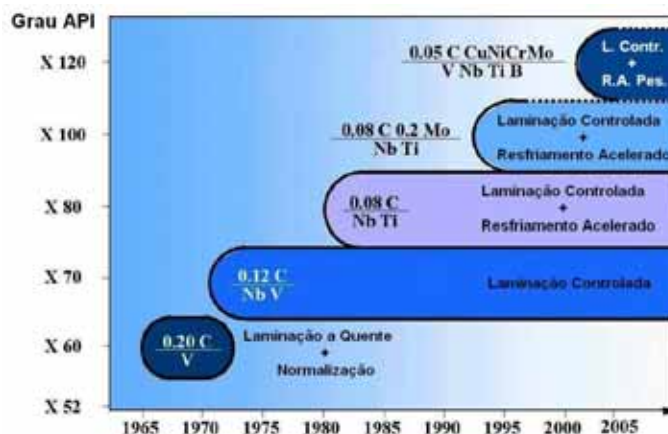
O conceito de carbono equivalente (CE) é outro aspecto bastante importante nestes tipos de aço, especialmente para aços utilizados em tubulações soldadas, tendo em vista que o aumento da porcentagem de carbono tende a piorar a soldabilidade do aço. Um dos aspectos mais críticos na soldabilidade de um aço é sua susceptibilidade ao trincamento a frio na zona afetada termicamente, a qual é causada pelo efeito combinado das tensões internas do cordão e da presença de hidrogênio numa região com baixa ductilidade devido à formação de constituintes duros na microestrutura. A presença do H decorre dos aspectos operacionais da soldagem, tais como o tipo de eletrodo usado e seu processo de secagem. Já a composição

química do aço possui grande efeito na tendência à formação de constituintes duros na microestrutura. Essa tendência é estimada numericamente através parâmetro conhecido como Carbono Equivalente (CE), definido inicialmente na década de 1940. Em suma o valor de CE é calculado via equações especificadas pela norma API 5L, levando em conta, basicamente, as porcentagens de carbono e de outros elementos de liga presentes no aço. Para diferentes especificações e graus dos aços, são definidos pela norma valores máximos de CE admitidos (LANCASTER, 1987).

A evolução metalúrgica ocorrida nos processos de tratamento térmico e laminação de chapas de aço usadas para a fabricação de tubos soldados para transporte de petróleo e seus derivados é mostrado na Figura 1. Observar que, há mais de quarenta anos, já eram produzidas chapas de aço para a produção de tubos API 5L-X60 apresentando teor de carbono relativamente alto, com cerca de 20%, e contendo também vanádio para elevar sua resistência mecânica. O processo de laminação a quente dessas chapas tinha como objetivo somente obter as dimensões necessárias para a chapa, cujas propriedades mecânicas eram definidas posteriormente, ao se aplicar tratamento térmico de normalização (GRIMPE, 2004).

Essa abordagem de fabricação utilizada quarenta anos trás apresentava diversas oportunidades de melhoria. A chapa não apresentava suas propriedades mecânicas finais logo após sua laminação a quente, sendo necessária a aplicação de um tratamento térmico adicional, que consome energia e prolonga seu tempo de fabricação, implicando, portanto em maiores custos de fabricação. O teor relativamente alto de carbono não favorece a soldagem do material, particularmente durante a construção do duto, onde esse processo é efetuado no campo. (LANCASTER, 1987)

Figura 1 – Evolução dos aços usados na fabricação de tubos com grande diâmetro para transporte de óleo e gás



Fonte: (Grimpe, 2004).

A relação entre a tensão de escoamento e a tensão máxima do material é dado pela equação 1, e é o último ponto a ser destacado quando são considerados os aços utilizados na indústria de petróleo e gás.

$$\frac{\sigma_e}{\sigma_{m\acute{a}x}} \quad (1)$$

Nota-se que nos modernos aços ARBL microligados há um grande aumento da tensão de escoamento, porém em detrimento da sua capacidade de endurecimento por encruamento. Isto é evidenciado em análises dos gráficos de ensaios de tração convencional de aços, os quais podem ser divididos em três zonas básicas (FERNANDES, 2011):

- i. Tensão zero até a tensão de escoamento: caracterizado pelo comportamento linear elástico do material, a deformação é não permanente e proporcional ao Módulo de Young (E).
- ii. Tensão de escoamento até tensão máxima: depois de atingido o escoamento do material as deformações se tornam permanentes. A seção resistente tende a diminuir, mas ainda assim é notado um aumento das tensões necessárias aplicadas para que o material continue a ser deformado. Isso ocorre em razão da diminuição da seção resistente que é compensada pelo fenômeno do encruamento, aumentando a densidade das discordâncias, e aumento da resistência mecânica do material. A tensão máxima é atingida.
- iii. Tensão máxima até a ruptura: depois de atingida a tensão máxima, o material não mais consegue compensar a diminuição de sua seção resistente através do fenômeno do encruamento. Assim, as tensões necessárias para continuar a deformar o material começam a cair continuamente (neste ponto é observado o fenômeno da estrição), até que ele finalmente sofre ruptura em uma tensão inferior àquela máxima.

Os aços ARBL microligados apresentam proximidade dos valores da tensão de escoamento e máxima, caracterizando uma redução da capacidade de endurecimento por encruamento e que poderia configurar a tendência da existência de pouca deformação plástica antecedendo a uma eventual fratura, fenômeno indesejável que levaria a fraturas predominantemente frágeis. Deve ser observado que para estes tipos de aço o alongamento total encontrado pode ser da ordem de 30% (NASCIMENTO, 2009) o que dá margem para uma ampla deformação plástica *a priori* de uma fratura. Entretanto, deve ser observado que em juntas soldadas um limitado aumento da resistência mecânica através do encruamento pode levar a um trincamento prematuro. Logo, limitações quanto à relação dada pela equação 1 têm sido observadas (TERADA, 2004).

2.2 DESENVOLVIMENTO DOS AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)

De um modo geral, são classificados como aços ARBL os aços resultantes de um processo de manufatura que incorpora na rota de produção destes aços a aplicação de conceitos como endurecimento por precipitação, refino de grão, adição de elementos microligantes associados a diferentes escalas de passes de temperaturas de laminação. Os aços ARBL foram desenvolvidos pela indústria do aço e atualmente atendem diversos setores industriais como o automobilístico e o de estruturas, devido ao seu elevado limite de resistência, boa tenacidade a baixas temperaturas, boa conformabilidade e boa soldabilidade, devido ao baixo carbono equivalente (EROGLU, 2000).

Com o crescimento da demanda mundial por energia, tornou-se necessária a construção de dutos mais resistentes, com pressões de operação mais elevadas, que trabalhassem com a melhor eficiência possível e que ainda permitissem uma redução nos custos de transporte e de construção dos dutos. As soluções foram aumentar o diâmetro dos dutos ou aumentar a pressão de operação dos mesmos. Para isso foi necessário o desenvolvimento de aços de alta resistência que possibilitassem a maior eficiência desejada e ao mesmo tempo não exigissem que as paredes dos tubos fossem cada vez mais grossas.

Os aços ARBL possibilitaram a redução nos custos de construção, devido a uma redução significativa na espessura da parede dos tubos, havendo um impacto considerável na quantidade de material utilizado, nos custos de transporte e de soldagem. Além disso, estes aços viabilizaram a operação de dutos com pressões maiores do que aquelas utilizadas anteriormente, resultando em um maior volume de gás ou petróleo transportado (DIETER, 1988).

A preocupação da engenharia com os projetos de tubulação para transporte de produtos de petróleo começou antes do início do século 20. O desenvolvimento dos tubos de aços e métodos de união de tubos associados ao início do uso de gás natural impulsionaram as primeiras instalações de gasodutos e oleodutos a partir de 1930. Neste mesmo contexto, surgiram novas pesquisas visando obter materiais com alta resistência e boa soldabilidade para fabricação de tubos que suportassem maiores pressões internas e com menores espessuras de parede (GODOY, 2008).

No início dos anos de 1970, o aço API 5L grau X-70 foi introduzido pela primeira vez

na Alemanha para a construção de dutos de transporte de gás. Isso foi possível com o desenvolvimento da prática de laminação controlada. Desde então, o grau X-70 provou ser um material confiável para a implementação de vários projetos de dutos. O material foi melhorado conforme a técnica de laminação controlada foi sendo aprimorada, e pode ser soldado, sem problemas, com eletrodos celulósicos, com cuidado para evitar a formação de trincas induzidas por hidrogênio (EROGLU, 2000)

Seguindo esta experiência bem sucedida do aço X-70 e com o desenvolvimento do processo de laminação controlada com resfriamento acelerado, o aço API 5L grau X-80 entrou em uso pela primeira vez em 1985, com a construção de uma seção de 3,2 Km de dutos feitos com este material. O processo de laminação controlada com resfriamento acelerado permitiu a produção de materiais com grau X-80 microligado com nióbio e vanádio, com quantidade de carbono mais baixa e boa soldabilidade. O avanço da tecnologia na produção destes aços, como as melhorias no processo de laminação, confere a estes materiais um tamanho de grão reduzido, que por sua vez proporciona um maior limite de escoamento aos mesmos. A adição de nióbio e vanádio possibilita uma diminuição gradual do teor de carbono nestes aços (o objetivo da redução do teor de carbono é o aumento da soldabilidade e tenacidade), já que os mesmos compensam a diminuição da resistência devido à redução deste elemento (HIPPERT JÚNIOR, 2004)

Finalmente, em 1992, houve a primeira construção de duto feita inteiramente de aço X-80. A distância da construção foi de 250 km, realizada na Alemanha, onde foram utilizadas 145.000 toneladas para este projeto. O fator que incentivou esta grande obra foi a redução da espessura dos tubos necessária para a operação com uma pressão de 100 bar. Mais recentemente, adições de elementos de liga como o molibdênio, o cobre e o níquel, além de processos modificados de resfriamento controlado, possibilitaram o desenvolvimento de aços de grau X-100 e X-120. Apesar de no mundo já existirem estudos avançados com dutos de grau X-100 e até X-120, no Brasil, os dutos de maior resistência existentes atualmente são fabricados com aço API 5L X-70, cuja tecnologia já está bem desenvolvida e consolidada. Entretanto, para o aço API 5L X-80, produzido por laminação controlada, ainda são necessários estudos a fim de consolidar a utilização desse material, principalmente no que se refere às questões de construção e montagem, como por exemplo, a soldagem. (HIPPERT JÚNIOR, 2004)

É importante lembrar que o grau do aço, segundo a norma API 5L, reflete a tensão mínima de escoamento do material expressa em [ksi], assim, o grau X-70 tem tensão mínima de escoamento de 70 ksi. Segundo a API (*American Petroleum Institute*), os aços a serem

utilizados na indústria do petróleo são classificados em função da aplicação, composição química e resistência mecânica. Os aços utilizados especificamente na fabricação de tubos para linhas de condução seguem a classificação API 5L (*Specification for Line Pipe Steel*).

De acordo com Sant'Anna (2010), a especificação API 5L foi criada para normatizar a fabricação de tubos de aço (ARBL) destinados à construção de linhas de oleodutos e gasodutos, estabelecendo os valores mínimos das propriedades mecânicas e seus respectivos empregos na construção das mesmas.

A Tabela 1 mostra os graus dos aços API e suas respectivas tensões mínimas de escoamento, em ksi e MPa.

Tabela 1: Graus dos aços API

| Grau | SMYS | |
|------|------|-----|
| | ksi | MPa |
| A25 | 25 | 172 |
| A | 30 | 207 |
| B | 35 | 241 |
| X42 | 42 | 289 |
| X46 | 46 | 317 |
| X52 | 52 | 358 |
| X56 | 56 | 386 |
| X60 | 60 | 413 |
| X65 | 65 | 448 |
| X70 | 70 | 482 |
| X80 | 80 | 551 |

Fonte: (API, 2008)

A composição química dos aços para tubos API pode ser variada para fornecer propriedades específicas. Teores máximos e mínimos para os elementos microligantes Mn, Co, V, Ti são descritos na especificação API 5L para os vários graus. Nem todos esses elementos estão presentes em todos os graus. Alguns deles são adicionados a certos graus de aços para dutos para proporcionar características específicas. Pode-se dizer que a quantidade de Mn requerida em tubos para dutos aumenta quanto maior for o grau do aço (API, 2008).

2.3 LAMINAÇÃO CONTROLADA

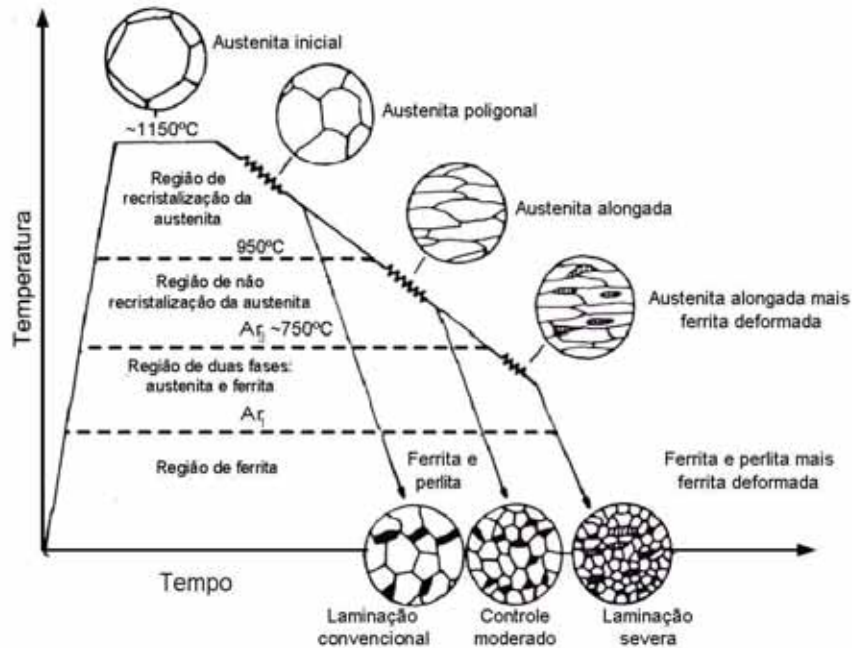
Nos últimos anos foi notável o avanço na tecnologia utilizada para fabricação de aços para serem utilizados na fabricação de tubos. Foi obtido um considerável aumento no valor de tenacidade à fratura desses materiais a partir da década de 1960 através da microadição de elementos de liga e novas tecnologias de fabricação. Esta evolução culminou com o desenvolvimento de novos métodos tecnológicos, como os processos de laminação controlada e resfriamento acelerado na prática do processamento termomecânico de aços microligados (*Thermomechanical-controlled Processing TMCP*) (JÚNIOR, 2004).

De acordo com Silva (2009), o objetivo básico da laminação controlada é deformar os grãos de austenita durante o processo de laminação para obtenção de grãos de ferrita finos durante o resfriamento. Para conseguir obter grãos finos de ferrita, a austenita é laminada em temperaturas onde não ocorra recristalização. Durante a laminação a quente, a precipitação do nióbio na austenita proporciona maior intervalo de temperatura na qual não há recristalização, e desta forma o aço pode ser mais bem trabalhado a quente para obtenção da austenita com alto grau de deformação.

Segundo Núñez (2006), o processo de laminação controlada proporciona melhores propriedades mecânicas aos aços microligados, quando os mesmos são comparados com outros aços com o mesmo teor de elementos de liga. Além disso, o processo de laminação controlada confere boa tenacidade e soldabilidade aos mesmos. O processo de laminação controlada é composto basicamente por dois estágios: desbaste e acabamento. O objetivo do estágio de desbaste, primeiro a ser realizado (temperaturas entre 950°C e 1100°C), é o refino de grão através da completa recristalização da austenita depois de cada passe de laminação, conforme Figura 1. Já no estágio de acabamento, posterior ao desbaste, a recristalização estática da austenita é retardada (temperaturas inferiores a 900°C) devido ao efeito estabilizador dos elementos de liga. Ao final do processo, grãos finos de ferrita são obtidos a partir da transformação dos grãos de austenita, muito deformados e alongados (*pancake*), provenientes da deformação progressiva conseguida no intervalo entre passes (SILVA, M. C., 2009).

Segundo Núñez (2006), a alta densidade de discordâncias presente nesta ferrita gera um aumento de resistência e tenacidade na chapa, com microestrutura ferrítica-perlítica.

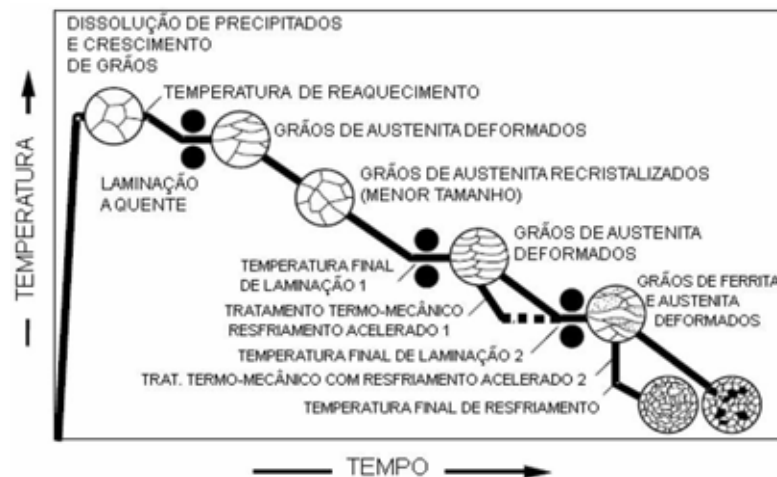
Figura 2: Esquema mostrando a sequência de deformação durante a laminação controlada



Fonte: (Shiga, 1981).

Através de processos de resfriamento acelerado, é possível se produzir aços com grãos mais finos e com melhores propriedades de tenacidade à fratura, resistência à tração e resistência à corrosão. As etapas de resfriamento acelerado estão ilustradas na Figura 2 (SILVA, E. S., 2010).

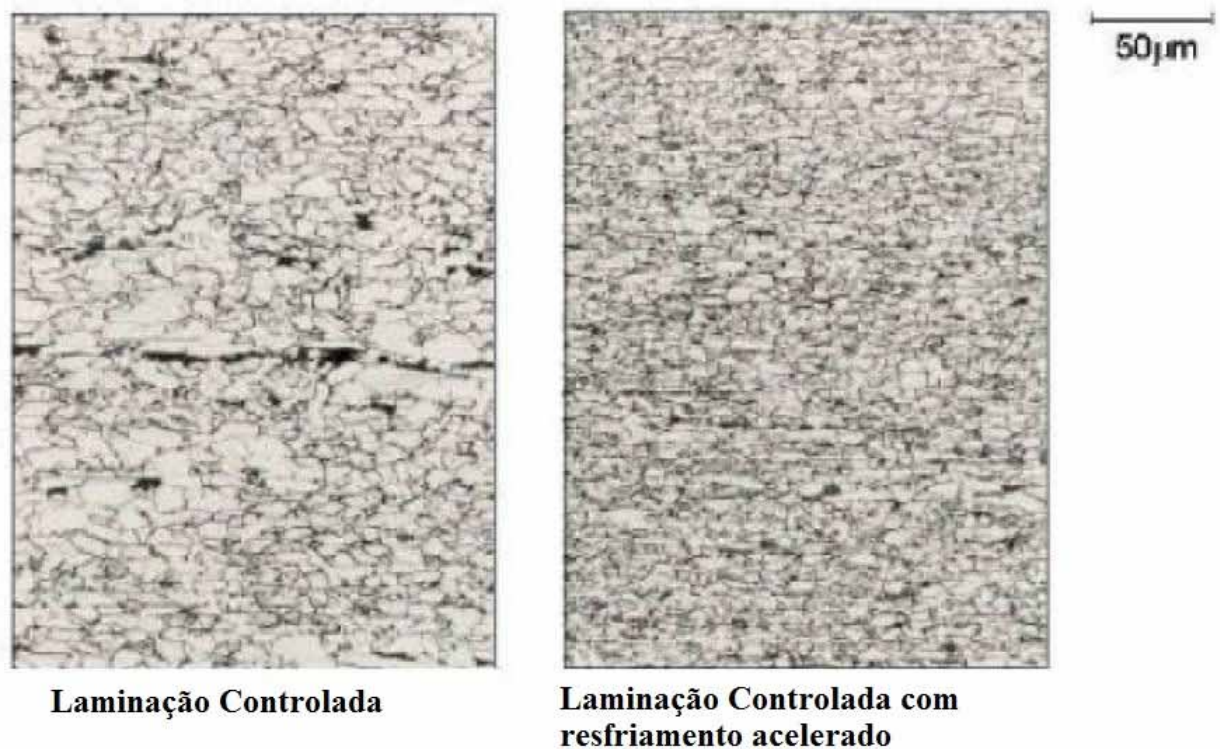
Figura 3: Ilustração esquemática do processo de laminação controlada com resfriamento acelerado durante o 2º e 3º estágios de laminação



Fonte: (SILVA, E. S., 2010).

Através do primeiro resfriamento realizado no processo de laminação controlada com resfriamento acelerado, obtém-se o refino dos grãos de ferrita. Já o segundo resfriamento previne a formação da perlita, formando a bainita. A Figura 4 mostra a comparação entre a microestrutura final do mesmo aço resultante do processo de laminação controlada com e sem resfriamento acelerado (SILVA, E. S., 2010).

Figura 4: Efeito do resfriamento acelerado na microestrutura dos aços produzidos por laminação controlada



Fonte: (SILVA, E. S., 2010).

A Figura 4 mostra regiões com ilhas de perlita presentes principalmente no centro da imagem do aço que não sofreu resfriamento acelerado. Já o aço proveniente do processo de laminação com resfriamento acelerado mostra uma microestrutura mais homogênea (propicia melhores propriedades de resistência mecânica e tenacidade ao aço) com maior refino de grão e substituição da estrutura ferrítica pela bainítica (SILVA, E. S., 2010).

2.4 ANÁLISE MICROESTRUTURAL DOS AÇOS ARBL

Em decorrência da coexistência de diferentes constituintes microestruturais, os aços ARBL apresentam uma apreciável resistência mecânica, combinada com boa tenacidade e soldabilidade, quando comparado com outros aços que os mesmos substituem. Parte da microestrutura dos novos aços estruturais ARBL é formada através da transformação bainítica, juntamente com outros produtos de decomposição da austenita. A análise metalográfica é uma ferramenta importante para observação do efeito da microestrutura sobre as propriedades físicas e mecânicas dos aços ao carbono (SILVA, M. C., 2004).

Segundo Godoy (2008), é necessário um rigoroso controle da microestrutura durante a deformação a quente e no resfriamento subsequente do aço para que possa ser obtida uma microestrutura final condizente com as propriedades mecânicas requeridas em cada caso. Portanto, para que haja o domínio da tecnologia de produção dos aços de alta resistência mecânica, faz-se necessário o entendimento do efeito das variáveis de processamento e da relação microestrutura-propriedades.

Inúmeras discussões relacionadas à nomenclatura dos aços ARBL foram originadas devido à dificuldade de identificação das fases e microconstituintes dos mesmos (BARBOSA, V. S., 2011). Em busca de uma solução em torno da complexa microestrutura dos aços ARBL, um estudo foi desenvolvido pelo Comitê de Bainita (*Bainite Commitee*) do ISIJ (*The Iron and Steel Institute of Japan*) (KRAUSS; THOMPSON⁴, 1995 apud SILVA, 2009). O Quadro 1 apresenta as possíveis fases microestruturais do estudo citado anteriormente.

Quadro 1: Simbologia adotada para classificação da microestrutura de aços ARBL

| Símbolo | Nomenclatura |
|--------------------|---|
| α_p ou PF | Ferrita poligonal |
| α_q ou QF | Ferrita quase-poligonal |
| α_w ou AF | Ferrita de Widmanstätten = Ferrita acicular |
| α_B^0 ou BF | Ferrita Bainítica |
| α_B ou GF | Ferrita Bainítica Granular = Ferrita granular |
| γ_t | Austenita retida |
| MA | Constituinte martensita-austenita |
| α_M ou M | Martensita |
| B | B _U : Bainita superior |
| | B _L : Bainita inferior |
| P | Perlita |
| P' | Perlita degenerada |

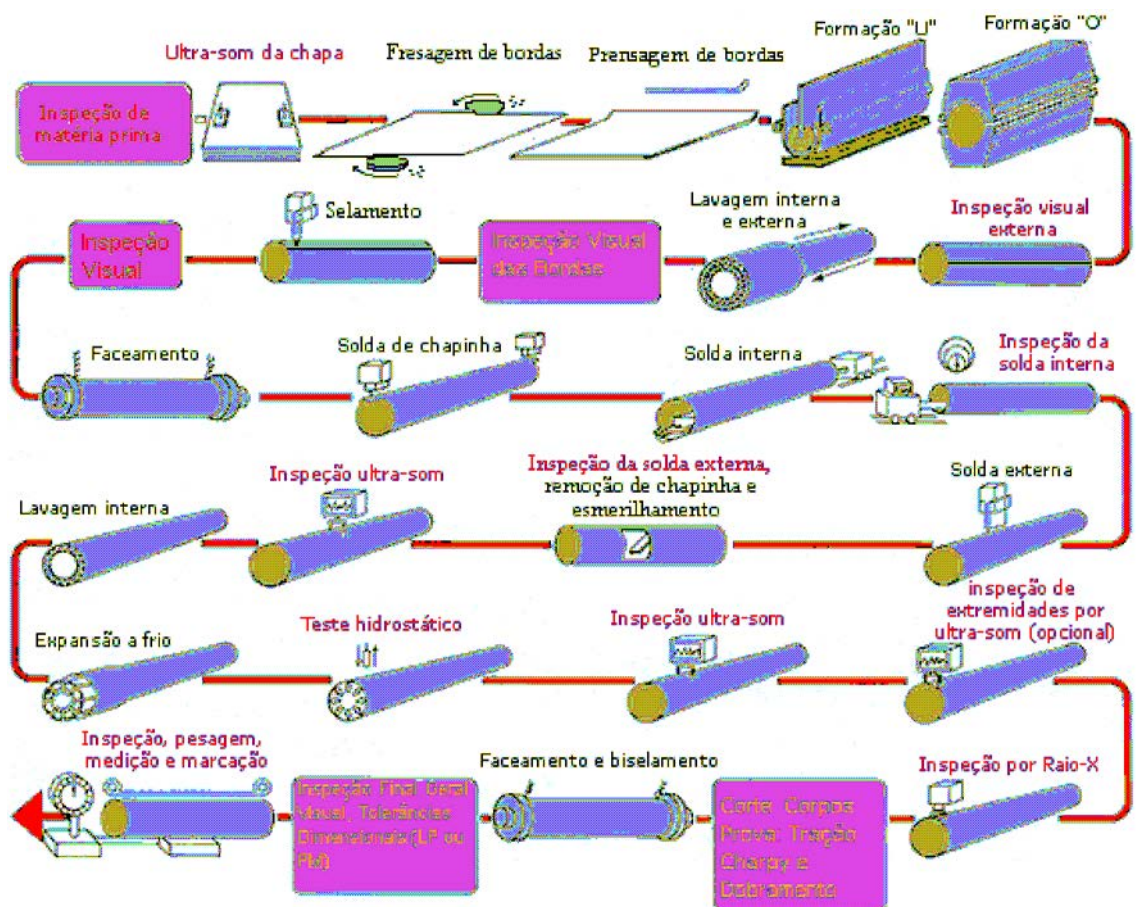
Fonte: Krauss e Thompson, 1995; Ferrer, 2003; Ramirez, 2008. *apud* SILVA, 2009.

2.5 PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DE TUBOS DE AÇO API 5L X70

Os tubos utilizados na indústria de petróleo e gás são manufacturados de acordo com especificações das normas da API, sendo basicamente de dois tipos: com costura (soldados) ou sem costura (extrudados), ou do inglês *welded* e *seamless* respectivamente. Os corpos de prova, utilizados neste trabalho, foram provenientes de um tubo de classificação API 5L X70 fornecido pela TenarisConfab S.A., empresa que é líder na produção e fornecimento de tubos de aço soldados para a indústria energética brasileira e líder na exportação desses produtos para o Mercosul e a América Latina (TENARISCONFAB, 2012). São tubos manufacturados a partir do processo de fabricação SAW Longitudinal (U-O-E), em que a sigla SAW refere-se a *Submerged Arc Welding*, ou seja, solda por arco submerso – referente ao principal processo de solda utilizado no sentido longitudinal de fabricação do tubo, ao longo de seu comprimento, enquanto U e O referem-se às deformações as quais é submetida a chapa de aço (em forma de “U” e posteriormente em forma de “O”); por fim, “E” refere-se à expansão à qual o tubo é submetido.

Os tubos depois de prontos também passam por um teste hidrostático, exame radiográficos em suas extremidades, além de inspeção através de partículas magnéticas ou líquidos penetrantes. Também a solda é inspecionada em toda sua extensão via ultrassom, e os tubos são pesados, medidos e marcados, processos que garantem a qualidade dos tubos manufaturados (GODOY et al., 2003). Um esquema do processo de fabricação dos tubos pode ser observado na Figura 5.

Figura 5 – Processos para fabricação e controle dos tubos



Fonte: (GODOY et al., 2003).

2.6 SOLDAGEM DE AÇOS MICROLIGADOS

Como mencionado anteriormente, para um aço classe API X80 a microestrutura é tipicamente constituída de ferrita e bainita. A fim de aumentar a resistência mecânica sem diminuir a tenacidade, uma alta fração em volume de bainita é desejável, o que na prática é obtido aumentando a endurecibilidade do material através da adição de elementos de liga como Mn, Mo, Nb e Ni que retardam a transformação γ - α . Entretanto, tal excelente condição

proporcionada pelos aços microligados produzidos por laminação controlada pode ser significativamente degradada pelo(s) ciclo(s) térmico(s) imposto(s) pelos processos de soldagem utilizados na fabricação dos tubos e na montagem em campo das linhas dutoviárias.

Quando os níveis de resistência mecânica do material de base aumentam, as propriedades do metal de solda tornam-se mais sensíveis às variações das taxas de esfriamento. Também, a adição de elementos de liga aumenta a tendência da junta soldada à fragilização pelo hidrogênio, bem como pode afetar os valores de tenacidade à fratura pela formação de zonas frágeis nas regiões afetadas pelo calor da solda (ZAC). Conseqüentemente, o balanço entre alta resistência e boa tenacidade dos aços grau API, resultante do processo de laminação termomecânica com ou sem esfriamento acelerado, pode ser deteriorado pelos ciclos térmicos da solda. Tal deterioração da tenacidade é esperada ocorrer na região do material-base adjacente ao cordão de solda, denominada zona afetada pelo calor (ZAC).

De fato, tem sido constatado que a baixa tenacidade à fratura de juntas soldadas está associada à formação de zonas frágeis na ZAC (ESAB, 2012).

2.6.1 Características Microestruturais e Metalúrgicas das Juntas Soldadas

Em geral a microestrutura final do metal de solda depende de: teor de elementos de liga; concentração, composição química, distribuição e tamanho de inclusões não-metálicas; microestrutura de solidificação; tamanho de grão da austenita primária e ciclo térmico de soldagem (pico de temperatura atingido e taxa de resfriamento). Em um processo de soldagem as microestruturas e os valores de tenacidade da ZAC são influenciados principalmente pelo tempo de esfriamento entre as temperaturas 800°C e 500°C (Δt_{8-5}), pela temperatura máxima de reaquecimento e pela composição química do aço. A ZAC é caracterizada por uma ampla faixa de diferentes microestruturas, as quais dependem de suas distâncias à linha de fusão e das condições de esfriamento. Desta forma, a correta identificação das várias microestruturas existentes não é trivial, visto que a microscopia óptica nem sempre consegue distinguir com clareza certos microconstituintes, principalmente aqueles formados em baixas temperaturas (< 500°C) (NASCIMENTO, 2004). Em adição, as transformações do metal de solda durante o resfriamento ocorrem em condições fora de equilíbrio e em velocidade elevada (NASCIMENTO, 2004). Assim, para um estudo eficiente sobre as diferentes características das microestruturas oriundas de um processo de soldagem, os diferentes microconstituintes e

fases do metal de solda devem ser identificados utilizando-se de uma nomenclatura que seja tanto amplamente aceita como clara em seu entendimento. Neste sentido, em razão da morfologia das microestruturas da solda, o *International Institute of Welding/IIW* efetuou a padronização de uma terminologia destinada a identificá-las, conforme descrita abaixo (NASCIMENTO, 2004).

2.6.1.1 As Transformações na Zona Fundida (NASCIMENTO, 2004):

- i.* Ferrita Primária (PF): Pode ocorrer como ferrita de contorno de grão (PF(G)) ou ferrita poligonal intragranular (PF(I)).
- ii.* Ferrita Acicular (AF): É constituída por pequenos grãos de ferrita não-alinhada no interior do grão da austenita primária. A relação comprimento/largura deve ser menor que 4:1 para duas ripas adjacentes ou não-alinhadas.
- iii.* Ferrita com Segunda Fase (FS): Pode ocorrer sob duas formas: ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)) e ferrita com segunda fase não-alinhada (FS(NA)).
- iv.* Agregado ferrita/carboneto (FC): Estrutura de ferrita fina e carbonetos que pode ser uma precipitação interface, como perlita (FC(P)).
- v.* Martensita (M): Este microconstituente pode apresentar-se sob duas formas: martensita ripada (M(L)) ou martensita maclada (M(T)).

2.6.1.2 As Transformações na Zona Afetada pelo Calor (ZAC):

Ao contrário do metal de solda, na zona afetada pelo calor (ZAC), no metal-base, não se pode mudar a composição química. Desta forma, é necessário escolher aços com teores de carbono e elementos de liga tais que atendam às propriedades mecânicas exigidas no projeto. A ZAC é a porção de uma junta soldada que experimentou picos de temperaturas altos o suficiente para produzir mudanças microestruturais em estado sólido durante a soldagem, portanto abaixo da temperatura de fusão do material. Assim, a extensão, as características microestruturais e as propriedades mecânicas da ZAC são função do tipo, da composição química e espessura do material-base sendo soldado e do aporte térmico aplicado (NASCIMENTO, 2009).

Em geral, a ZAC de um aço-carbono pode ser decomposta basicamente nas seguintes sub-regiões (NASCIMENTO, 2004; NASCIMENTO, 2009):

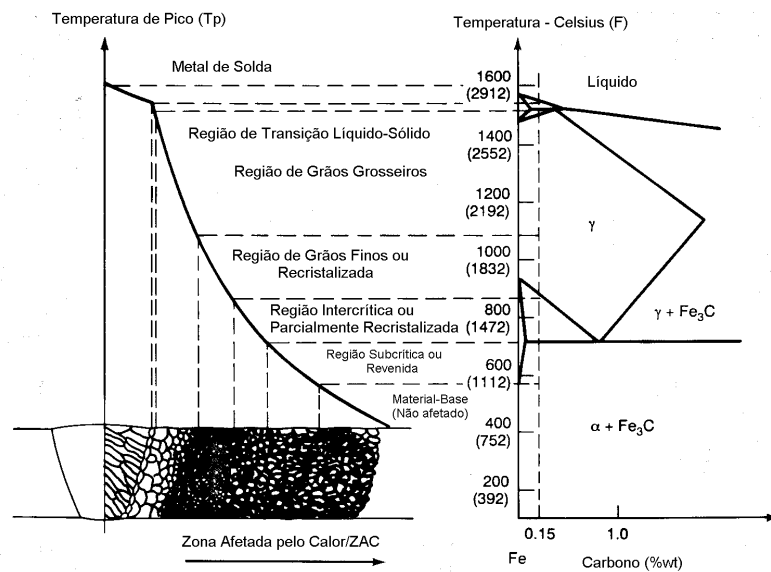
- i.* Região de Crescimento de Grão ou Região de Grãos Grosseiros (RGG): O crescimento de grão ocorre na faixa de temperaturas de 1.100 a 1.500°C, o que aumenta a temperabilidade dos aços, favorecendo os microconstituintes formados em temperaturas baixas (< 500°C).
- ii.* Região de Refino de Grão ou Região de Grãos Finos (RGF): Nos aços estruturais esta região pode ocorrer na faixa de temperaturas entre 1.100 e 900°C, com diminuição da temperabilidade do mesmo aço. Essa região tem resistência mecânica e ductilidade elevadas.
- iii.* Região Parcialmente Transformada ou Região Intercrítica (RIC): Nessa região, que ocorre na faixa de temperaturas entre 900 e 750°C, a perlita é austenitizada. Os teores dos elementos de liga dessa austenita são maiores que os valores nominais dos aços. Dependendo da velocidade de resfriamento essa austenita pode decompor-se em perlita, bainita ou martensita de alto carbono (maclada). Essa região pode apresentar propriedades mecânicas piores que as do material-base.
- iv.* Região de Esferoidização de Carbonetos: Essa região ocorre na faixa de temperaturas entre 750 e 700°C, na qual as lamelas de cementita da perlita podem esferoidizar-se. A resistência mecânica diminui, ainda que não seja fácil comprovar o resultado em um ensaio de tração convencional uma vez que esse fenômeno ocorre somente numa estreita faixa da ZAC.
- v.* Região Subcrítica ou Revenida (RSC): Nessa região o aço não se transforma, nem sequer parcialmente, em austenita, mas pode sofrer efeitos tais como o revenimento.

A microestrutura de cada região da ZAC descrita acima está relacionada ao pico de temperatura do ciclo térmico experimentado durante o processo de soldagem.

Comparada às outras sub-regiões da ZAC, submetidas a temperaturas menores, a região de grãos grosseiros (RGG) experimenta os mais severos ciclos térmicos e freqüentemente apresenta maior dureza e menor tenacidade, razões pelas quais extensivos estudos têm focalizado a sua formação, suas propriedades mecânicas e características microestruturais. A microestrutura da RGGZAC é afetada pelo tamanho de grão da austenita primária e pela microestrutura transformada no interior dos grãos. Já o tamanho de grão da austenita primária é afetado pelas características do ciclo térmico e pela temperatura de crescimento de grão do material. Desta forma, quanto maior o aporte térmico aplicado, mais grosseiros serão os grãos formados (NASCIMENTO, 2009).

A Figura 6 ilustra as várias regiões da ZAC formadas em razão do gradiente de temperaturas gerado em um processo de soldagem monopasse.

Figura 6: Regiões da ZAC de uma solda monopasse



Fonte: (Nascimento, 2004, NASCIMENTO, 2009)

Portanto, como consequência do gradiente de temperaturas, as propriedades mecânicas, a tenacidade e a resistências à fadiga e à corrosão da ZAC variarão ao longo das diferentes sub-regiões. Isto é, a heterogeneidade microestrutural resultante da sensível variação do ciclo térmico que essa região experimenta durante o processo exibe variações locais do módulo de elasticidade, da tensão de escoamento e do coeficiente de endurecimento por deformação, com influência direta sobre a tenacidade da junta soldada (NASCIMENTO, 2009).

Tais variações podem fazer que as deformações fossem concentradas na junta soldada no caso de metais de solda com menor resistência mecânica que o material-base (*weld undermatch*), ou forçadas no material-base ao redor se o inverso ocorrer (*weld overmatch*). Portanto, variações microestruturais e de propriedades mecânicas podem afetar ambas a tenacidade e a concentração da força motora à fratura no interior de uma junta soldada (NASCIMENTO, 2009).

Durante o ciclo térmico intercrítico de soldagem ocorre parcial transformação da austenita, particularmente onde estabilizadores como Mn e C estão segregados na microestrutura inicial (colônias de perlita/bainita). No resfriamento, essas regiões de alto carbono transformam-se em perlita/bainita ou em constituintes austenita-martensita (constituintes A-M), dependendo da capacidade de endurecimento da austenita e da taxa de resfriamento (NASCIMENTO, 2009).

2.7 FADIGA

Define-se fadiga como um fenômeno de ruptura progressiva, permanente e localizada que ocorre em um material submetido a variações cíclicas de tensão ou deformação. Este processo pode levar à formação de trincas ou até mesmo à fratura total do componente solicitado, após um número suficiente de ciclos de carregamento (ASTM, 1995). Nessas circunstâncias, é possível que a fratura ocorra em um nível de tensão consideravelmente mais baixo do que a tensão de escoamento para uma carga estática (CALLISTER, 2007).

Com o avanço da tecnologia, os fenômenos de fadiga em metais tornaram-se cada vez mais importantes à medida que foram sendo desenvolvidos maiores quantidades de equipamentos submetidos a carregamentos cíclicos, tais como automóveis, aviões, compressores, bombas, turbinas, componentes de equipamentos, etc. Acredita-se que o fenômeno de fadiga seja responsável por pelo menos 90% das falhas de serviço de componentes metálicos relativas a causas mecânicas (DIETER, 1976).

A falha por fadiga é de natureza frágil, mesmo em metais normalmente dúcteis, dando origem a uma fratura de aparência frágil com nenhuma, ou quase nenhuma, deformação plástica na fratura. O processo ocorre pela iniciação e propagação de trincas e, comumente, a superfície de fratura é perpendicular a direção de aplicação da tensão. A falha por fadiga é catastrófica, ocorrendo de forma súbita e sem qualquer aviso prévio (CALLISTER, 2007).

Uma falha por fadiga pode ser reconhecida, geralmente, a partir do aspecto da superfície de fratura, a qual apresenta uma região lisa decorrente do atrito que se verifica entre as superfícies durante cada ciclo de propagação da trinca, e uma região de aspecto áspero ou rugoso na qual a peça rompe de maneira dúctil e repentina quando a seção transversal já não é mais capaz de suportar a carga aplicada. (GENTIL, 2011).

A região de uma superfície de fratura que se forma durante a etapa de propagação de uma trinca pode ser caracterizada por dois tipos de marcas: marcas de praia e estrias. Essas marcas características indicam a posição da extremidade da trinca em um dado instante no tempo e aparecem como nervuras concêntricas que se expandem para longe de cada sítio de iniciação da trinca, geralmente apresentando um padrão circular ou semicircular. As marcas de praia apresentam dimensões macroscópicas e são visíveis a olho nu. Já as

estrias de fadiga apresentam dimensões microscópicas e são visíveis apenas através de um microscópio eletrônico. Entretanto, a ausência de qualquer uma das duas ou de ambas não exclui a fadiga como a causa de uma falha (CALLISTER, 2007).

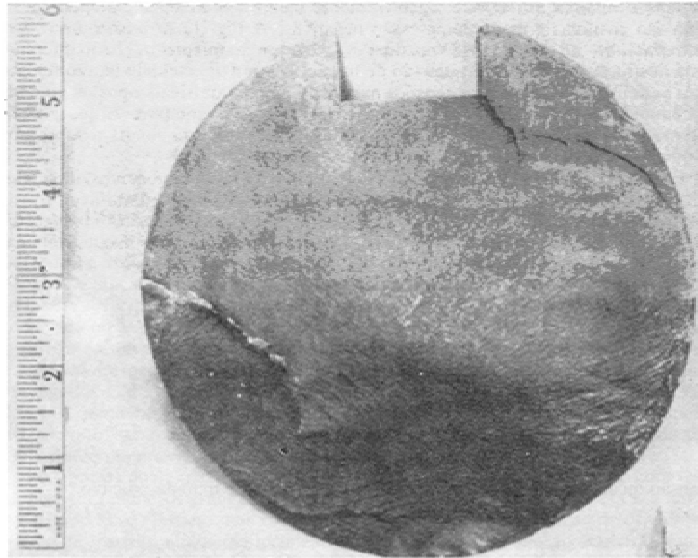
2.7.1 Efeito da concentração de tensão na fadiga

Outra característica da fadiga é que, sob carregamentos cíclicos, as trincas de fadiga geralmente iniciam em pontos de concentração de tensão, tais como cantos vivos, entalhes, redução de seção, furos, pites de corrosão, contornos de grão fragilizados ou ainda num concentrador de tensão metalúrgico como, por exemplo, uma inclusão. A Figura 2.4 mostra a superfície de fratura iniciada num canto vivo de um rasgo de chaveta de um eixo, demonstrando que a fratura inicia num concentrador de tensão. Nas raras vezes em que a trinca de fadiga inicia no interior do material, sempre existe uma interface envolvida, como, por exemplo, a interface entre uma camada cementada e o metal-base (DIETER, 1976).

Quando a tensão na descontinuidade excede o limite elástico do material, ocorrerá a deformação plástica, podendo ocasionar a formação de uma trinca. Uma vez iniciada a trinca, o campo de tensões se torna severo nessa região e a propagação dessa trinca fica cada vez mais rápida. A área resistente do componente fica menor, ocasionando a falha do mesmo (ANTUNES, 2008).

Uma vez que os componentes de máquinas contêm uma série de concentradores de tensões como adocamentos, rasgo de chaveta, filetes de rosca e furos, é muito provável que as trincas de fadiga iniciem nessas irregularidades geométricas. Uma das melhores maneiras de minimizar a falha por fadiga é reduzindo esses tipos de concentradores de tensão, através de um projeto cuidadoso, além de uma fabricação e usinagem adequadas (DIETER, 1976).

Figura 7: Superfície de fratura de uma falha por fadiga que teve início num canto vivo de um rasgo de chaveta de um eixo



Fonte: (DIETER, 1976).

Além disso, microtrincas previamente presentes no material, provenientes dos processos de fabricação, como tratamentos térmicos, conformação mecânica, soldagem, podem atuar também como concentradores de tensão (CORRÊA, 2010).

2.7.2 Causas e mecanismos de falhas por fadiga

Segundo Dieter (DIETER, 1976), os fatores básicos causadores de fadiga são:

- i. uma tensão de tração máxima suficientemente alta;
- ii. uma variação ou flutuação na tensão aplicada suficientemente grande;
- iii. um número de ciclos de aplicação da tensão suficientemente grande.

Outros fatores também influenciam na ocorrência da fadiga, tais como concentração de tensão, corrosão, temperatura, sobrecarga, estrutura metalúrgica, tensões residuais e tensões combinadas.

Segundo o mesmo autor (DIETER, 1976), a falha por fadiga pode ser dividida em quatro estágios:

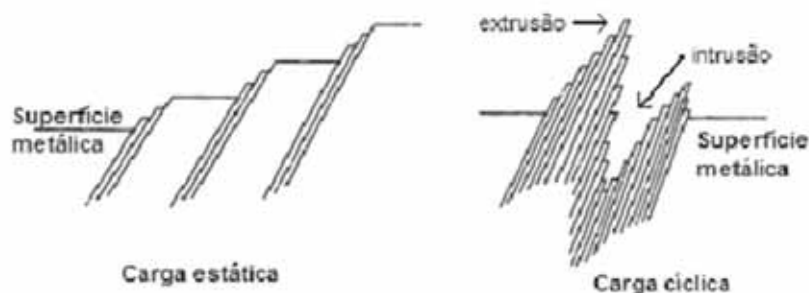
- i. Iniciação da trinca: inclui o desenvolvimento inicial dos danos causados por fadiga, os quais ainda podem ser removidos através de tratamento térmico adequado;

- ii. Crescimento da trinca em banda de deslizamento: relativo ao aprofundamento da trinca inicial nos planos de alta tensão cisalhante. Este estágio é frequentemente chamado de *estágio I de crescimento da trinca*;
- iii. Crescimento da trinca nos planos de alta tensão de tração: envolve o crescimento de uma trinca bem definida em direção normal à tensão de tração máxima. Este estágio é geralmente chamado *estágio II de crescimento de trinca*;
- iv. Ruptura final estática: ocorre quando a trinca atinge um tamanho tal que a seção transversal resistente não pode mais suportar a carga.

A fração relativa do número total de ciclos para a ruptura, associada a cada estágio, depende das condições de ensaio e do material. Todavia, já se encontra bem estabelecido o fato de que uma trinca de fadiga pode ser formada antes que tenham decorrido 10% da vida total da amostra. Esses estágios do processo de falha por fadiga são complexos e influenciados por vários fatores (DIETER, 1976).

Existem vários modelos para explicar a nucleação de trincas de fadiga, sendo que a maioria deles envolve o acúmulo de discordâncias na superfície devido à deformação plástica localizada. A aplicação de carga cíclica causa na superfície um deslizamento cíclico irreversível, associado a um acúmulo de discordâncias localizado. Este processo forma intrusões e extrusões superficiais, que são locais preferenciais para a iniciação de trincas de fadiga devido à concentração de tensões associada (SCHIJVE, 2003). A Figura 8 demonstra, de forma esquemática, o surgimento de bandas de deslizamento na superfície em relação a cargas estáticas e cíclicas.

Figura 8: Esquema do surgimento de bandas de deslizamento na superfície

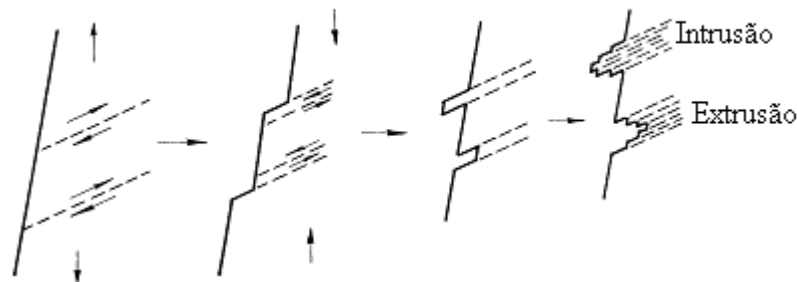


Fonte: (SCHIJVE, 2003).

Um dos modelos mais simples para explicar a nucleação de trincas de fadiga em

materiais metálicos é o modelo de Cottrell-Hull, que pressupõe que microtrincas podem ter seu início devido a uma amplitude alternada de deformação plástica localizada, mesmo na ausência de concentradores de tensão, entalhes ou inclusões. Conforme esse modelo, quando uma discordância emerge na superfície, uma banda de escorregamento com o módulo de um vetor de Burgers é criada. Durante uma reversão perfeita do ciclo no mesmo plano de escorregamento, esta banda é cancelada; no entanto, o escorregamento ocorre em muitos planos, e o ciclo reverso nunca é perfeito. O acúmulo localizado de várias bandas de escorregamento criadas, de acordo com o modelo de Cottrell-Hull, produz uma rugosidade excessiva na superfície, podendo causar a nucleação de uma microtrinca. A Figura 9 ilustra o mecanismo proposto de formação de um par intrusão/extrusão na superfície: de (a) até (c) ocorrem os escorregamentos dos planos atômicos em direções preferenciais. E em (d) e (e) ocorre a formação das intrusões/extrusões (ASM, 1996).

Figura 9: Modelo de Cottrell-Hull para a formação de intrusões e extrusões



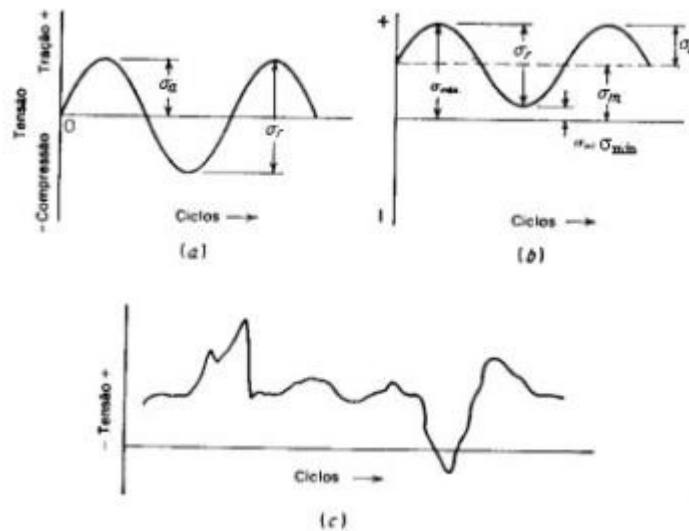
Fonte: (ASM, 1996).

2.7.3 Ciclo de tensões

Os tipos gerais de tensões flutuantes que podem ocasionar a fadiga estão ilustrados na Figura 10. Por convenção, tensões de tração são positivas e tensões de compressão são negativas. A Figura 10a ilustra um *ciclo de tensões alternadas* de forma senoidal, que é uma situação idealizada típica de uma máquina de fadiga que, em serviço, pode ser comparada a um eixo rotativo operando com a velocidade constante e sem sobrecargas. Para este ciclo de tensões, as tensões máxima e mínima são iguais. A Figura 10b ilustra um *ciclo de tensão flutuante* no qual as tensões máxima e mínima são diferentes. Nesta ilustração, ambas as tensões são de tração, embora um ciclo de tensão flutuante possa apresentar tensões máxima e mínima de sinais opostos ou ambos em compressão. Por

último, a Figura 10c ilustra um ciclo de tensões mais complicado que pode ser encontrado num componente como uma asa de avião, que está sujeita a sobrecargas periódicas imprevisíveis devido a correntes de vento (DIETER, 1976).

Figura 10: Ciclos de tensão típicos em fadiga. (a) Tensão alternada. (b) Tensão flutuante. (c) Ciclo de tensão irregular ou aleatória



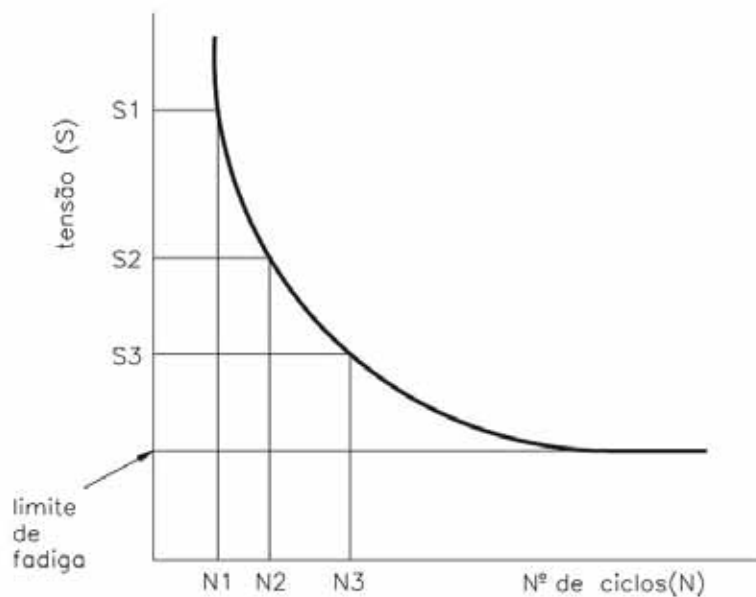
Fonte: (DIETER, 1976).

2.7.4 Estimativa da vida em fadiga

Através de estudos iniciais efetuados por Wöhler (1870), componentes estruturais foram submetidos a esforços cíclicos de flexão, torção e carregamentos axiais. Desta forma, resultou-se a caracterização do comportamento à fadiga em termos de amplitude de tensão versus vida à fadiga, onde os resultados do ensaio de fadiga são representados através da curva “tensão-número de ciclos”, ou simplesmente curva S-N. A curva S-N relaciona um valor de tensão alternada S (*Stress*) ao número de ciclos (N) que pode levar a peça, sob ensaio, à ruptura (SOUZA, E. D.).

Supondo que, para uma determinada tensão S_1 , o corpo de prova se rompa em um certo número de ciclos N_1 , e para uma solicitação S_2 se rompa em N_2 ciclos, e assim por diante, pode-se construir o diagrama S-N (ver figura 11), com a tensão no eixo das ordenadas e o número de ciclos no eixo das abscissas.

Figura 11: Curva S-N, de tensão por número de ciclos



Fonte: (Callister, 2007)

Observando a curva da Figura 11, nota-se que, à medida que se diminui a tensão aplicada, o corpo de prova resiste a um maior número de ciclos. Nota-se, também, que diminuindo a tensão a partir de um determinado nível, em que a curva se torna horizontal, o número de ciclos para o rompimento do corpo de prova torna-se praticamente infinito. Esta tensão máxima, que praticamente não provoca mais a fratura por fadiga, chama-se limite de fadiga ou limite de resistência à fadiga, típico de metais ferrosos. Segundo Silva (2010), para a maioria das ligas não ferrosas, onde este limite não é observado, estima-se o valor de tensão na qual a vida em fadiga seja aproximadamente 10^8 ciclos.

2.7.5 Efeitos da superfície no comportamento em fadiga

Em projetos de engenharia, os dados de fadiga são obtidos geralmente a partir de corpos de prova polidos e em escala reduzida. Contudo, os dados utilizados no projeto deveriam ser obtido em condições similares àquelas que o componente estará submetido em operação, o que geralmente não ocorre. Tipicamente, em uma aplicação real, a geometria do componente será diferente daquela do corpo de prova, e a superfície, quase que invariavelmente, apresentará um acabamento inferior à do corpo de prova, além de eventualmente conter tensões residuais (CALLISTER, 2007).

Segundo (DIETER, 1976), tipicamente todas as falhas por fadiga iniciam na superfície do componente. Para tipos comuns de carregamento, como flexão e torção, a tensão máxima ocorre na superfície, portanto é mais provável que a trinca ali se principie. Existem vários estudos comprovando que as propriedades de fadiga são muito sensíveis às condições superficiais. Além disso, a superfície está sujeita à oxidação e corrosão. De uma maneira geral, os fatores que afetam a resistência de um corpo de prova de fadiga são:

- i. Rugosidade da superfície ou concentradores de tensão na superfície;
- ii. Variações na resistência à fadiga do metal na superfície;
- iii. Variações nas condições de tensão residual na superfície.

Os diferentes acabamentos superficiais, produzidos pelos vários processos de usinagem empregados, podem afetar consideravelmente a vida em fadiga. A condição superficial e a presença de tensão residual pode alterar a resistência à fadiga de um aço genérico, comparando a resistência à fadiga para diferentes condições superficiais.

Conforme os estudos de (KITAGAWA, 1983), observou-se, em alguns testes de corrosão-fadiga, que as trincas teriam maior facilidade de se iniciar onde aleatoriamente foram nucleados pites de corrosão, atuando estes como concentradores de tensão na superfície.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAL

O material utilizado neste estudo é um tubo de aço microligado, também denominado aço de alta resistência e baixa liga (ARBL), grau API 5L X70. Tal aço apresenta como características: alta resistência e baixa liga, excelente tenacidade e soldabilidade, sendo fabricado por meio de laminação termomecânica controlada, sem resfriamento acelerado. O material foi fabricado pela USIMINAS e fornecido pela TenarisConfab S/A na forma de anéis de tubos, com diâmetro externo de 700 mm e espessura de parede de 19,05 mm.

A Tabela 2 contém a composição química deste tipo de aço propostas por API 5L e DNV-OS-F101.

Tabela 2: Composição química do aço API 5L X70.

| Norma Grau do Aço | Fração de massa baseada na análise do produto | | | | | | Carbono equivalente máximo % |
|----------------------|---|------|------|-------|-------|---------|---------------------------------|
| | Percentual máximo em massa | | | | | | |
| | C | Si | Mn | P | S | V+Ni+Ti | CE_{Pcm} |
| API X70M | 0,12 | 0,45 | 1,70 | 0,025 | 0,015 | 0,15 | 0,25 |
| DNV SMYS 485 | 0,12 | 0,45 | 1,75 | 0,020 | 0,010 | 0,15 | 0,22 |

Fonte: Adaptado das normas (API 5L, 2008; DNV-OS-F101, 2010; ISO 3183, 2012)

Observações:

- i. Salvo acordo em contrário, a soma das concentrações de vanádio, nióbio e titânio deve ser menor ou igual a 0,15%;
- ii. As especificações da norma API seguem requisitos da norma ISO 3183.

Através dos anéis de tubo, as amostras foram retiradas de acordo com as especificações da norma API 5L. Os corpos de provas de tração foram confeccionados de acordo com a norma ASTM A370 e os corpos de prova de fadiga cilíndricos e fadiga da junta soldada obedeceram aos critérios determinados na norma ASTM E466. As amostras de corpos de prova para avaliação da resistência a fadiga foram retirados perpendicularmente à solda

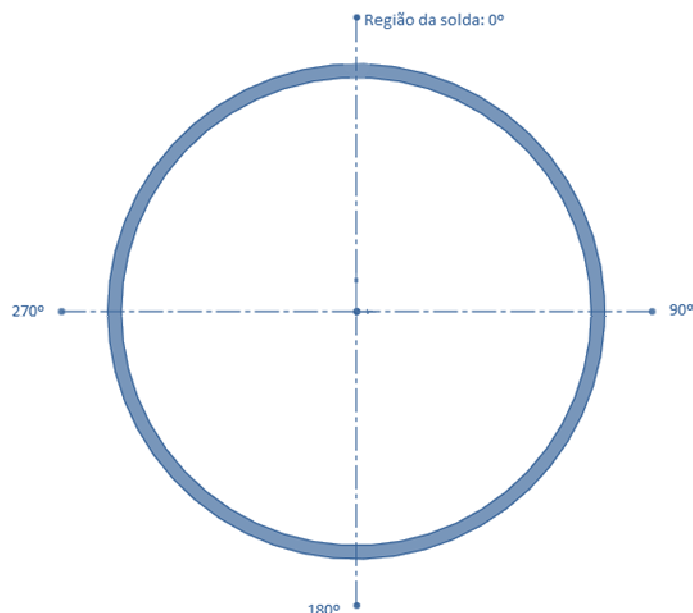
longitudinal do tubo. Os procedimentos e as cargas dos ensaios também foram definidos de acordo com indicações das normas ASTM A370 e ASTM E466.

3.2 MÉTODOS

3.2.1 Corte dos anéis de tubos

Para análise de seções do anel de tubo fornecido pela TenarisConfab S/A foram inicialmente separados em quatro seções: região da solda, 90° e 270° (regiões equivalentes) e 180°, como é mostrado no esquema da Figura 12.

Figura 12 : Representação de um anel de tubo convenientemente dividido em quatro regiões, tomando como referência (0°) o cordão de solda.



Fonte: (SORRIJA, 2012)

Foram realizadas marcações com giz nas superfícies do anel de tubo nos limites de cada região para ser realizado o corte por meio do processo de oxicorte, obtendo-se quatro pedaços menores do anel de tubo. Este procedimento foi realizado na Oficina Mecânica do

CTIG-UNESP. A Figura 13 ilustra a operação de corte dos tubos.

Figura 13: Processo de oxicorte em um anel de tubo.



Fonte: (SORRIJA, 2012)

As seções do anel de tubo foram convenientemente numeradas para posterior identificação, como apresentado na Figura 14.

Figura 14: Seções de tubo cortados numerados para posterior identificação.



Fonte: (SORRIJA, 2012)

As seções obtidas após corte por oxicorte foram novamente cortadas, com serra de fita e ou serra hidráulica (Oficina Mecânica do Departamento de Materiais e Tecnologia e Oficina Mecânica do CTI, ambos situados na FEG/UNESP). A Figura 15 ilustra o corte em partes menores de um trecho de anel de tubo previamente cortado por oxicorte.

Figura 15: Corte com serra hidráulica de trecho de anel de tubo na Oficina Mecânica do Departamento de Materiais e Tecnologia, FEG/UNESP.



Fonte: (SORRIJA, 2012)

Após obtenção de trechos de anel de tubo em tamanhos convenientes, os corpos de prova foram usinados nas dimensões finais atendendo as normas necessárias para o tipo de ensaio.

3.2.2 Microdureza Vickers

As medições de microdureza foram realizadas por meio do equipamento MICROMET 2004 da BÜEHLER, com carga de 300g.

3.2.3 Microscopia óptica (MO)

Com o objetivo de observar a microestrutura do metal de base foi realizada a análise por microscopia óptica.

A amostra foi embutida a frio, lixada com papel de granulometria 100, 220, 320, 400, 600 e 1000, e polida por meio de alumina ($1\mu\text{m}$, $2\mu\text{m}$ e $3\mu\text{m}$) e uma solução de sílica coloidal em suspensão, tipo OPU, em pano tipo DP PLUS. O reagente químico utilizado para revelação da microestrutura do material foi Nital a 2%, aplicado de três a

cinco segundos. A amostra foi preparada conforme a norma ASTM E3-01.

As imagens foram capturadas por meio de um microscópio óptico de marca NIKON, modelo EPIPHOT 200 e uma câmera do tipo SPOT *Insight* QE, utilizando os programas SPOT e Image – J.

3.2.4 Microscopia de Varredura (MEV)

As amostras utilizadas na análise por microscopia óptica foram observadas através do microscópio de varredura (MEV) do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP, e através do mesmo, foram obtidas as imagens para análise da origem e propagação da trinca de fadiga, assim como a região de propagação.

3.2.5 Ensaio de tração

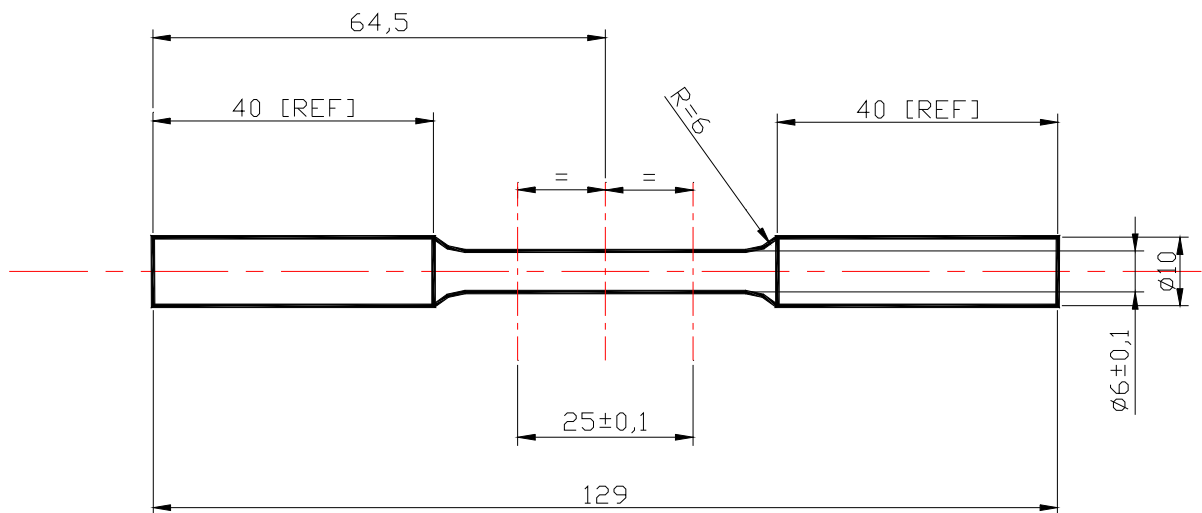
Foram confeccionados corpos de prova de tração conforme as recomendações da norma ASTM E370, nas quantidades descritas abaixo:

- i – cinco corpos de prova de tração cilíndricos obtidos em relação à direção longitudinal do tubo;
- ii – cinco corpos de prova de tração cilíndricos obtidos em relação à direção transversal do tubo;

Os corpos de prova foram retirados diretamente do tubo conformado, nas direções transversal e longitudinal (em relação ao comprimento do tubo), no caso dos corpos de prova cilíndricos, com o objetivo de avaliar o grau de anisotropia do material.

As Figuras 16 e 17 ilustram esquemas dos corpos de provas de tração cilíndricos.

Figura 16: Esquema de corpo de prova de tração cilíndrico ensaiado.



Fonte: (SORRIJA, 2012)

Os corpos de prova foram dimensionados e posteriormente ensaiados na temperatura ambiente, com base na norma ASTM E370, em uma máquina Instron 8801 com 100 kN de capacidade no caso dos corpos de prova de tração cilíndricos.

Figura 17: Imagem dos corpos de prova utilizados no ensaio de tração

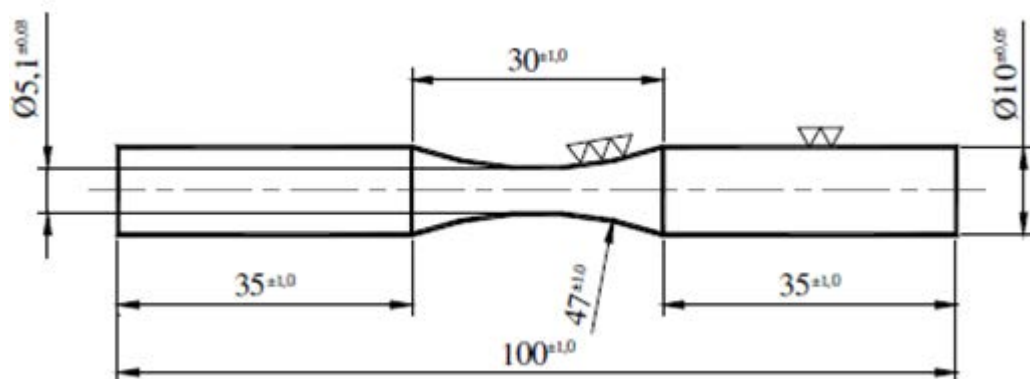


Fonte: (Foto própria, 2013)

3.2.6 Ensaios de Fadiga

Os corpos de prova cilíndricos de fadiga foram confeccionados conforme a Figura 18, em atendimento à norma ASTM E466. Os ensaios foram realizados com razão de carga $R=0,1$, frequência de 20Hz, amplitude constante e na temperatura ambiente. Com os dados obtidos, foram confeccionadas as curvas S-N (Wöhler).

Figura 18: Dimensões dos corpos de prova cilíndricos de fadiga, na direção longitudinal e transversal de laminação da chapa de aço API 5L X70 [mm].



Fonte: (SORRIJA, 2012)

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

As análises de composição química foram conduzidas pela Apolo Tubulars S/A, em duas amostras de metal base do tubo API 5L grau X70 e especificação PSL 2 retiradas a 90° e 180° do cordão de solda. As análises foram realizadas conforme recomendações das principais normas do setor de petróleo e gás, como API 5L e DNV OS F101. Os resultados das análises de composição química estão apresentados na Tabela 3 a partir da média aritmética das duas amostras.

Tabela 3 – Composição química (% em massa) do aço API 5L X70

| Elemento Químico | API 5L PSL2 X70M 44 | API 5L PSL2 X70MO 44 | API 5L PSL2 X70MS 44 | DNV OS F101 SMYS 485 | DNV OS F101 SS SMYS 485 | Material experimental aço API grau X70M PSL 2 (média) |
|-------------------------|--------------------------------|---------------------------------|---------------------------------|---------------------------------|------------------------------------|--|
| C | 0,12 | 0,12 | 0,10 | 0,12 | 0,10 | 0,0580 |
| Si | 0,45 | 0,45 | 0,45 | 0,45 | 1,60 | 0,2415 |
| Mn | 1,70 | 1,75 | 1,60 | 1,75 | - | 1,2950 |
| P | 0,025 | 0,02 | 0,02 | 0,02 | - | 0,0073 |
| S | 0,015 | 0,01 | 0,002 | 0,01 | 0,002 | 0,0010 |
| V | - | 0,10 | 0,10 | 0,10 | - | 0,0790 |
| Nb | - | 0,08 | 0,08 | 0,08 | - | 0,0535 |
| Ti | - | 0,06 | 0,06 | 0,06 | - | 0,0010 |
| V+Nb+Ti | 0,15 | 0,15 | 0,15 | 0,15 | - | 0,1335 |
| CE_{Pcm} | 0,25 | 0,22 | 0,22 | 0,22 | 0,22 | 0,1471 |

Fonte: (Própria, 2013)

Com a análise da Tabela 3 fica evidente que a composição química encontrada corresponde à composição extensivamente referenciada na literatura, classificando o aço em estudo como um aço microligado de alta resistência e baixa liga (ARBL) (*High-Strength Low Alloy Steel - HSLA*).

A composição química do metal de solda encontra-se na Tabela 4.

Tabela 4 – Composição química (% em massa) do metal de solda da junta soldada SAW

| | | | | | | | | | |
|-----------------|-----------|-----------|-----------|----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------------|
| Elemento | C | Mn | Si | P | S | Cr | Ni | Mo | Al |
| % | 0,043 | 1,376 | 0,307 | 0,0128 | 0,0045 | 0,051 | 0,042 | 0,100 | 0,028 |
| Elemento | Cu | V | Ti | B | Sn | Co | W | N | Cr+Ni+Mo |
| % | 0,049 | 0,0613 | 0,0081 | 0,0013 | 0,0041 | 0,0042 | 0,002 | 0,00001 | 0,192 |

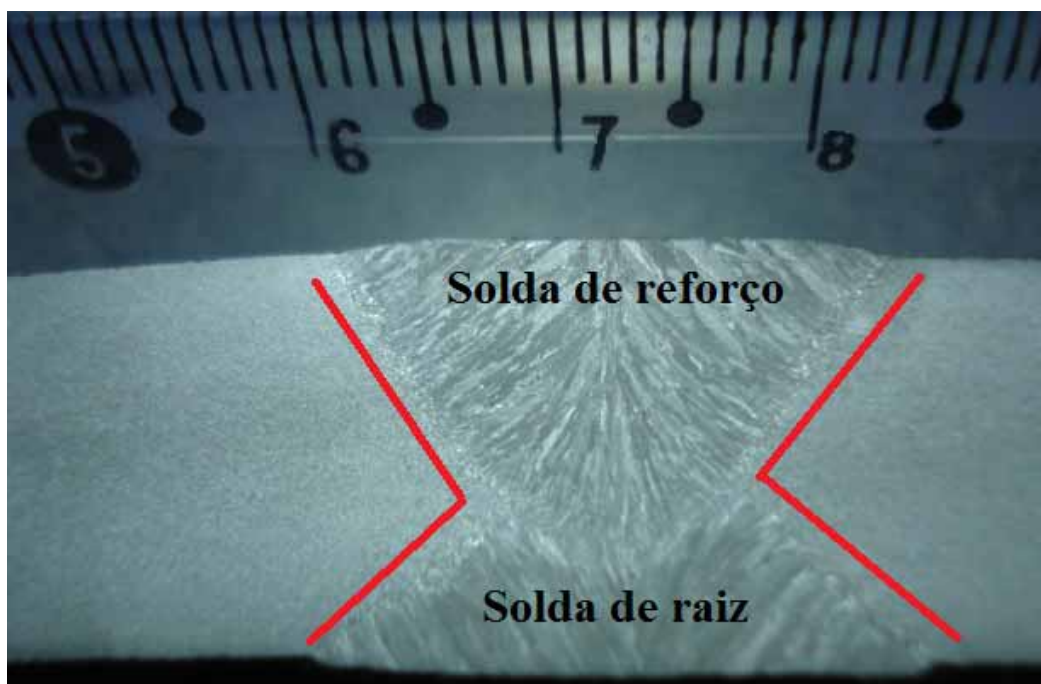
Fonte: (Própria, 2013)

4.2 ANÁLISE METALOGRAFICA

4.2.1 Macrografia da Junta soldada

A visualização da imagem da Figura 19 permite a identificação do chanfro tipo “duplo V” devido aos processos de soldagem do tipo SAW que consiste na solda raiz, com posterior rotação do tubo em 180° em relação a seu comprimento e aplicação da solda de reforço.

Figura 19: Destaque das soldas realizadas e representação do formato do chanfro tipo “duplo V” (em vermelho) da macrografia da junta soldada:



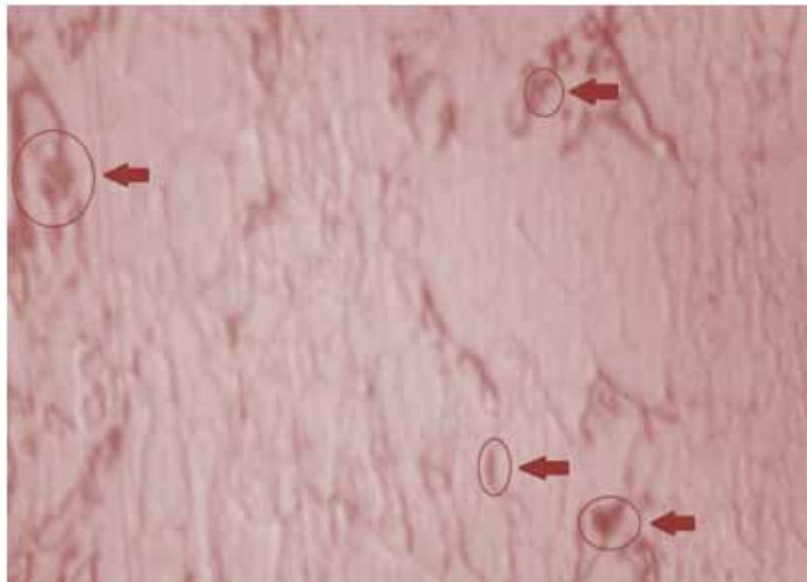
Fonte: (SORRIJA, 2012)

4.2.2 Micrografia

4.2.2.1 Metal base

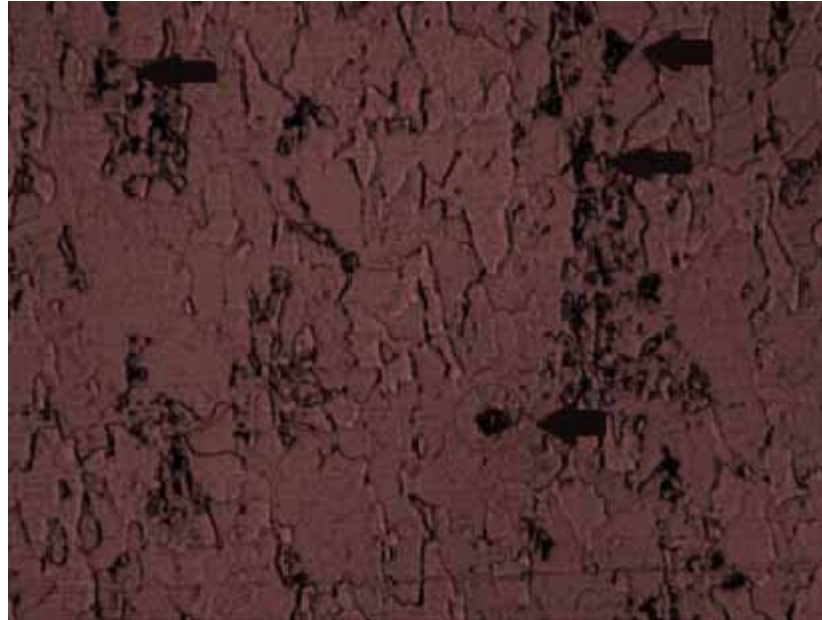
A análise micrográfica executada no metal base pode comprovar a caracterização do aço API 5L X70, como tendo sido laminado por processo de laminação controlada termomecanicamente. O estudo revela microestrutura bandeada (sentido longitudinal) e refinada, composta por ferrita (área clara) e colônias de perlita (área escura, identificada por círculos em vermelho nas Figuras 20 e 21). A Figura 20 é referente à amostra no sentido longitudinal de laminação, enquanto que a Figura 21 corresponde à amostra no sentido transversal.

Figura 20: Análise metalográfica conduzida no aço API 5L X70 em estudo revela microestrutura refinada composta por ferrita (área clara) e colônias de perlita (área escura) no sentido longitudinal



Fonte: (Foto própria, 2013)

Figura 21: Análise metalográfica conduzida no aço API 5L X70 em estudo revela microestrutura refinada composta por ferrita (área clara) e colônias de perlita (área escura) no sentido transversal.



Fonte: (Foto própria)

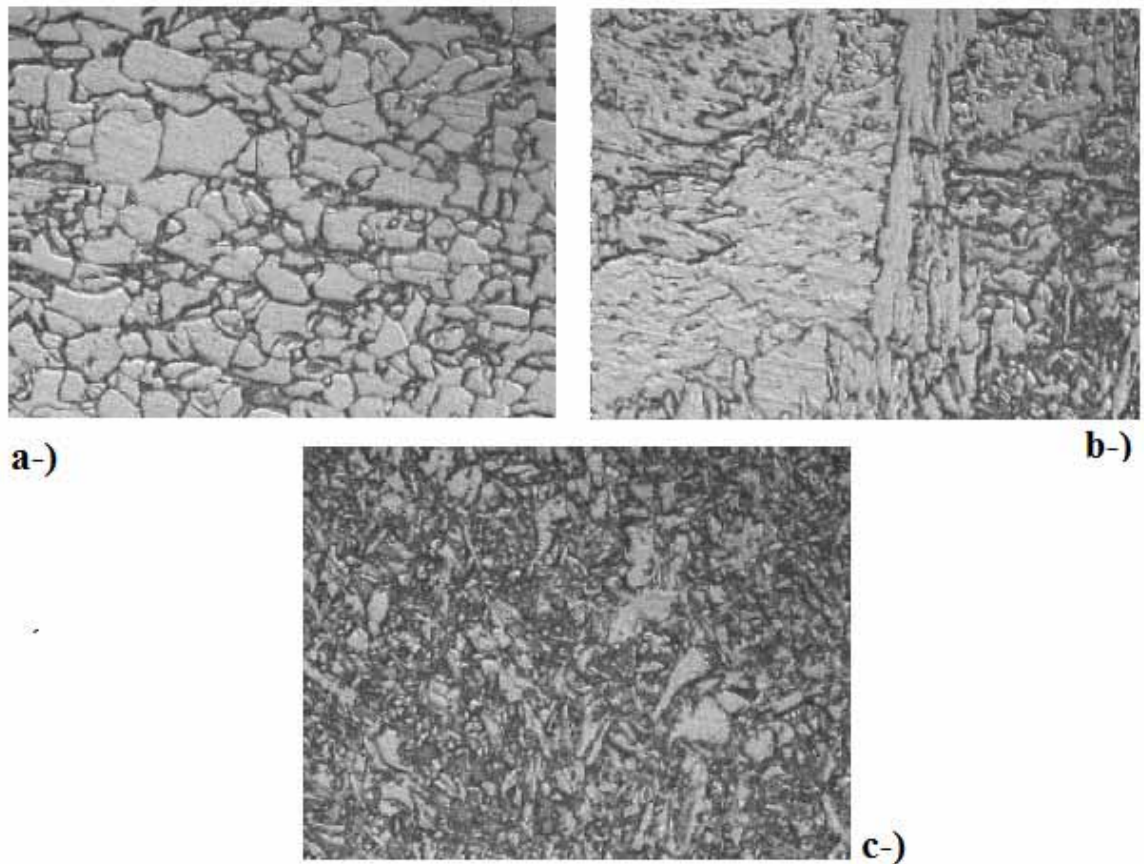
Nota-se, na Figura 20, que os grãos foram deformados no sentido de laminação da chapa. Por outro lado, constata-se na Figura 21 que os grãos apresentam uma morfologia equiaxial, considerando que não há deformação no sentido transversal da chapa no processo de laminação.

A estrutura refinada dos grãos ferríticos é resultado do processo de laminação controlada, que traz como consequência a obtenção de melhores propriedades de resistência e tenacidade, simultaneamente, devido ao mecanismo de endurecimento pela redução do tamanho de grão.

4.2.2.2 Junta soldada

Na Figura 22 são apresentadas micrografias de comparação entre as microestruturas do material-base e a junta soldada, com ampliação de 500x.

Figura 22: Micrografias do material-base e da junta soldada, ampliação de 500x. a-) Material-base, b-) Interface RGG/Material da solda, c-) Material da Solda.



Fonte: (SORRIJA, 2012).

Na figura 22, o material base identificado em a-) apresenta uma matriz de ferrita (α , fase clara) e apresenta também presença de fase perlítica (fase escura). A grande quantidade de fase α confirma o baixo teor de carbono do aço. Os grãos observados são uniformes, equiaxiais. Para b-) observa-se a interface entre a RGG, caracterizada por grãos grandes, irregulares, quando comparados aqueles observados no material-base com o material da solda. Em c-) fica evidenciada uma matriz ferrítica no material da solda, com possível presença de fases bainíticas e martensíticas.

4.3 MICRODUREZA VICKERS

Para comparação dos valores de dureza entre o material-base e o material da solda, foram realizadas medições de microdureza. Diferentes pontos tiveram sua dureza medida, sendo

nove pontos do material-base e seis pontos da região de solda.

Os valores de dureza para cada ponto, e valores de desvio padrão e médias das durezas da material-base e solda podem ser observados na Tabela 5.

Tabela 5: Valores de dureza mensurados em cada ponto e as respectivas regiões da junta soldada a que pertencem com desvio padrão e média:

| DUREZA VICKERS | | | | | | | | | |
|-----------------------|-------------|-----------------|--------------|-----------------|-----------------|--------------------|-----------------|-----------------|-----------------|
| Região | 1 MB | 2 MB | 3 MB | 4 MB | 5 MB | 6 MB | 7 MB | | |
| HV | 204 | 208 | 201 | 200 | 204 | 181 | 183 | | |
| Região | 8 MB | 9 MB | 10 MB | 11 SOLDA | 12 SOLDA | 13 SOLDA | 14 SOLDA | 15 SOLDA | 16 SOLDA |
| HV | 212 | 190 | 182 | 257 | 246 | 223 | 244 | 248 | 261 |
| | | Média MB | | DP MB | | Média SOLDA | | DP SOLDA | |
| | | 196,5 | | 11,51086 | | 246,5 | | 13,277801 | |

Fonte: (Própria, 2013)

Com análise de resultados, pode ser notado que o material da solda apresenta os maiores valores de dureza; é a porção mais homogênea da junta soldada e com composição química que pode ser pré-definida pelo fabricante do tubo convenientemente. A dureza nessa região está dentro do esperado, uma vez que, embora tenha alta soldabilidade, é possível a formação de microestruturas frágeis nesta região que possuem elevados valores de dureza e podem ter compensado o efeito da presença de grãos de grandes dimensões (que tendem a diminuir a dureza do material).

4.4 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os valores especificados pela norma API 5L 44^a edição para o grau X70 PSL2 e os requisitos da DNV SMYS 485 foram atendidos pela análise dos resultados. A Tabela 6 apresenta os resultados dos ensaios de tração realizados, dos corpos de prova cilíndricos na direção transversal e longitudinal.

Tabela 6: Resultados obtidos nos ensaios de tração com corpos de prova cilíndricos

| Resultados dos ensaios de tração | | | | | | |
|----------------------------------|-------------------------|--------------------------|-------------------------------------|--------------------------------------|----------|---|
| Grupo | σ_e [MPa] a 0,2% | Desvio padrão σ_e | $\sigma_{m\acute{a}x}$ [MPa] a 0,2% | Desvio padrão $\sigma_{m\acute{a}x}$ | Along. % | $\sigma_e \text{ m\acute{e}d} / \sigma_{m\acute{a}x} \text{ m\acute{e}d}$ |
| Cilíndrico - Transversal | | | | | | |
| 1 | 499,36 | 3,01 | 546,33 | 7,78 | 30 | 0,9 |
| 2 | 498,54 | | 554,65 | | 29 | |
| 3 | 500,95 | | 566,4 | | 32 | |
| 4 | 502,98 | | 559,64 | | 30 | |
| 5 | 494,9 | | 550,86 | | 31 | |
| Cilíndrico - Longitudinal | | | | | | |
| 1 | 518,09 | 7,94 | 578,25 | 9,51 | 27 | 0,89 |
| 2 | 504,65 | | 566,21 | | 33 | |
| 3 | 507,59 | | 577,29 | | 31 | |
| 4 | 496,84 | | 555,46 | | 33 | |
| 5 | 511,79 | | 564,73 | | 30 | |

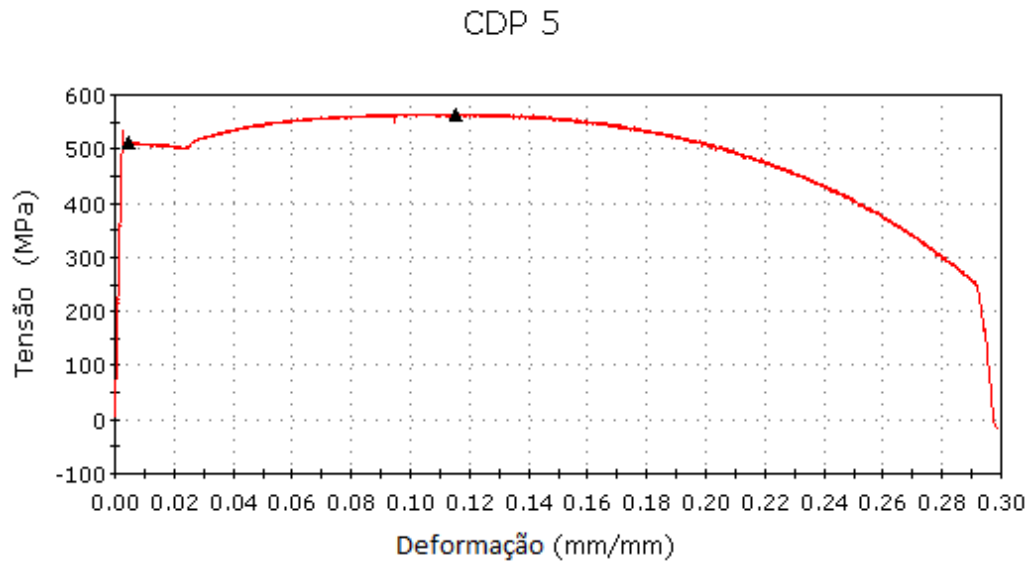
Fonte: (Própria, 2013)

A obtenção dos corpos de prova do tubo foi realizada como descrito na seção de materiais e métodos. A anisotropia do material foi constatada, com os corpos de prova retirados em relação à direção longitudinal do tubo apresentando maiores valores de tensão de escoamento e máxima quando comparados aos valores obtidos em relação à direção transversal, considerando os corpos de prova de tração cilíndricos, os quais foram utilizados nesta comparação. Observa-se também que a relação entre a tensão de escoamento e a tensão máxima do material ficou próxima de 0,9 para todos os casos, ou seja, o material apresenta uma limitada capacidade de aumento de resistência mecânica através de mecanismo de encruamento.

A norma API 5L estabelece o valor mínimo de 485 MPa para o limite de escoamento do aço API 5L X70. De acordo com os valores demonstrados na Tabela 6, os corpos de prova longitudinal e transversal utilizados neste estudo atendem à norma API 5L com valores médios de limite de escoamento de 507,8 MPa e 499,53 MPa, respectivamente.

O gráfico da Figura 24 apresenta um exemplo de uma curva de tração obtida nos ensaios realizados. É perceptível a proximidade entre a tensão de escoamento e a tensão máxima.

Figura 24: Gráfico de um ensaio de tração realizado: corpo de prova 5 de tração, retirado da direção transversal do tubo.



Fonte: (Própria, 2013)

4.5 ENSAIO DE FADIGA

A Tabela 7 apresenta os resultados dos ensaios de fadiga realizados dos corpos de prova na direção transversal com valores de tensão nominal e número de ciclos até a ruptura.

Tabela 7: Resultados apresentados para diferentes tensões nominais em corpos de provas transversais

| Fadiga Transversal Tubo R=0.1 | | | | | | | | |
|--------------------------------------|---|--------------|--------|-----------|-----------|-----------|----------|--------------|
| cdp | % | Tensão [Mpa] | d [mm] | Pmáx [KN] | Pmín [KN] | Pmed [KN] | Amp [KN] | Ciclos |
| 1 | | 670,00 | 5,22 | 14,339 | 1,434 | 7,886 | 6,452 | 51.912,00 |
| 9 | | 575,00 | 5,23 | 12,353 | 1,235 | 6,794 | 5,559 | 286.659,00 |
| 4 | | 650,00 | 5,22 | 13,911 | 1,391 | 7,651 | 6,260 | 94.447,00 |
| 5 | | 620,00 | 5,21 | 13,218 | 1,322 | 7,270 | 5,948 | 185.867,00 |
| 7 | | 610,00 | 5,23 | 13,105 | 1,310 | 7,208 | 5,897 | 166.011,00 |
| 3 | | 650,00 | 5,23 | 13,964 | 1,396 | 7,680 | 6,284 | 94.080,00 |
| 6 | | 620,00 | 5,21 | 13,218 | 1,322 | 7,270 | 5,948 | 125.826,00 |
| 2 | | 670,00 | 5,23 | 14,394 | 1,439 | 7,916 | 6,477 | 54.168,00 |
| 8 | | 610,00 | 5,24 | 13,155 | 1,315 | 7,235 | 5,920 | 340.878,00 |
| 10 | | 550,00 | 5,22 | 11,770 | 1,177 | 6,474 | 5,297 | 632.046,00 |
| 11 | | 500,00 | 5,22 | 10,700 | 1,070 | 5,885 | 4,815 | 1.238.456,00 |
| 12 | | 575,00 | 5,22 | 12,305 | 1,231 | 6,768 | 5,537 | 1.201.734,00 |

Fonte: (Própria, 2013)

A Tabela 8 apresenta os resultados dos ensaios de fadiga realizados dos dez corpos de prova na direção longitudinal. São apresentados valores de tensão nominal e número de ciclos até a ruptura.

Tabela 8: Resultados apresentados para diferentes tensões nominais em corpos de provas longitudinais

| Fadiga Longitudinal Tubo R=0.1 | | | | | | | |
|---------------------------------------|---------------------|---------------|------------------|------------------|------------------|-----------------|---------------|
| cdp | Tensão [Mpa] | d [mm] | Pmáx [KN] | Pmín [KN] | Pmed [KN] | Amp [KN] | Ciclos |
| 1 | 550,00 | 5,29 | 12,088 | 1,209 | 6,649 | 5,440 | 2.000.000,00 |
| 2 | 600,00 | 5,29 | 13,187 | 1,319 | 7,253 | 5,934 | 1.373.773,00 |
| 3 | 650,00 | 5,29 | 14,286 | 1,429 | 7,857 | 6,429 | 69.545,00 |
| 4 | 620,00 | 5,28 | 13,575 | 1,358 | 7,466 | 6,109 | 180.211,00 |
| 5 | 650,00 | 5,20 | 13,804 | 1,380 | 7,592 | 6,212 | 102.948,00 |
| 6 | 620,00 | 5,24 | 13,370 | 1,337 | 7,354 | 6,017 | 123.356,00 |
| 7 | 610,00 | 5,24 | 13,155 | 1,315 | 7,235 | 5,920 | 149.163,00 |
| 8 | 670,00 | 5,32 | 14,893 | 1,489 | 8,191 | 6,702 | 28.668,00 |
| 9 | 650,00 | 5,34 | 14,557 | 1,456 | 8,007 | 6,551 | 129.682,00 |
| 10 | 620,00 | 5,26 | 13,473 | 1,347 | 7,410 | 6,063 | 166.822,00 |

Fonte: (Própria, 2013)

A Tabela 9 apresenta os resultados dos ensaios de resistência à fadiga da junta soldada realizados dos oito corpos de prova perpendiculares à solda longitudinal. São apresentados valores de tensão nominal e número de ciclos até a ruptura.

Tabela 9: Resultados apresentados para diferentes tensões nominais em corpos de provas da junta soldada

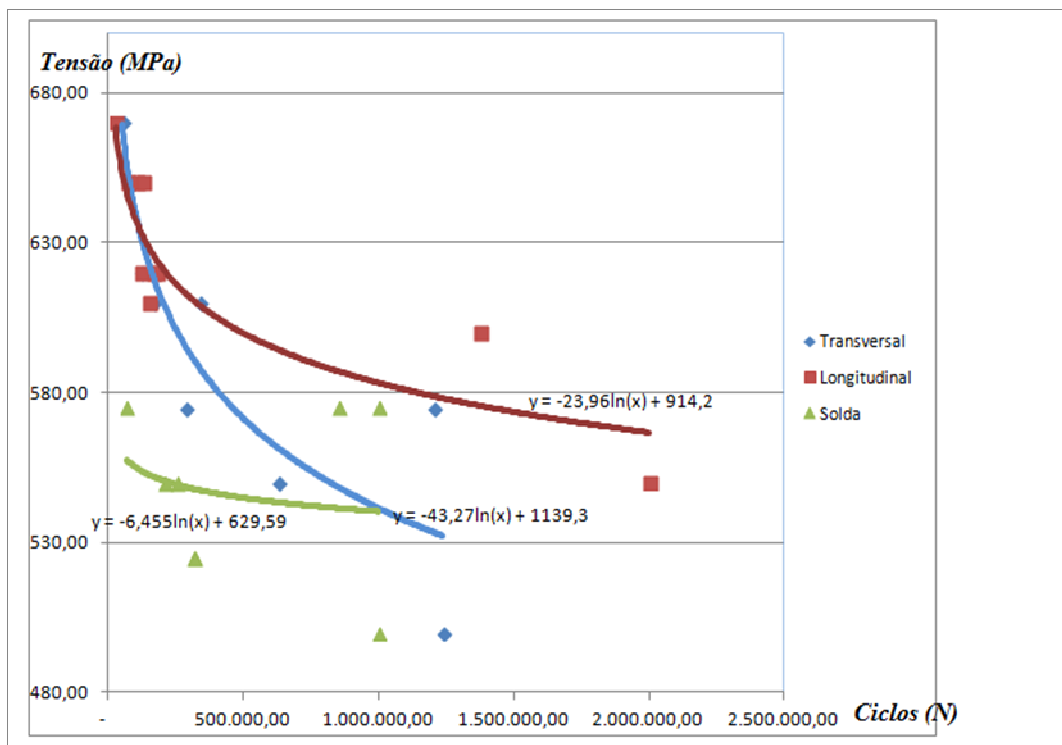
| Fadiga solda Tubo R=0.1 | | | | | | | |
|--------------------------------|---------------------|---------------|------------------|------------------|------------------|-----------------|---------------|
| cdp | Tensão [MPa] | d [mm] | Pmáx [KN] | Pmín [KN] | Pmed [KN] | Amp [KN] | Ciclos |
| 1 | 550,00 | 5,31 | 12,180 | 1,218 | 6,699 | 5,481 | 209.784,00 |
| 2 | 500,00 | 5,29 | 10,989 | 1,099 | 6,044 | 4,945 | 1.000.000,00 |
| 3 | 525,00 | 5,31 | 11,626 | 1,163 | 6,394 | 5,232 | 320.002,00 |
| 4 | 575,00 | 5,31 | 12,733 | 1,273 | 7,003 | 5,730 | 71.027,00 |
| 5 | 525,00 | 5,30 | 11,582 | 1,158 | 6,370 | 5,212 | 320.002,00 |
| 6 | 575,00 | 5,30 | 12,686 | 1,269 | 6,977 | 5,708 | 1.000.000,00 |
| 7 | 575,00 | 5,30 | 12,686 | 1,269 | 6,977 | 5,708 | 854.348,00 |
| 8 | 550,00 | 5,29 | 12,088 | 1,209 | 6,649 | 5,440 | 254.837,00 |

Fonte: (Própria, 2013)

As curvas S-N, de tensão nominal *versus* número de ciclos, e tensão nominal *versus* Log do número de ciclos, obtidas através do ensaio de fadiga em corpos de prova cilíndricos

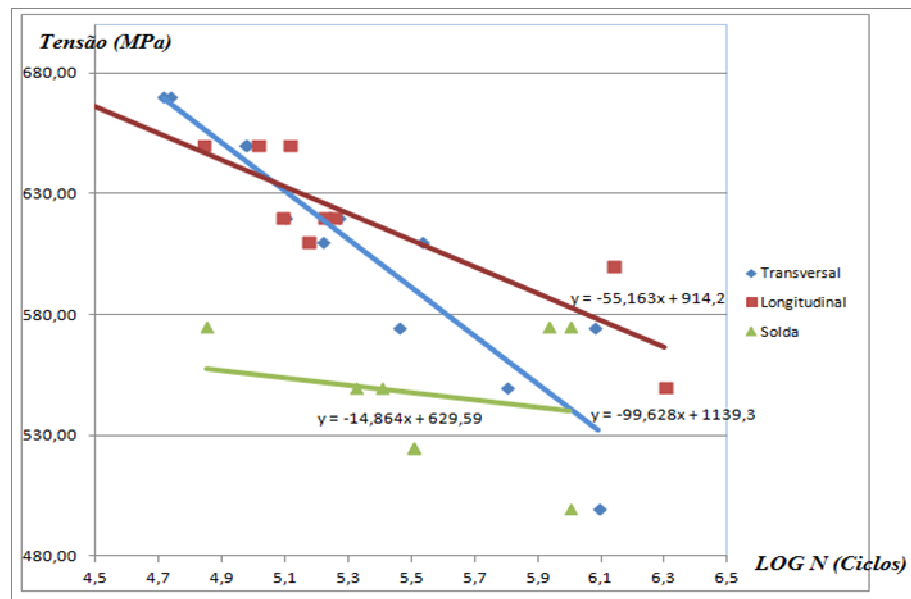
retirados na transversal (TL) ao sentido de laminação da chapa de aço API 5L X70, estão representadas nas Figuras 25 e 26, respectivamente. Os ensaios foram realizados com razão de carga $R=0,1$, frequência de 20 Hz, amplitude constante e na temperatura ambiente, em conformidade com a norma ASTM E466.

Figura 25: Curva S-N, de tensão por número de ciclos, obtida através dos corpos-de-prova cilíndricos transversal, longitudinal e perpendicular à solda longitudinal:



Fonte: (Desenho próprio, 2013)

Figura 26: Curva S-N, de tensão por Log do número de ciclos, obtida através dos corpos de prova cilíndricos longitudinal, transversal e perpendicular à solda transversal



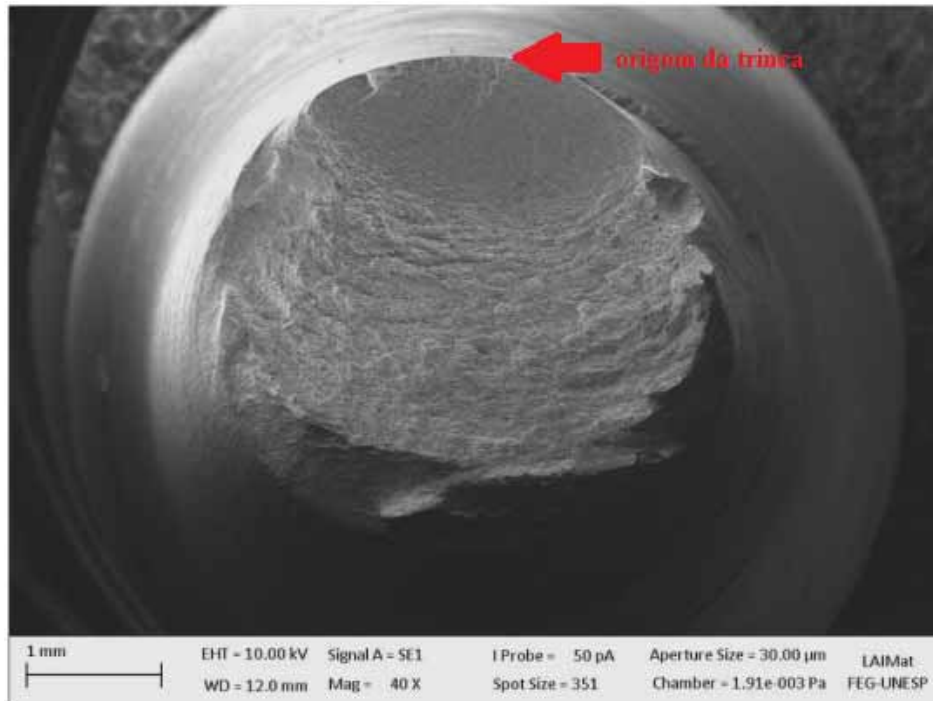
Fonte: (Desenho próprio, 2013)

Através da comparação entre as curvas representadas nas Figuras 25 e 26, foi constatado que os corpos de prova cilíndricos longitudinais apresentaram maior resistência à fadiga quando comparados com os transversais. A curva do corpo de prova retirado da junta soldada mostra que apresenta resistência à fadiga muito menor quando comparados com os corpos de prova longitudinais e transversais.

4.6 MICROSCOPIA DE VARREDURA (MEV)

Pela análise da Figura 27, obtida com o auxílio da microscopia de varredura, notou-se que a trinca originada na superfície do material percorreu uma pequena região do corpo de prova indicando que houve uma propagação rápida da trinca de fadiga e que o ensaio foi realizado em alto nível de tensão.

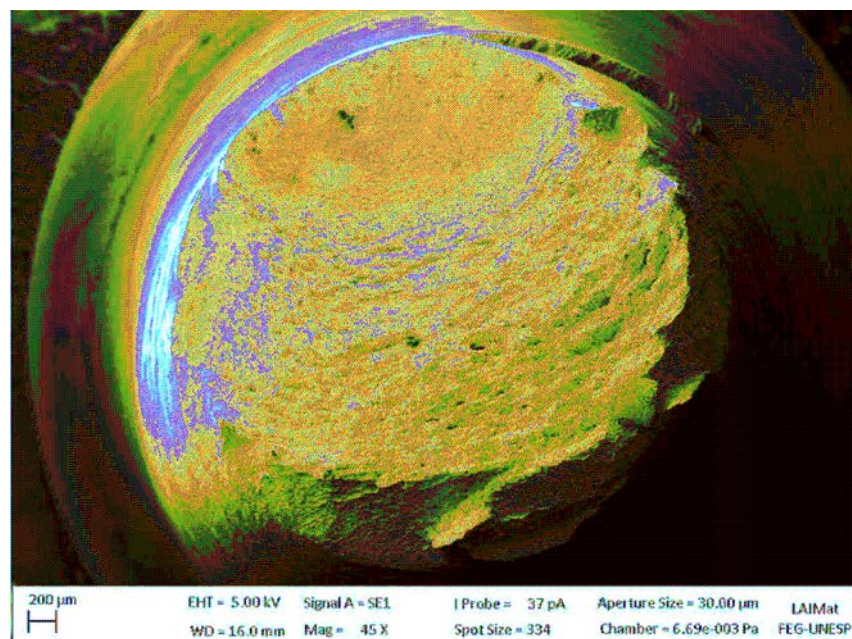
Figura 27: Região de propagação da trinca de fadiga com ampliação de 40x.



Fonte: (Própria, 2013)

A figura 28 com maior ampliação mostra que pode ter havido duas frentes de nucleação e propagação da trinca, uma das quais, se formou durante a fratura decorrente provavelmente da combinação dos Modos I e II de carregamento.

Figura 28: Região de propagação da trinca de fadiga com ampliação de 45x.



Fonte: (Própria, 2013)

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Os aços destinados à fabricação de tubos de grande diâmetro para condução de produtos petrolíferos constituem uma das classes mais sofisticadas de produtos, em função dos requisitos que devem atender em termos de resistência mecânica, tenacidade, soldabilidade e resistência à corrosão, entre outros fatores.

Essas demandas estão se tornando cada vez mais severas, uma vez que a demanda energética mundial requer a exploração de jazidas petrolíferas em locais cada vez mais inóspitos e sob condições operacionais crescentemente severas. Esse desafio contínuo vem sendo vencido pela siderurgia há décadas, através da aplicação de conceitos metalúrgicos sofisticados à concepção, produção e aplicação desses materiais, bem como do desenvolvimento da tecnologia associada a seus processos de fabricação e aplicação. Tudo isso, obviamente, sem perder de vista os aspectos econômicos envolvidos. E, no caso específico do Brasil, a recente descoberta das reservas petrolíferas brasileiras do pré-sal acabou de demonstrar que esse esforço técnico e comercial está muito longe de terminar.

6 CONCLUSÕES

Este trabalho teve como principal objetivo obter curvas S-N (tensão *versus* número de ciclos) para as amostras transversais e longitudinais submetidas ao ensaio de fadiga axial comprando-as entre si e com amostras perpendiculares à região de solda do tubo. Todos os corpos de prova foram obtidos em conformidade com a norma ASTM E466. Por meio da comparação entre as curvas S-N obtidas através dos ensaios de fadiga, foi constatado que os corpos de prova cilíndricos longitudinais apresentaram maior resistência à fadiga que quando comparados com os transversais e ambos apresentaram melhores propriedades de resistência à fadiga quando comparados com os corpos de prova da região de solda. Provavelmente o calor do processo de soldagem e posterior resfriamento alteraram as propriedades de resistência do material.

As causas da alteração da resistência a fadiga são varias, como a estrutura de grãos grosseiros da região soldada e, portanto, é mais fraca que o metal de base ou o material da solda, que ao resfriar-se rapidamente formou martensita, uma estrutura cristalina frágil e dura favorecendo a propagação de trincas. Os ensaios metalográficos, para o caso das macrografias deixou claro a região da solda e para o caso da micrografia foi possível observar como a mesma se altera significativamente entre o material-base, podendo mesmo ser observadas as transições entre diferentes regiões.

No que diz respeito aos ensaios mecânicos, os resultados dos ensaios de microdureza comprovaram as variações entre o material-base e a região da junta soldada de maneira satisfatória e o ensaio de tração esteve de acordo com o especificado na norma API 5L para aços X70, assim como a composição química do material que obedeceram as recomendações das principais normas do setor de petróleo e gás, como API 5L e DNV OS F101.

REFERÊNCIAS

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. Anais CBECM, São Pedro – SP, 2000, 14p.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. *Specification for line pipe steel API 5L, 44th.* Ed, Washington D. C., 2008

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]. ASTM: E8M.* New York, 2004.

ANDREWS, R. M.; BATTLE, A. D.M. **Developments in Fracture Control Technology for Gas Pipelines Utilizing High Strength Steels.** Acessado através de: <http://www.google.com.br> em outubro de 2013, 11p.

ANEEL – Agência Nacional de Energia Elétrica. **Atlas de energia elétrica do Brasil: Parte III – Fontes Não Renováveis** 3ª ed. Brasília: Aneel, 2008. 14 p.

ANP – Agência Nacional do Petróleo. **Anuário Estatístico Brasileiro do Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis 2011.** Disponível em: <http://www.anp.gov.br>, acessado em dezembro 2013.

API – American Petroleum Institute. **Specification for line pipe steel API 5L, 44th.** ed. Washington D.C, 2008.

ASTM – American Society for Testing and Materials. ASTM E647: **Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates.** West Conshohocken, PA, EUA, 2008.

ASTM – American Society for Testing and Materials. ASTM E370: **Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products.** West Conshohocken, PA, EUA, 2010.

BARBOSA, V. S., **Investigação Experimental da Tenacidade em Tubos de Aço API 5L X70 soldados pelo processo HF/ERW.** 2011. Trabalho de Graduação apresentado ao Conselho de Curso de Graduação em Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 7^a ed, Rio de Janeiro: LTC, 2008, 705p.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. UK, 1988. Cap. 8,11.

EROGLU, M.; AKSOY, M. **Effect of initial grain size on microstructure and toughness of intercritical heat affected zone of a low carbon Steel**. Materials Science & Engineering: A. vol. A286, p 289-297, 2000.

FERNANDES, P. E. A. **Avaliação da Tenacidade à Fratura da Zona Afetada pelo Calor (ZAC) do Aço API 5L X80 Soldados pelos Processos SMAW e FCAW**. São Paulo, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2011, 89p. Tese (Doutorado em Engenharia, área de Engenharia Naval e Oceânica).

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

GODOY, J. M.; MANÃO, R. P.; MOREIRA, E. V.; MOREIRA, L. F. M. **Inspeção por partículas magnéticas automatizada em bisel de tubos soldados**. In III PAN NDT. Anais do III PAN NDT, Rio de Janeiro – RJ, 2003, 5p.

GORNI, A. A., REIS, J. S., SILVEIRA, J. H. D. **Metalurgia dos aços microligados usados na fabricação de tubos soldados com grande diâmetro**. Acessado através de <http://www.google.com.br/> em outubro de 2013.

HOPKINS, P. **OIL AND GAS PIPELINES: Yesterday and Today**. International Petroleum Technology Institute, American Society Mechanical Engineers. Acessado através de: <http://www.google.com.br/>, em setembro de 2013, 9p.

JÚNIOR, E. H. **Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API-X70 e aplicação de curvas de resistência J-a para previsão de colapso em dutos**. 2004. Tese apresentada para obtenção do Título de Doutor em Engenharia. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo.

LANCASTER, J. F. **Mettalurgy of Welding**. 1987, 4 ed. 361 p.

NASCIMENTO, M. P. **Retrabalhos em Estruturas Tubulares Aeronáuticas Soldadas: Em fogo “Berços-de-Motores” de Aeronaves.** Guaratinguetá, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista. 2004. 240p. Tese. Doutorado em Engenharia Mecânica.

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

NÚÑES, M. M. G. **Avaliação do comportamento em corrosão dos aços API 5LX70 e API 5LX80 em meio contendo CO₂ por técnicas de análises superficiais e eletroquímicas.** 2006. Dissertação apresentada para obtenção do título de Mestre pelo Programa de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais e Metalurgia da PUC-Rio.

PETROBRAS MAGAZINE. Rio de Janeiro: e.61, 2012.

SANT'ANNA, A. M. S. **Efeito da Hidrogenação em Solução NS4 Nas Propriedades do Aço API 5L X-65.** 2010. Dissertação apresentada para obtenção do título de Mestre, ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Tecnologia de Materiais do Instituto Politécnico, da Universidade do Estado do Rio de Janeiro.

SILVA, E. S. **Propagação de Trincas de Fadiga em Juntas Soldadas Circunferenciais de Aços Para Risers Rígido da Classe API 5L Grau X80.** 2010. Projeto de Graduação apresentado ao curso de Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro.

SILVA, M. C. **Caracterização das propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço API 5L-X80 e determinação experimental de curvas J-R para avaliação da tenacidade a fratura.** 2004. Dissertação apresentada para obtenção do título de Mestre em Engenharia. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

SORRIJA, B. A. **CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE JUNTA SOLDADA COM ARCO SUBMERSO E ANÁLISE DA PROPAGAÇÃO DE TRINCAS EM UM TUBO DE AÇO API X70.** 2012. 55 f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

SILVA, M. C. **Determinação Experimental da Tenacidade à Fratura da Zona Termicamente Afetada de Junta Soldada de Aço API 5L-X80.** 2009. Tese apresentada para obtenção do título de Doutor em Engenharia. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

TENARISCONFAB. **Tubos para condução line pipe.** Disponível em: <http://www.tenaris.com>, acessado em setembro de 2013, 16p.

TERADA, Y., Kiyose, A., Doi, N., Morimoto, H., Kojima, A., Nakashima, T. Hara, T., Sugiyama, M., **High-Strength Linepipes with Excellent HAZ Toughness.** NIPPON Steels, Technical Report No 90, pp. 88-93, July, 2004.