

BRUNO ANTONIO SORRIJA

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE JUNTA SOLDADA
COM ARCO SUBMERSO E ANÁLISE DA PROPAGAÇÃO DE TRINCAS EM
UM TUBO DE AÇO API X70**

BRUNO ANTONIO SORRIJA

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE JUNTA SOLDADA COM
ARCO SUBMERSO E ANÁLISE DA PROPAGAÇÃO DE TRINCAS EM UM
TUBO DE AÇO API 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
2012

S714c	Sorrija, Bruno Antonio Caracterização microestrutural de junta soldada com arco submerso e análise da propagação de trincas em um tubo de aço API X70 / Bruno Antonio Sorrija – Guaratinguetá : [s.n], 2012. 80 f : il. Bibliografia: f. 76-80 Trabalho de Graduação em Engenharia Mecânica – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2012. Orientador: Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento 1. Aço – fadiga 2. Juntas soldadas I. Título CDU 620.178.3
-------	--

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA JUNTA SOLDADA
COM ARCO SUBMERSO E ANÁLISE DA PROPAGAÇÃO DE TRINCAS
EM TUBOS DE AÇO API X70**

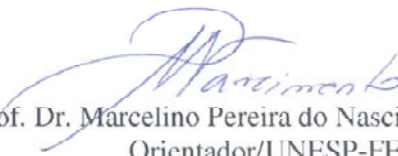
BRUNO ANTONIO SORRIJA

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. Tomaz Manabu Hashimoto


Eng. Mestre Cássia Cavalcanti da Silva

Dezembro de 2012

DADOS CURRICULARES

BRUNO ANTONIO SORRIJA

NASCIMENTO	21.10.1989 – ZURIQUE / SUÍÇA
FILIAÇÃO	Rafael Antonio Sorrija Fátima Aparecida Lopes Sorrija
2007/2012	Curso de Graduação em Engenharia Mecânica UNESP – Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”.

de modo especial, a minha família: meus pais Rafael e Fátima,
meu irmão Lucas e meus gatos Hórus e Ísis.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus pela minha inteligência e pelas inúmeras oportunidades recebidas, sem as quais não teria chegado até aqui.

Ao meu orientador, *Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento* que contribuiu não apenas como meu orientador, mas também como meu amigo. Acreditou em meu potencial para a realização deste Trabalho de Graduação, confiando a mim idéias novas e me ajudando no que fosse preciso. Puxa vida!

À minha família, meus pais *Rafael* e *Fátima*, os quais sempre me deixaram livres para fazer minhas próprias escolhas, e meu irmão *Lucas*, que a despeito de nossas divergências é o meu melhor amigo e do qual tenho muito orgulho.

Aos meus gatos *Hórus* e *Ísis*, pelos momentos de alegria e descontração durante meus estudos e realização deste trabalho.

Ao *Prof. Dr. Carlos Baptista* e ao técnico *Francisco Paiva do DEMAR/EEL - USP*, pelo auxílio e gentileza da realização de meus ensaios de propagação de trincas.

À *TenarisConfab* através da pessoa do *Engenheiro Sérgio Kojima* pelo fornecimento dos tubos utilizados neste trabalho.

A meus amigos: *Diego Ferolla de Abreu*, *Fábio Eduardo Ferraz de Carvalho*, *Felipe Guimarães Kretzer* e *Rodrigo Cirino Silva* pelo apoio, incentivo e bons momentos durante estes anos.

Às amigas *Camila Ribeiro* e *Christyane Oliveira Leão Almeida*, pelo auxílio mútuo durante a realização de nossos trabalhos de graduação. À amiga *Daniela Carolina Marques*, pelos momentos de compreensão e paciência comigo, especialmente ao longo deste ano.

“O maior vitorioso não é aquele que derruba as muralhas de um castelo,
mas aquele que consegue adentrá-lo pacificamente através de seus portões.”

Bruno Antonio Sorrija

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. 80 f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

RESUMO

No presente trabalho é realizado um estudo em um aço API 5L X70 utilizado na fabricação de tubos para a indústria de petróleo e gás. Estes tipos de aços apresentam excelentes valores de resistência mecânica e ductilidade e tem sido cada vez mais estudados, devido ao aumento da demanda de petróleo e especialmente gás natural que por consequência, eleva a necessidade de construção de novos dutos para o transporte destes insumos. O material em estudo foi retirado diretamente de tubos fornecidos pela TenarisConfab sendo dada uma atenção especial ao estudo da propagação de trincas de fadiga neste aço, que comprovou que uma trinca irá apresentar diferentes taxas de velocidade de propagação de acordo com a região do tubo em que ela se situa.

PALAVRAS-CHAVE: Dutos para petróleo e gás. Caracterização de junta soldada. Aços API X70. Propagação de trincas de fadiga.

SORRIJA, B. A. Microstructural characterization of a welded joint by SAW process and fatigue crack growth rate analysis in an API X70 steel pipe. 2012. 80 f. Graduate Work (Graduate in Mechanical Engineering) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

ABSTRACT

In this work a study of an API 5L X70 steel, which is used in the manufacture of oil and gas pipelines, has been made. This class of steel show high strength and ductility values, and has been increasingly studied due the growing demand of oil and natural gas, which in consequence, increases the needing of new pipelines to transport them. The material studied has been directly taken from a tube provided by TenarisConfab, and a special attention has been given to the fatigue crack growth rate study, which proved that a crack will grow at different rates according to the tube position where it is growing.

KEYWORDS: Oil and gas pipelines. Welded joint characterization. API X70 steel. Fatigue crack growth rate.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Construção de uma linha dutoviária nos EUA, começo do século XX ..	18
Figura 2 – Construção de uma linha dutoviária nos dias atuais	19
Figura 3 – Mapa dos gasodutos presente no Brasil e América do Sul e reservas de gás natural disponíveis	21
Figura 4 – Evolução das reservas provadas de gás natural no Brasil.....	22
Figura 5 – Evolução das reservas provadas de petróleo no Brasil	22
Figura 6 – Foto da região da Vila Socó destruída após o acidente	24
Figura 7 – Foto indicando a bola de fogo formada no acidente do gasoduto em Ghilslenghien.....	26
Figura 8 – Deflexões de um tubo de aço durante o transporte	27
Figura 9 – Evolução dos graus dos aços utilizados na manufatura de tubos da indústria de petróleo e gás nos últimos 50 anos	29
Figura 10 – Economia de material com uso de aços de maior resistência mecânica	32
Figura 11 – Evolução do tamanho do grão da austenita e da nucleação posterior da ferrita em função da temperatura do processo.....	35
Figura 12 – Etapas do processo de laminação controlada.....	35
Figura 13 – Processo de fabricação SAW Longitudinal (U-O-E).....	36
Figura 14 – Processo mais detalhado da fabricação e controle dos tubos.....	37
Figura 15 – Esquema ilustrando o processo SAW e seus principais elementos	38
Figura 16 – Macrografia esquemática de uma junta soldada indicando suas diferentes zonas	40
Figura 17 – Zonas e subzonas de uma junta soldada monopasse.....	41
Figura 18 – Curva genérica de fadiga obtida em ensaios com aços.....	43
Figura 19 – Configuração de corpo de prova do tipo compacto de acordo com as especificações da norma ASTM E647	44
Figura 20 – Gráfico típico de um ensaio de propagação de trincas com destaque para três regiões distintas: A B e C	45
Figura 21 – Representação de crescimento de uma trinca de fadiga por mecanismo de abaulamento e afilamento da ponta da trinca	47

Figura 22 – Ponta de uma trinca com respectivas zonas de interesse	47
Figura 23 – Ponta de uma trinca e respectivas zonas plásticas, momentânea e causada pela sobrecarga: a-) imediatamente após a sobrecarga, b-) após uma certa propagação da trinca e c-) após a propagação pela zona plástica causada pela sobrecarga	48
Figura 24 – Sobrecarga ocorrendo em um carregamento e como esta afeta a velocidade de propagação de uma trinca.....	49
Figura 25 – Representação de um anel de tubo convenientemente dividido em quatro regiões, tomando como referência 0° o cordão de solda	52
Figura 26 – Corte de um anel de tubo através do processo de oxicorte.....	52
Figura 27 – Trechos de tubo cortados através de oxicorte numerados para posterior identificação.	53
Figura 28 – Trecho de anel de tubo sendo cortado com auxílio de serra hidráulica da Oficina Mecânica do Departamento de Materiais e Tecnologia, FEG/UNESP.	53
Figura 29 – Esquema de corpo de prova de tração cilíndrico ensaiado.	55
Figura 30 – Esquema de corpo de prova de tração plano ensaiado.....	55
Figura 31 – Esquema de corpo de prova de propagação de trincas ensaiado.	56
Figura 32 – Corpo de prova durante a nucleação da pré trinca.....	57
Figura 33 – Corpo de prova durante o ensaio de propagação de trincas.....	58
Figura 34 – Corpo de prova durante o ensaio de propagação de trincas, com destaque para o <i>clip gage</i>	59
Figura 35 – Ruptura de um corpo de prova de maneira estática após a realização do ensaio.....	59
Figura 36 – Pontos os quais tiveram seus valores de dureza mensurados durante o ensaio.	60
Figura 37 – Macrografia da junta soldada, com destaque para as soldas realizadas e para a representação do formato do chanfro tipo “duplo V” (em vermelho).	62
Figura 38 – Macrografia da junta soldada com destaque para as ZTAS, grãos colunares e descontinuidades... ..	63
Figura 39 – Micrografias do material base e da junta soldada, ampliação de 200x. a-)Material base, b-) ZTA, c-) Material da Solda.....	64

Figura 40 – Micrografias do material base e da junta soldada, ampliação de 500x. a-) Material base, b-) ZTA, c-) Material da Solda.....	65
Figura 41 – Micrografias do material base e da junta soldada, ampliação de 1000x. a-) Material base, b-) ZTA, c-) Material da Solda.....	66
Figura 42 – Gráfico de um ensaio de tração realizado: corpo de prova 5 de tração retirado da direção longitudinal do tubo.....	68
Figura 43 – Aspecto da superfície dos corpos de prova após a realização do ensaio, notar a diferença entre as regiões da pré trinca, propagação de trinca durante o ensaio e fratura estática após o final do ensaio	69
Figura 44 – Gráfico de propagação de trincas para o corpo de prova 1 retirado de uma posição a 90 °	69
Figura 45 – Gráfico de propagação de trincas para o corpo de prova 2 retirado de uma posição a 90 °	70
Figura 46 – Gráfico de propagação de trincas para o corpo de prova 3 retirado de uma posição a 90 °	70
Figura 47 – Gráfico de propagação de trincas para o corpo de prova 1 retirado de uma posição a 180 °	71
Figura 48 – Gráfico de propagação de trincas para o corpo de prova 2 retirado de uma posição a 180 °	71
Figura 49 – Gráfico de propagação de trincas para o corpo de prova 3 retirado de uma posição a 180 °	72
Figura 50 – Exemplo de obtenção de uma reta e sua respectiva equação através do Excel (exemplo para o corpo de prova 90° 1).	73

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Quantidade e extensão de dutos em operação, por função, segundo produtos movimentados.....	20
Tabela 2 – Valores de dureza mensurados em cada ponto.....	61
Tabela 3 – Resultados obtidos nos ensaios de tração.....	67
Tabela 4 – Valores das constantes C e m obtidas a partir dos resultados dos ensaios de propagação de trincas.....	74

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ANP – Agência Nacional do Petróleo

API – *American Petroleum Institute*

ARBL – Alta Resistência Baixa Liga

AWS – *American Welding Society*

HFW – *High Frequency Welding*

HIC – *Hydrogen Induced Cracking*

MB – Material Base

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*

ZF – Zona Fundida

ZTA – Zona Termicamente Afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

B – Boro

E – Módulo de Young

H – Hidrogênio

Mo – Molibdênio

Nb – Nióbio

Ti – Titânio

V – Vanádio

σ_e – Tensão de escoamento

$\sigma_{\text{máx}}$ – Tensão máxima

σ_{rup} – Tensão de ruptura

α – Ferrita

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
1.1	O transporte Dutoviário.....	17
1.2	Situação no Brasil	19
1.3	Justificativas e relevância do trabalho	23
1.3.1	Panorama geral.....	23
1.3.2	Danos por fadiga em tubulações	26
1.4	Objetivos.....	27
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	27
2.1	A utilização do aço na indústria de petróleo e gás.....	27
2.1.1	Classificação dos aços, panorama e perspectivas	27
2.1.2	Os aços microligados	30
2.1.3	O processo de conformação termomecânico.....	33
2.2	Processo de fabricação dos tubos	36
2.3	A junta soldada	37
2.3.1	Processo de soldagem via Arco Submerso	37
2.3.2	Características gerais da junta soldada.....	39
2.3.3	As características da ZTA e a formação de zonas frágeis	40
2.4	O estudo da propagação de trincas de fadiga	42
2.4.1	Ensaio de fadiga	42
2.4.2	Ensaio de propagação de trincas	43
2.4.2.1	Panorama geral.....	43
2.4.2.2	A taxa de crescimento da trinca e a variação da intensidade de tensões	44
2.4.2.3	A zona plástica na ponta da trinca e a influência de sobrecargas	47
2.4.2.4	Alguns fatores de influência na propagação de trincas por fadiga.....	49
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	50
3.1	Materiais.....	50
3.2	Métodos.....	51
3.2.1	Corte dos anéis de tubos.....	51
3.2.2	Microdureza Vickers.....	54
3.2.3	Metalografia	54
3.2.3.1	Macrografia.....	54
3.2.3.2	Micrografia.....	54
3.2.4	Ensaio de tração	54

3.2.5	Ensaio de propagação de trincas	56
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	60
4.1	Ensaio de microdureza Vickers.....	60
4.2	Metalografia da junta soldada	61
4.2.1	Macrografia.....	61
4.2.2	Micrografia.....	63
4.3	Ensaio de tração	65
4.4	Ensaio de propagação de trincas	68
5	CONCLUSÕES.....	74
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	75
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	76

1 INTRODUÇÃO

A matriz energética mundial é majoritariamente fóssil. Somente seus três principais combustíveis, petróleo, gás e carvão, são responsáveis por suprir 87% da demanda energética do planeta, com o petróleo respondendo por 33,1% do consumo global de energia e o gás natural correspondendo hoje a cerca de 20% do consumo, com possibilidade de até 2030 passara responder por 26% de acordo com estimativas recentes (BRITISH PETROLEUM INSTITUTE, 2012). O destaque e possibilidade de expansão da participação do gás natural como combustível têm como base os seguintes fatores:

- i) a disponibilidade de gás natural é muito maior que a de petróleo;
- ii) a exploração dessas reservas é ainda limitada;
- iii) a necessidade de substituição de poluentes em atendimento ao Protocolo de Kyoto (NASCIMENTO, 2009)

O gás natural que antes era considerado incômodo ao ser encontrado junto com o petróleo, exigindo procedimentos de segurança que encareciam e complicavam as atividades de prospecção (considerando a incipiente indústria de petróleo dos EUA no século XIX), a partir dos anos 80 do século XX torna-se a fonte de energia de origem fóssil a registrar maior crescimento no mundo (ANEEL, 2008). Apresenta uma vantagem ambiental significativa em relação a outros combustíveis fósseis, em função da menor emissão de gases que contribuem para o efeito estufa, especialmente considerando que o volume de CO₂ lançado na atmosfera pode ser entre 20% e 23% inferior àquele produzido pela queima do óleo combustível e entre 40% e 50% inferior quando são considerados combustíveis sólidos, como o carvão (ANEEL, 2008). Apresenta também uma queima mais eficiente e com menor geração de resíduos e poluentes quando comparado a combustíveis fósseis e líquidos.

1.1 O transporte dutoviário

Os primeiros registros do uso de dutos para o transportes de hidrocarbonetos vêm da China antiga, onde eram utilizados tubos de bambu vedados com cera para transportar gás natural, queimado como fonte de iluminação de cidades, cerca de 400 antes de Cristo (HOPKINS, 2007). Saindo da antiguidade para o século XIX, a primeira tubulação “moderna” utilizada para transporte de petróleo foi construída na Pensilvânia – EUA, em 1865, um duto de ferro fundido de 6 polegadas (152,4 milímetros) de diâmetro e 5 milhas (aproximadamente

8 quilômetros) de extensão transportando cerca de 7000 barris de petróleo por dia (1 barril de petróleo vale aproximadamente 159 litros) (HOPKINS, 2007). Dutos com maiores extensões logo começaram a ser construídos, sendo que em 1906 uma linha com 8 polegadas de diâmetro e 472 milhas (759 quilômetros), também nos EUA entre os estados de Oklahoma e Texas. Uma imagem apresentando a construção de uma linha dutoviária no começo do século XX pode ser observada na Figura 1.



Figura 1 – Construção de uma linha dutoviária nos EUA, começo do século XX (HOPKINS, 2007).

Linhas cada vez mais extensas e com diâmetros cada vez maiores com o passar do tempo foram construídas para atender a crescente demanda tanto pelo petróleo e seus derivados, quanto pelo gás natural. Estima-se que no mundo hoje existam 3 500 000 quilômetros de linhas dutoviárias para o transporte de gás, petróleo e seus derivados, com uma expansão de 32 000 quilômetros por ano. Destas, 64% transportam gás natural, 19% transportam derivados de petróleo e 17% transportam o petróleo “cru” (HOPKINS, 2007). A maneira de implantação destas linhas também evoluiu com o tempo passando de praticamente “manual” nos primórdios da indústria de petróleo e gás para sistemas mais modernos, com utilização de máquinas, guindastes e apresentando controles e inspeções mais rigorosos, de modo a minimizar ao máximo a possibilidade de ocorrência de acidentes. A Figura 2 apresenta a construção de uma linha dutoviária atual.



Figura 2 – Construção de uma linha dutoviária nos dias atuais (HOPKINS, 2007).

Como apresentado, a demanda crescente do gás natural já se reflete nas linhas dutoviárias em atividade, considerando ainda que muitas das fontes de gás natural se encontram longe dos pontos de maior consumo (urbanos e industriais) há uma necessidade crescente de construção de linhas dutoviárias cada vez mais extensas e que exigem pressões de transporte cada vez mais elevadas. Torna-se portanto imperativo, a pesquisa e o desenvolvimento de materiais adequados para a manufatura de tubos utilizados na construção destas linhas. A opção pelo transporte em dutos apresenta diversas vantagens. Do ponto de vista da segurança, os dutos são 40 vezes mais seguros que o transporte de hidrocarbonetos através de vagão tanques (transporte ferroviário) e até 100 vezes mais seguros que o transporte por estradas e rodovias utilizando caminhões tanques (HOPKINS, 2007). Também do ponto de vista econômico, o transporte dutoviário é significativamente mais barato, sendo mais de seis vezes mais barato que o transporte ferroviário e mais de sete vezes mais barato que o rodoviário (ASSOCIATION OF OIL PIPEPILES, 2012).

1.2 Situação no Brasil

O Brasil conta com reservas significativas de petróleo e gás natural, com novas descobertas sendo realizadas periodicamente. O país dispõe segundo dados do último balanço anual da Agência Nacional do Petróleo (2011), de reservas totais da ordem de 30 bilhões de

barris de petróleo e de 900 bilhões de metros cúbicos de gás natural, valores que nos últimos 10 anos mais que dobraram no caso do petróleo e praticamente triplicaram no caso do gás natural. Este crescente potencial energético demandará cada vez mais investimentos em tecnologias de prospecção e de transportes destas reservas de hidrocarbonetos, daí a importância das pesquisas relacionadas a dutos utilizados na indústria do petróleo e gás.

Em termos de números, se comparado a outras regiões do globo a malha brasileira ainda é modesta: a União Européia opera 800 mil quilômetros de dutos, o Canadá mais de 250 mil e a Rússia vai além de 300 mil quilômetros (PORTAL PETRÓLEO & ENERGIA, 2012). O Brasil conta com uma malha dutoviária de quase 20 000 quilômetros, como pode ser observado na Tabela 1, enquanto um mapa dos gasodutos do Brasil e América do Sul, em operação, construção e estudo pode ser observado na Figura 4.

Tabela 1 – Quantidade e extensão de dutos em operação, por função, segundo produtos movimentados (AGÊNCIA NACIONAL DO PETRÓLEO, 2011).

Dutos em operação			
Produtos movimentados	Função	Qtde.	Extensão [km]
Total	Ambos	586	19 715
Derivados	Transferência	309	1 105
	Transporte	98	4 792
Gás natural	Transferência	63	2 276
	Transporte	47	9 481
Petróleo	Transferência	32	1 985
Outros	Transferência	32	36
	Transporte	5	40



Figura 3 – Mapa dos gasodutos presente no Brasil e América do Sul e reservas de gás natural disponíveis (COMPANHIA DE GÁS DO CEARÁ, 2012).

Como apresentado em seções subsequentes, o gás natural tem destaque como uma fonte de energia mais limpa e eficiente (em comparação a outros combustíveis fósseis) e apresenta uma perspectiva de aumento de sua utilização. Somando isto ao fato de que mais da metade da malha dutoviária já se destina ao seu transporte e transferência, é possível prever que num futuro próximo com o aumento da utilização do gás natural, também seja necessário ampliar de maneira significativa as linhas dutoviárias brasileiras. No planejamento estratégico da Petrobras, a previsão é que a oferta de gás natural no Brasil chegue a 78 milhões de m³/dia até 2015, e 102 milhões m³/dia até 2020, praticamente triplicando os valores atuais (PORTAL PETRÓLEO & ENERGIA, 2012). Este aumento da produção de gás vai demandar especialmente sistemas de transporte marítimo para garantir o escoamento do mesmo – pois tanto as novas reservas de gás quanto as de petróleo estão localizadas em sua esmagadora maioria no oceano, como pode ser verificado nas Figuras 4 e 5.

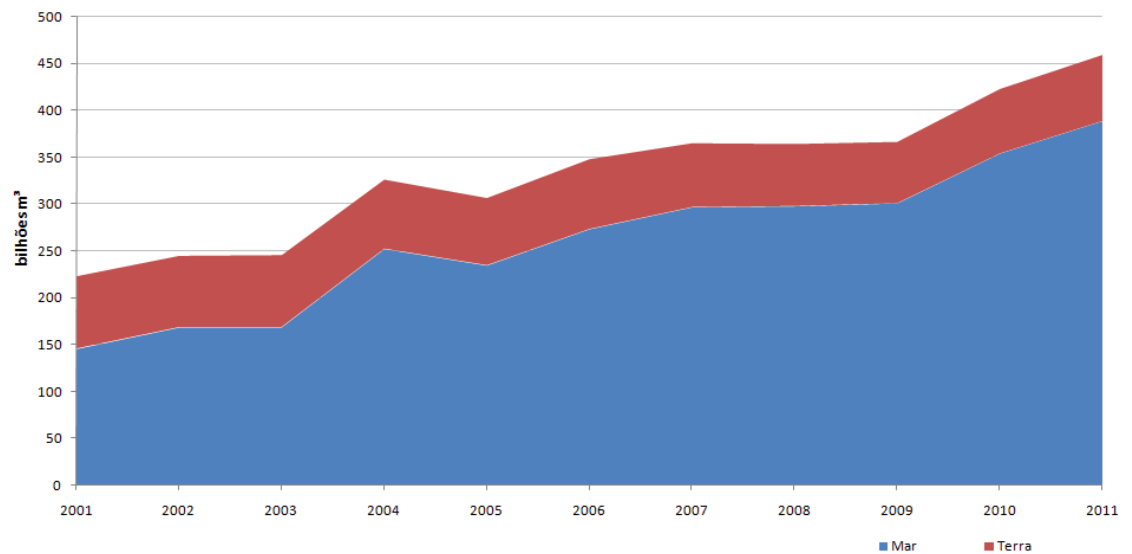


Figura 4 – Evolução das reservas provadas de gás natural no Brasil (AGÊNCIA NACIONAL DO PETRÓLEO, 2011).

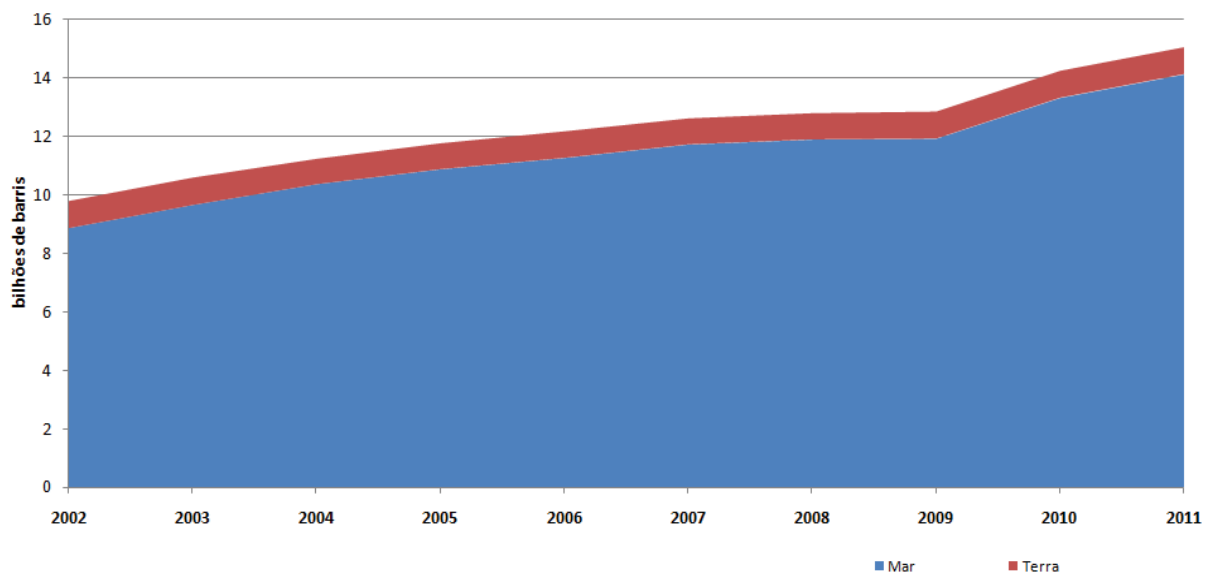


Figura 5 – Evolução das reservas provadas de petróleo no Brasil (AGÊNCIA NACIONAL DO PETRÓLEO, 2011).

Deve ser levado em conta que enquanto o petróleo pode ser retirado das unidades de produção por navios e transferido para os terminais, o transporte de gás natural deverá ser feito por dutos marítimos, uma vez que está descartado, por enquanto, o uso de navios de liquefação e regaseificação embarcadas (PORTAL PETRÓLEO & ENERGIA, 2012).

1.3 Justificativas e relevância do trabalho

1.3.1 Panorama geral

Como pode ser notado, é uma tendência cada vez maior no mundo a utilização de linhas dutoviárias como um meio de transporte de insumos da indústria de petróleo e gás. As linhas de transmissão estão se tornando cada vez mais extensas, exigindo que o fluido transportado seja submetido a pressões cada vez maiores de trabalho para que possa vencer as perdas de carga a ele impostas. Contudo, maiores pressões de trabalho vão submeter a maiores valores de tensão as paredes dos dutos. Uma solução a este problema seria aumentar, cada vez mais, a espessura das paredes dos tubos de modo que eles pudessem suportar a condições cada vez mais severas. Obviamente isso não é interessante do ponto de vista econômico, tubos com paredes mais espessas seriam cada vez mais caros, devido à utilização de mais material e tornar-se-iam cada vez mais pesados, dificultando operações de transporte e de implantação (estas maiores dificuldades também impactariam em maiores custos). Uma saída para esses problemas foi o surgimento de aços especialmente desenvolvidos para a indústria de petróleo e gás, classificados pelo API – *American Petroleum Institute*. Hoje os aços utilizados são do tipo ARBL (alta resistência baixa liga) microligados. Esses aços aliam um baixo teor de carbono (hipoeutetóides e com porcentagem de carbono da ordem de 0,2%) a uma grande variedade de elementos de liga – que concomitantemente a um processamento termomecânico rigoroso, levam a obtenção de aços com elevada resistência mecânica, mas ainda com significativa tenacidade e ductilidade. Estas características permitem que as linhas dutoviárias apresentem os maiores valores de resistência requeridos sem se tornarem cada vez mais espessas, pesadas e onerosas.

Além de questões econômicas imediatas (custos de implantação e manutenção), o desenvolvimento e utilização de novos materiais tornam as linhas dutoviárias cada vez mais seguras, menos suscetíveis a falhas. Embora rara em linhas dutoviárias, a possibilidade da ocorrência da ruptura de um duto se torna extremamente preocupante pelo fato da fratura ser contínua, favorecendo a progressão do dano em uma grande área, de acesso remoto ou próximo a comunidades, com conseqüências de grandes proporções, ambientais, econômicas e, principalmente, humanas (NASCIMENTO, 2009). Levando também em consideração que os dutos transportam produtos com alta inflamabilidade, a ocorrência de uma fratura pode levar a um acidente de proporções catastróficas. A seguir, dois exemplos de acidentes de grandes proporções ocorridos são apresentados.

1. Brasil, Cubatão /SP – Vila Socó (atual Vila São José) 24/02/1984:

Moradores da Vila Socó perceberam o vazamento de gasolina em um dos oleodutos da Petrobrás que ligava a Refinaria Presidente Bernardes ao Terminal de Alemoa. A tubulação passava em região alagadiça, em frente à vila constituída por palafitas, na noite do dia 24, um operador, iniciou a transferência de gasolina para uma tubulação que se encontrava fechada (erro de operação), gerando sobrepressão e ruptura da mesma, espalhando cerca de 700 mil litros de gasolina pelo mangue. Muitos moradores visando conseguir algum dinheiro com a venda de combustível coletaram e armazenaram parte do produto vazado em suas residências. Com a movimentação das marés o produto inflamável espalhou-se pela região alagada e cerca de 2 horas após o vazamento, aconteceu a ignição seguida de incêndio. O fogo se alastrou por toda a área alagadiça superficialmente coberta pela gasolina, incendiando as palafitas. O número oficial de mortos é de 93, porém algumas fontes citam um número superior a 500 vítimas fatais (baseado no número de alunos que deixou de comparecer à escola e a morte de famílias inteiras sem que ninguém reclamasse os corpos). Além das vítimas fatais, o acidente deixou dezenas de feridos e destruiu parcialmente a vila (COMPANHIA AMBIENTAL DO ESTADO DE SÃO PAULO, 2012).



Figura 6 – Foto da região da Vila Socó destruída após o acidente [11].

2. Ghilsgenhien, Bélgica – Ruptura e ignição de um gasoduto 30/07/2012:

O acidente ocorrido em Ghilslenghien envolveu dois gasodutos os quais estavam enterrados a uma profundidade de 1,10 m abaixo do solo, um deles com diâmetro de 0,9 m e

outro com 1,0 m, ambos com espessura de parede de 13 mm. Os dutos transportavam 1,6 milhões de metros cúbicos por hora de gás natural com uma pressão de trabalho de 80 bar. No dia do acidente, por volta das 8 horas da manhã, o corpo de bombeiros foi notificado da ocorrência de um vazamento de gás em uma zona da cidade. Este vazamento ocorreu no tubo de 1,0 m e foi evidenciado por um grande barulho, um tremor e uma depressão no solo. Pouco tempo depois, o vazamento de gás aumentou e era possível visualizar o gás escapando do tubo, na forma de um jato esbranquiçado que atingia uma altura de cerca de 15 m. Este vazamento deu origem à primeira explosão, seguida pela ignição da nuvem de gás que havia sido formada, dando origem a uma grande bola de fogo atingindo temperaturas da ordem de 3000°C em seu interior, e de chamas com alturas estimadas entre 150 e 200 m. O calor era tamanho que podia ser sentido a 2 km de distância do acidente. As consequências foram terríveis, 24 mortos (entre bombeiros, policiais e técnicos tentando controlar a situação no gasoduto) e mais de 132 feridos. Os danos econômicos foram estimados em 100 milhões de Euros, além de devastação total da região industrial num raio de 200 m em torno do ponto do acidente, queima completa de fazendas encontradas nos arredores e telhados e carros arremessados pela explosão (FRENCH MINISTRY OF SUSTAINABLE DEVELOPMENT, 2009).

Os motivos apurados para a ruptura do gasoduto foram externos. Uma porção de tubo arremessada a 150 m da região do acidente indicava uma parede de tubo com espessura reduzida em até 4 mm, o que levava a regiões com menores valores de tensão de trabalho admissíveis. Estes danos nos tubos foram provavelmente ocasionados por máquinas agrícolas e escavadeiras utilizadas nas fazendas próximas durante trabalhos de preparo do solo para plantio (FRENCH MINISTRY OF SUSTAINABLE DEVELOPMENT, 2009).



Figura 7 – Foto indicando a bola de fogo formada no acidente do gasoduto em Ghilsleghien (FRENCH MINISTRY OF SUSTAINABLE DEVELOPMENT, 2009).

1.3.2 Danos por fadiga em tubulações

A primeira vista pode soar “estranho” o estudo de propagação de trincas por fadiga em tubulações, considerando que as mesmas quando em serviços irão estar sempre submetidas a valores pré-definidos de pressão (durante o bombeamento do fluido), ou seja, são submetidas a cargas predominantemente estáticas. Segundo Godoy (2008), estudos conduzidos no final dos anos 60 do século passado por fabricantes de tubos tiveram como objetivo investigar quais seriam os motivos para a ocorrência de trincas nos tubos, as quais levavam a vazamentos durante testes hidrostáticos. Os mais diversos tipos de testes foram realizados: ensaios de impacto (com diversos tipos e posições de entalhes nos tubos) dentre outros, mas foi durante a realização de ensaios de fadiga que puderam ser constatadas a formação das trincas similares àquelas procuradas. Segundo Godoy (2008) foi notado que o tubo durante seu transporte é submetido a cargas as quais tendem a causar uma deflexão no mesmo, esses movimentos de “carga” e “descarga”, aparentemente pequenos, são os responsáveis pela nucleação e propagação de trincas de fadiga em um tubo. Um desenho ilustrativo pode ser observado na Figura 8.

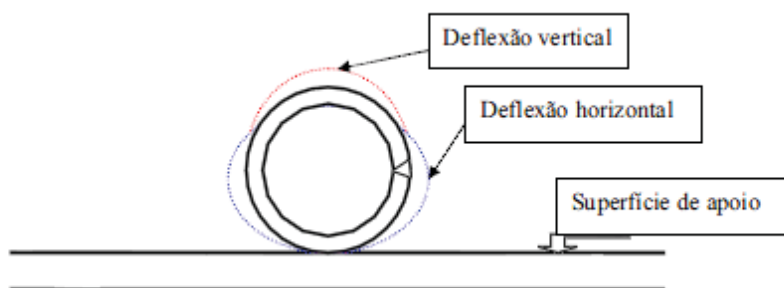


Figura 8 – Deflexões de um tubo de aço durante o transporte (GODOY, 2008).

1.4 Objetivos

Este trabalho de graduação focaliza primariamente um estudo sobre a propagação de um trinca de fadiga em um tubo de aço microligado, classe API 5L X70, utilizado na fabricação de dutos e risers para sistemas de condução de gás e petróleo. As análises obedecerão estritamente às recomendações da norma API 5L (Specification for Linepipe), no que tange as propriedades mecânicas, e às normas ASTM E 647 no tocante à propagação de trincas de fadiga (da/dN vs. ΔK). O estudo compreenderá: i - operação de corte pelo processo oxi-acetilênico e por serra de fita do tubo de aço fornecido pela Tenaris-Confab S.A., seguindo as diretrizes da norma API 5L; ii - dimensionamento dos corpos-de-prova de tração e de propagação de trincas, conforme as normas ASTM E370 e ASTM E 647, respectivamente; iii - usinagem dos corpos-de-prova (torneamento, fresamento, eletro-erosão, retífica/acabamento); iv - preparação das amostras metalográficas; v - análise microestrutural da junta soldada e material base e medição de microdureza HV; vi - realização de ensaios de tração e de propagação de trincas; vii - Discussão dos resultados obtidos.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. A utilização do aço na indústria de petróleo e gás

2.1.1 Classificação dos aços, panorama e perspectivas

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”. 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 o 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 dos aços X70 e X80 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.

Outro aspecto importante nestes aços utilizados na indústria de petróleo e gás é o de carbono equivalente. O conceito de carbono equivalente (CE) é bastante importante, especialmente para aços utilizados em tubulações soldadas, tendo em vista que o aumento da porcentagem de carbono tende a piorar a soldabilidade do aço. Isto ocorre, porque maiores porcentagens de carbono favorecem a formação de microestruturas frágeis (durante o resfriamento) nas regiões que receberam aporte térmico durante a solda. De uma maneira simplificada o carbono, assim como a maioria dos elementos de liga adicionados ao aço, desloca as curvas TTT (Tempo Temperatura Transformação) do aço para a “direita”, ou seja, mesmo para velocidades baixas de resfriamento são formadas fases como martensita e ou bainita (ocorre um aumento da temperabilidade do aço), as quais podem levar à formação de zonas frágeis localizadas nas proximidades da solda. 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.

Como a demanda por gás natural e petróleo vem crescendo nas últimas décadas e as companhias produtoras têm que transportar seus insumos por distâncias cada vez maiores, isso

implica na utilização de pressões de trabalho cada vez mais elevadas. Requer-se então, aços com cada vez melhores propriedades mecânicas. Muita da infraestrutura dutoviária foi construída com aços API X65, porém após quase vinte anos de desenvolvimento os aços API X80 são hoje considerados o “estado da arte no mundo”, apresentando características satisfatórias e bem documentadas (ANDREWS; BATTLE, 2003). Mas como há mais de cinquenta anos a indústria de manufatura de tubos tem se unido no desenvolvimento de graus API cada vez mais elevados para os tubos, há cerca de 10 anos já foram desenvolvidos aços de grau X100 e mais recentemente aços X120 e estudos vêm sendo desenvolvidos para uma futura utilização destes aços em linhas dutoviárias (ANDREWS; BATTLE, 2003). Um panorama da evolução dos aços da indústria de petróleo e gás é apresentado na Figura 9.

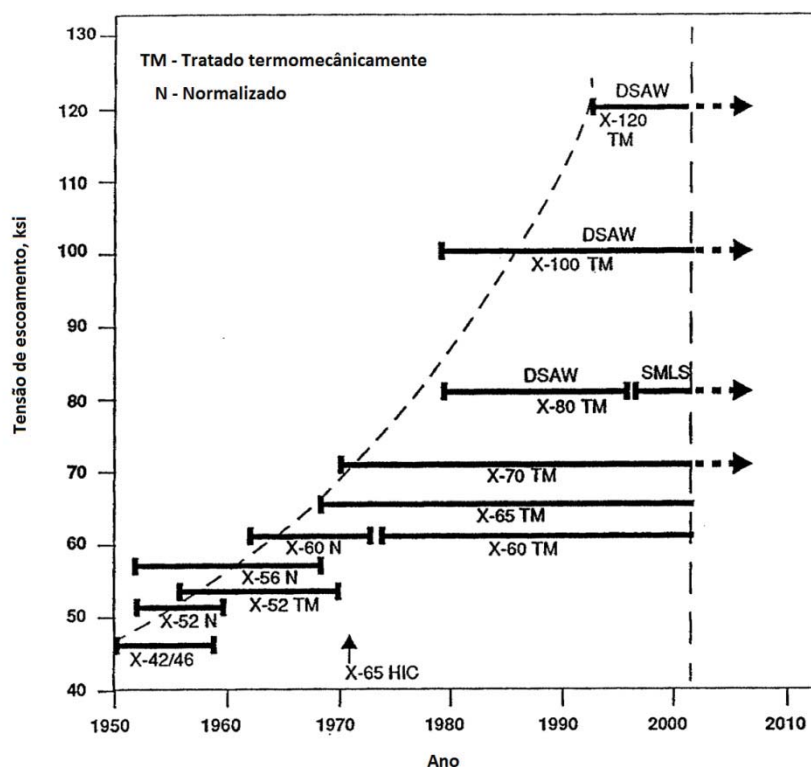


Figura 9 – Evolução dos graus dos aços utilizados na manufatura de tubos da indústria de petróleo e gás nos últimos 50 anos (ANDREWS; BATTLE, 2003).

Segundo Nascimento (2009), no Brasil o “estado da arte” em linhas dutoviárias refere-se ao aço API X70, com apenas um trecho de 11 km de dutos de aço API X80 instalado experimentalmente no Campo de Mexilhão em Caraguatatuba/SP.

Um último ponto a ser destacado quando são considerados os aços utilizados na indústria de petróleo e gás é a relação entre a tensão de escoamento e a tensão máxima do

material: $\frac{\sigma_e}{\sigma_{m\acute{a}x}}$. Nota-se que nos modernos aços ARBL microligados há um grande aumento da tensão de escoamento do aço, porém em detrimento da sua capacidade de endurecimento por encruamento. Isto torna-se evidente ao serem analisados gráficos de ensaio de tração convencional de aços que podem ser divididos em três zonas básicas:

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 passam a ser permanentes. A seção resistente tende a diminuir, mas mesmo assim é notado um aumento das tensões necessárias aplicadas para que o material continue a ser deformado. Isso ocorre porque a diminuição da seção resistente é compensada pelo fenômeno do encruamento (que aumenta a densidade de discordâncias) em que o material tem sua resistência mecânica aumentada. É atingida a tensão máxima.

iii. Tensão máxima até a ruptura: após 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 estricção), até que ele finalmente sofre ruptura em uma tensão inferior àquela máxima.

No caso dos aços ARBL microligados nota-se a 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. Contudo 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 $\frac{\sigma_e}{\sigma_{m\acute{a}x}}$ têm sido observadas (TERADA, 2004).

2.1.2 Os aços microligados

Nos primórdios dos anos 70 os materiais utilizados na manufatura de tubos para indústria de petróleo e gás se resumiam basicamente a aços carbono comuns ou com a presença de manganês (especialmente para controle dos altos teores de enxofre), sendo que

eram atingidos graus X42 e X52. Estes aços possuíam um percentual de carbono da ordem de 0,2 até 0,28% e valores elevados de enxofre quando comparado aos aços atuais. Eventualmente, aços com graus mais elevados como X60 já eram obtidos, apresentando teor de carbono relativamente alto da ordem de 0,20% e contendo também vanádio para aumentar sua resistência mecânica (GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009). Obviamente, utilizando aços temperados já era possível naquela época obter aços de grau X100 e maiores, porém, estes apresentariam altas porcentagens de carbono, diminuindo a soldabilidade e a tenacidade do aço (ALÍPIO et al., 2000) inviabilizando sua utilização como um material para manufatura de tubos. Essas duas propriedades são talvez duas das mais importantes para um aço o qual é utilizado para a manufatura de um tubo: materiais com elevada tenacidade requererem alta energia para que ocorra a iniciação e propagação de trincas, característica primordial no caso dos dutos soldados. Caso contrário, uma vez iniciada uma trinca, ela pode se propagar facilmente ao longo de grandes extensões, produzindo enormes danos e escape do conteúdo dos dutos (GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009). Quanto ao quesito soldabilidade, basta lembrar que grande parte dos tubos hoje manufaturados apresenta algum tipo de solda.

A necessidade de materiais com propriedades cada vez melhores e que apresentassem também boa soldabilidade fez com que uma nova classe de aços passasse a ser pesquisada e utilizada pela indústria de petróleo e gás, os aços microligados ARBL (Alta Resistência Baixa Liga). Segundo Nascimento (2009), estes aços são caracterizados por apresentarem elevados valores de propriedades mecânicas, baixa porcentagem de carbono (0,12% ou inferior) e adição de pequenas quantidades de diversos elementos de liga, tais como nióbio (Nb), titânio (Ti), vanádio (V), Boro (B) etc.. O desenvolvimento de novos aços com propriedades cada vez melhores é de grande interesse para a indústria. Há necessidade de materiais mais resistentes à trincas induzidas pelo hidrogênio (H) – *HydrogenInducedCracking* (HIC) e que apresentem adequados valores de tenacidade mesmo a baixas temperaturas, especialmente devido a necessidade de operações em regiões árticas (Nascimento, 2009). Como há uma demanda de tubos com diâmetros cada vez maiores e que suportem cada vez maiores pressões de trabalho, a obtenção de materiais com melhores propriedades mecânicas permite que os tubos apresentem espessuras de paredes reduzidas, reduzindo a massa final do produto, economizando material e reduzindo custos de transporte e de instalação (BARANTI; HILLEBRAND, 2002; ALÍPIO et al, 2000). A Figura 10 apresenta a economia de material com a utilização aços de grau API diversos.

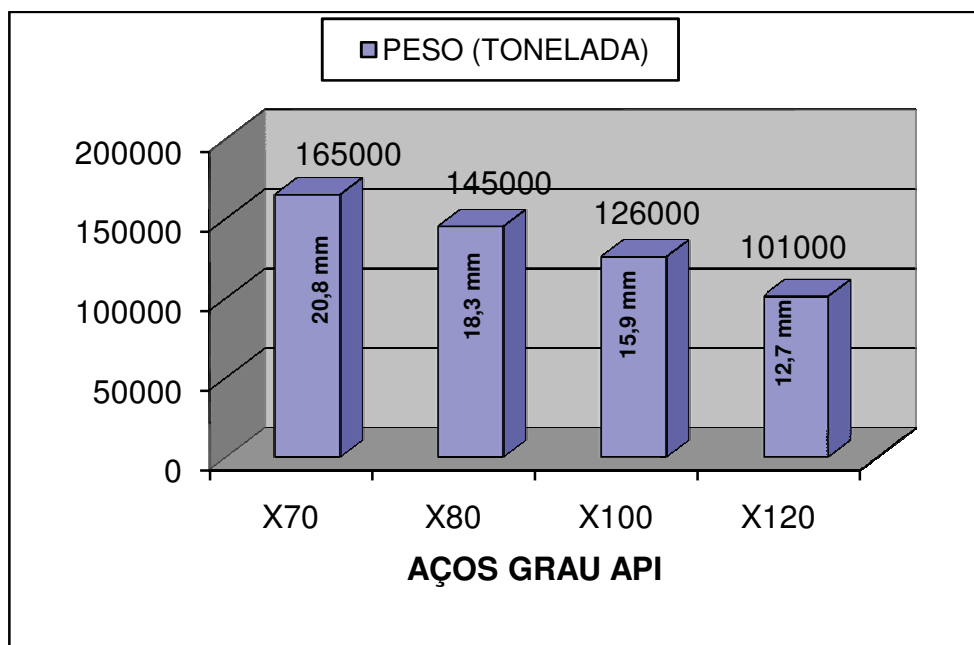


Figura 10 – Economia de material com uso de aços de maior resistência mecânica (NASCIMENTO, 2009).

Os aços ARBL microligados são produzidos e classificados enfatizando principalmente suas propriedades mecânicas (no caso da API, tensão de escoamento) em comparação à sua composição química (INFOMET, 2012), ou seja, podem existir dois aços de grau X70, por exemplo, que tenham composições químicas diferentes, mas que mesmo assim atendam as especificações requeridas pela API (começa a ser destacada a importância dos processos de obtenção destes aços). Em comum os aços ARBL microligados irão apresentar em comum os baixos teores de carbono e adição de elementos de liga diversos, porém em quantidades muito pequenas quando comparadas aquelas observadas em aços inox e alguns aços ferramenta – daí a distinção entre aços de alta liga e os microligados ou de baixa liga (INFOMET 2012). Considerando os elementos de liga mais comuns, cada um deles tem uma contribuição especial no aumento da resistência dos aços microligados: o boro (B) retarda significativamente a transformação da austenita durante o resfriamento e permite a formação de uma microestrutura bainítica (os aços microligados mais comuns apresentam usualmente predominância de microestrutura ferrita + perlita, porém graus do X100 e superiores apresentam significativos teores de bainita) (GODOY, 2008). Além do efeito já citado, o boro junto com o titânio, irão aumentar a tenacidade do aço, isto através da formação de uma estrutura ferrítica acicular. Esta microestrutura tem um mecanismo de formação similar ao da bainita, porém forma-se no interior dos grãos de austenita (CARVALHO; DELFORGE; PARIS, 2004; OLIVEIRA, 2007) e tem uma morfologia fina, entrelaçada que

dificulta a propagação de trincas e aumenta a tenacidade do aço (OLIVEIRA, 2007). O refino dos grãos é garantido também pelo titânio assim como pela adição de vanádio. O níquel (Ni), também leva a um aumento da tenacidade e assim como o cobre (Cu), molibdênio (Mo) e o vanádio promove o aumento da resistência mecânica através do mecanismo de endurecimento por precipitação. O referido cobre também melhora a resistência do aço à corrosão (NASCIMENTO, 2009).

2.1.3 O processo de conformação termomecânico

Como já apresentado na seção anterior, os graus dos aços API levam em consideração principalmente a tensão de escoamento do material em sua classificação, “desconsiderando” a composição química dos mesmos. Isso significa, por exemplo, que dois tubos distintos de aço API 5L X70 podem apresentar composições químicas diferentes. O grande desafio na obtenção de aços microligados ARBL, portanto não consiste em sua composição química, mas sim nos processos térmicos e mecânicos envolvidos para a obtenção destes aços. Esses processos permitem a obtenção da microestrutura que garanta as propriedades mecânicas requeridas para a validação dentro de um determinado grau API. Em resumo a prática consiste em uma laminação controlada seguindo de um resfriamento monitorado, a combinação entre temperatura e deformação a quente aumentam os valores de resistência mecânica e a tenacidade, sem necessidade de tratamento térmico posterior (FERNANDES, 2011).

Segundo Ogata (2009) e Nascimento (2009) até os anos 70 o processo de laminação a quente seguido por normalização era o principal processo utilizado para obtenção de aços utilizados na indústria de petróleo e gás sendo obtidos aços de grau X60, quando foi introduzido o processo termomecânico de laminação controlada permitindo a obtenção de aços de grau até X70. Este processo basicamente visa a obtenção de uma estrutura final com uma granulometria mais fina possibilitando ao mesmo tempo o aumento da tenacidade e também da resistência mecânica do material, sendo interessante ressaltar que a adição de elementos de liga “compensa” o baixo teor de carbono nestes aços. Esta laminação controlada para os aços X70 ocorre em várias etapas, mas basicamente pode-se destacar três principais (GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009):

- i. A chapa é deformada em uma temperatura acima da linha crítica A3, ocorre uma completa austenitização do aço, concomitantemente a temperatura do processo nesta etapa garante uma solubilização completa dos elementos de liga presentes no aço e também

garante a recristalização rápida e contínua do material. O resultado é uma microestrutura de grãos austeníticos equaxiais.

ii. Continua a deformação da chapa de aço, a temperatura de trabalho é diminuída, mas ainda garante uma microestrutura austenítica. Começa a ocorrer precipitação de alguns elementos de liga especialmente o Nb. Estes elementos acabam por “ancorar” os contornos de recristalização que ocorrem na microestrutura do material a cada passe de deformação, em resumo a recristalização do material fica “bloqueada”. O resultado é uma estrutura austenítica com grãos achatados, encruada e com dispersão de precipitados por toda sua matriz.

iii. Conforme continua o processo, a temperatura é diminuída mais ainda, até ficar abaixo de A₃, ou seja, conforma a transformação da austenita em outras microestruturas. Particularmente é iniciada a formação de ferrita. A ferrita tende preferencialmente a começar seu processo de transformação nas regiões de contorno de grãos, porém como a estrutura austenítica está completamente encruada com uma grande quantidade de bandas de deformação intragranulares além da presença de precipitados em sua matriz, a ferrita também começa a nuclear nestes sítios (NASCIMENTO, 2009). O resultado final é a obtenção de uma estrutura de grãos de ferrita acicular, finos, que garantem boas propriedades mecânicas ao aço, além de uma estrutura perlítica fina ou bainítica (especialmente quando é aliada a laminação controlada a um resfriamento acelerado e controlado) (NASCIMENTO, 2009).

Além destas três etapas básicas apresentadas pode ser ressaltado que conforme é diminuída a temperatura do processo e começa a transformação da austenita em ferrita, começa também a precipitação de outros compostos formados a partir dos outros elementos de liga presentes que ainda se encontravam solubilizados, aumentando mais ainda a resistência mecânica do material, ainda que comprometendo um pouco sua tenacidade (GORNÍ; SILVEIRA; REIS, 2009). Em resumo os mecanismos apresentados permitem a redução do teor de carbono no aço sem detrimento de suas propriedades mecânicas, melhorando a soldabilidade e ainda dispensando tratamentos térmicos posteriores de normalização, uma vez que as características mecânicas obtidas já se encontram dentro das faixas adequadas. A Figura 11 apresenta a evolução dos grãos austeníticos e nucleação da ferrita no processo convencional e controlado enquanto a Figura 12 ilustra as etapas principais da laminação controlada.

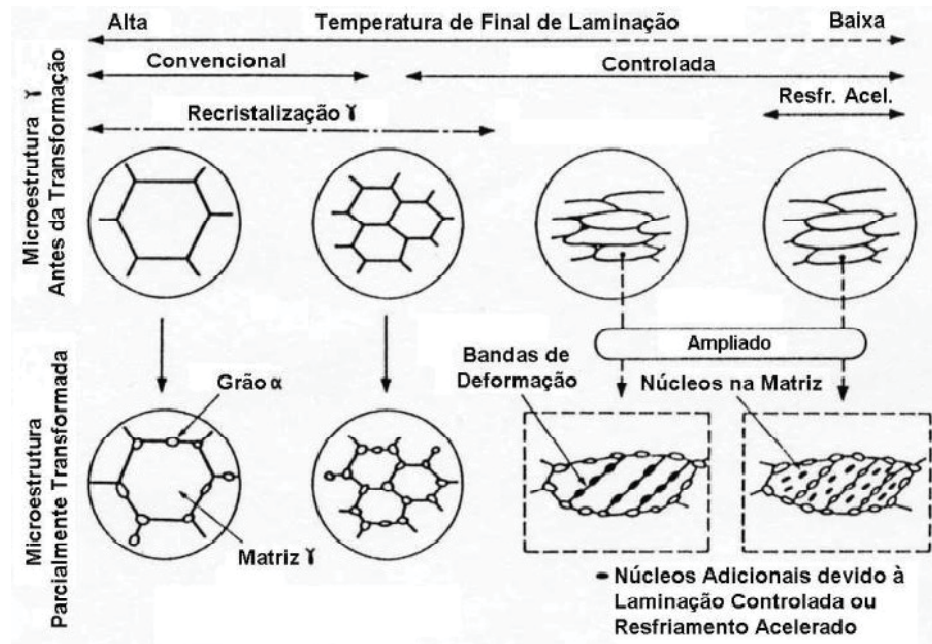


Figura 11 – Evolução do tamanho do grão da austenita e da nucleação posterior da ferrita em função da temperatura do processo (GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009).

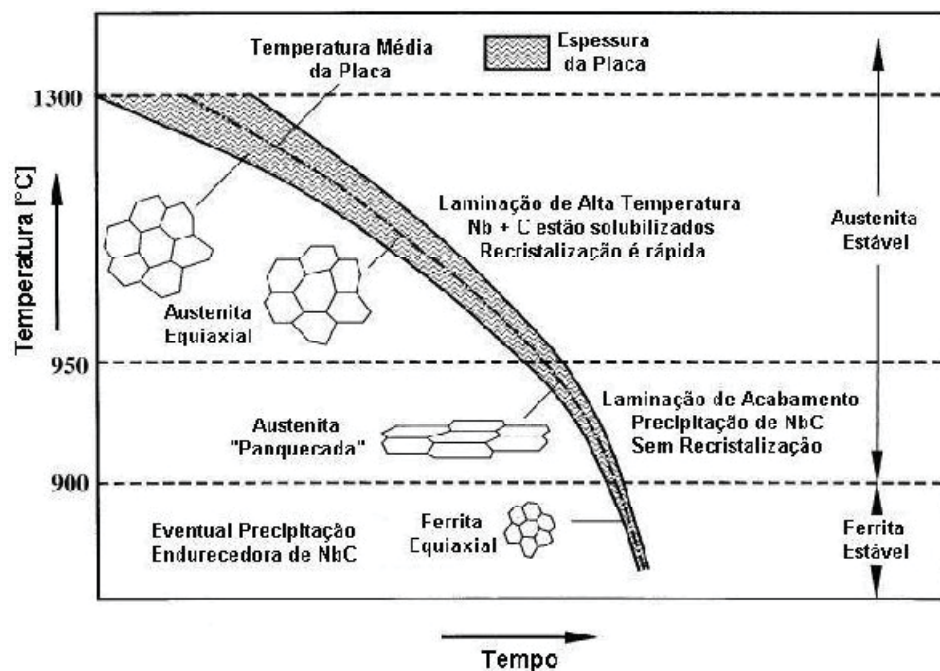


Figura 12 – Etapas do processo de laminação controlada (GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009).

2.2 Processo de fabricação dos tubos

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 em inglês *welded* e *seamless* respectivamente. Os corpos de prova, utilizados neste trabalho, foram provenientes de um tubo classificação API 5L X70 fornecido pela TenarisConfab, 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 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 processo, Longitudinal pois a solda é feita na direção do comprimento do tubo, 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”) e “E” refere-se à expansão à qual o tubo é submetido. Um esquema do modo de fabricação dos tubos pelo processo citado é apresentado na Figura 13.

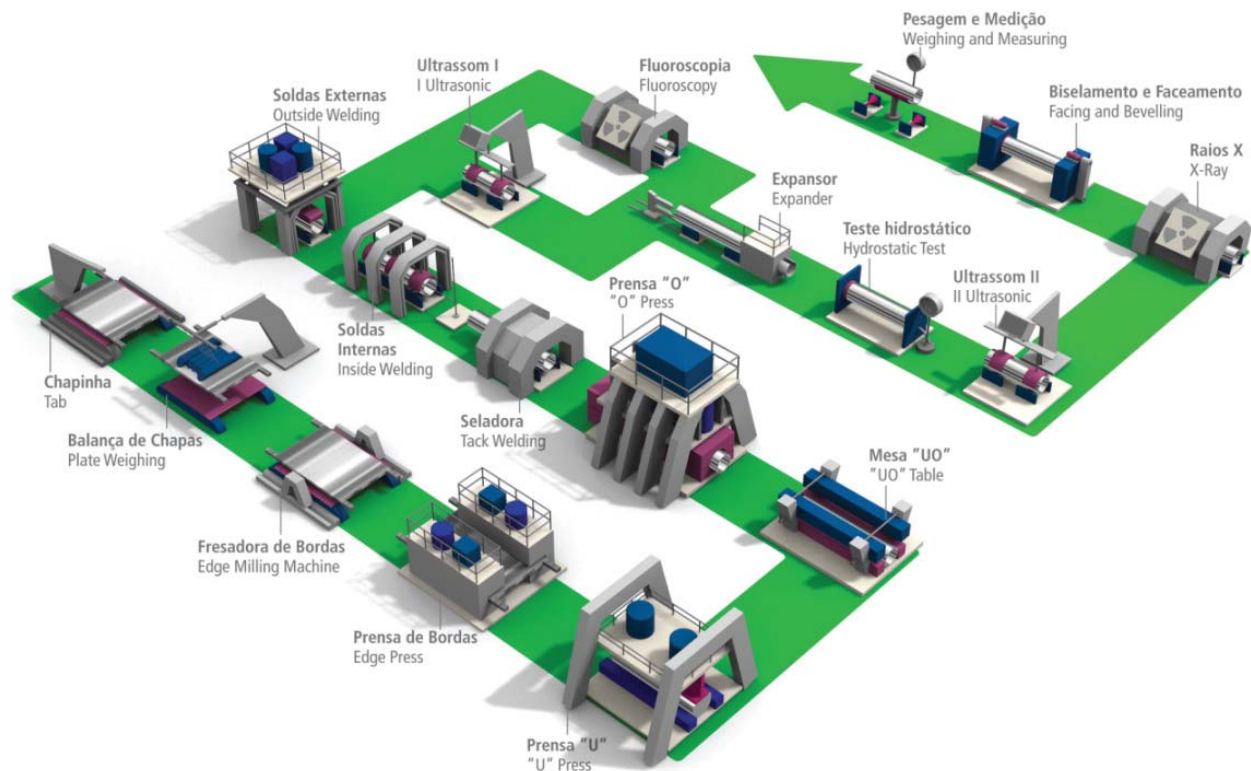


Figura 13– Processo de fabricação SAW Longitudinal (U-O-E) (TENARISCONFAB 2012).

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 outro esquema do processo de fabricação dos tubos pode ser observado na Figura 14.

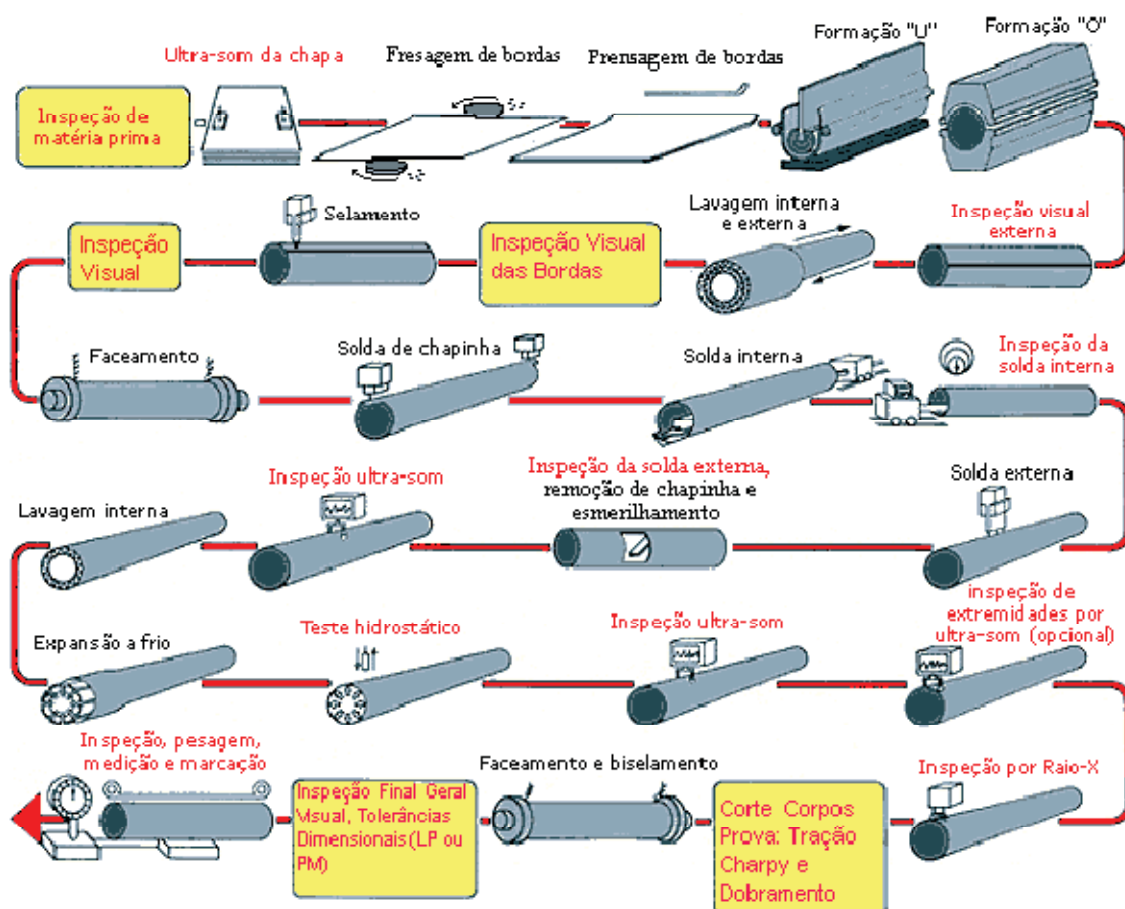


Figura 14 – Processo mais detalhado da fabricação e controle dos tubos (GODOY et al. 2003).

2.3 A junta soldada

2.3.1 Processo de soldagem via Arco Submerso

Os processos de soldagem objetivam basicamente a união de peças diferentes ou de extremidades de uma mesma peça visando obter um produto com a forma final desejada. Diversos processos de soldagem podem ser utilizados, de acordo com a qualidade da solda desejada, tipo de material, limitações de espaço e local, etc., sendo que basicamente existem processos de soldagem por fusão, em que as partes envolvidas são aquecidas até a temperatura

de fusão dos materiais envolvidos, e processos de soldagem via deformação, em que as peças são unidas através da pressão localizada entre as partes a serem unidas (podendo ser aquecidas a temperaturas inferiores à de fusão para facilitar o processo). Em comum, todos os processos de soldagem por fusão irão fornecer um aporte térmico à junta soldada, porém, enquanto alguns processos podem inserir um novo material na peça soldada (e.g. solda a arco elétrico) outros irão promover a união das partes através da fusão do próprio material base (e.g. *HFW – High Frequency Welding*).

Durante o processo de manufatura de tubos do tipo dos utilizados neste estudo é utilizado processo de soldagem por arco submerso: SAW (Submerged Arc Welding) de modo a garantir a união entre as extremidades da chapa que é conformada de modo a ser formado o tubo. Basicamente neste método o aporte térmico (calor) para fundir o metal é gerado por um arco elétrico formado entre o eletrodo (arame consumível) e a peça soldada. A poça de fusão, o arco e a ponta do eletrodo são cobertos por uma camada de material mineral granular denominado fluxo (a poça de fusão e o arco ficam “submersos” pelo fluxo) – devido a esta camada, não há arco visível, nem faíscas, respingos ou fumos (ESAB, 2012). Este tipo de processo foi desenvolvido nos anos 30 nos EUA, sendo considerado um dos mais produtivos é muito popular até hoje (WELDING.COM, 2012). Um esquema ilustrativo do processo de soldagem SAW pode ser observado na Figura 15.

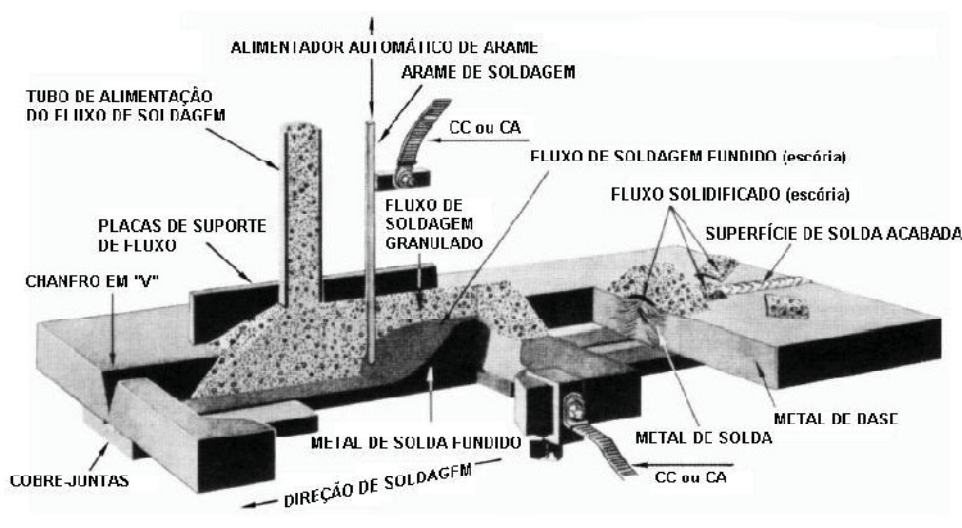


Figura 15 – Esquema ilustrando o processo SAW e seus principais elementos (ESAB, 2012).

No processo SAW o calor gerado pelo arco elétrico irá fundir o arame (eletrodo consumível) e as extremidades a serem soldadas, criando uma poça de metal fundido bem fluida e turbulenta, de maneira que quaisquer bolhas de gás ou escória rapidamente escoam

para sua superfície (ESAB, 2012). O fluxo de soldagem oferece uma proteção desta poça de fusão contra contato com a atmosfera e também sofre fusão parcial, cobrindo totalmente a superfície da solda (ESAB, 2012). Esta porção de fluxo fundida ajuda a dissolver e eliminar impurezas além de poder ser um agente de adição de alguns elementos de liga. A combinação dos fatores resulta em uma solda íntegra e homogênea, o fluxo fundido posteriormente resfriado irá resultar num material vítreo que é facilmente destacado da superfície da solda (ESAB, 2012). É interessante notar que o fluxo também “isola” o arco elétrico de maneira que não são observadas faíscas, evita a ocorrência de respingos (a poça de fusão esta completamente protegida) e também da liberação de gases para atmosfera. Em termos de praticidade, muitos parâmetros da solda podem ser muito bem controlados, como por exemplo: a velocidade de deposição de material de solda (o carrinho do eletrodo pode ser automatizado), assim como a taxa de liberação do arame/eletrodo de soldagem e do fluxo – estes também podem ser automatizados tornando o processo eficiente e com maior reprodutibilidade quando comparado a processos convencionais em que a habilidade do operador é um fator preponderante no resultado final da solda. Apesar de todas as vantagens apresentadas deve ser destacado que o processo SAW apresenta uma desvantagem significativa no que concerne a posição de soldagem. Como o fluxo é granuloso o processo é mais eficaz em superfícies planas e horizontais, ou com pequenas angulações de até 15° (ESAB, 2012).

2.3.2 Características gerais da junta soldada

Como explicado, durante o processo de soldagem um significativo fluxo de calor é aportado na região da junta a ser soldada. Este é suficiente para a formação de uma poça de fusão que consiste no caso do processo SAW, de uma “mistura” do metal base, metal de adição (arame do eletrodo) e eventualmente fluxo. O aporte também é suficiente para que ocorram profundas alterações no material que não sofreu fusão nas proximidades da junta soldada. Segundo Bertol (2009), em uma junta soldada podem ser identificadas 3 zonas básicas distintas:

i – ZF (Zona Fundida): é a região em que o material sofre completa fusão durante o processo de soldagem (poça de solda).

ii – ZTA (Zona Termicamente Afetada): nesta região o aporte térmico não é suficiente para que ocorra fusão, contudo, as temperaturas atingidas são superiores à temperatura crítica do material, ocorrendo portanto significativas alterações microestruturais.

iii – MB (Material Base): é a porção que também pode ser aquecida durante a soldagem, porém, a temperaturas inferiores à temperatura crítica do material de maneira que usualmente não são observadas significativas alterações microestruturais.

Um esquema representando a macrografia de uma junta soldada é apresentado na Figura 16.

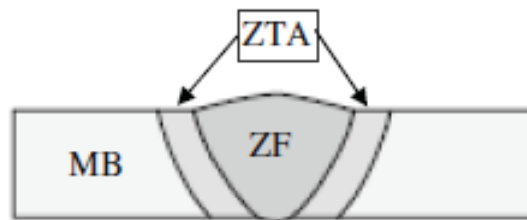


Figura 16 – Macrografia esquemática de uma junta soldada indicando suas diferentes zonas (BERTOL, modificado, 2009).

Ressalta-se também que as eventuais alterações microestruturais decorrentes das variações de temperatura irão depender também de como irá ocorrer a dissipação da energia fornecida, especialmente das taxas de resfriamento. Taxas maiores ou menores irão contribuir para diferentes microestruturas finais, diferentes granulometrias, etc..

2.3.3 As características da ZTA e a formação de zonas frágeis

A AWS (*American Welding Society*) define a ZTA como “porção do material base cuja microestrutura ou propriedades mecânicas foram alteradas pelo calor de soldagem, brasagem ou corte térmico”. É uma região em que a composição química do material base permanece inalterada (ao contrário da ZF em que podem ser adicionado elementos convenientemente durante a solda) mas que sofre profundas alterações devido as variações de temperatura. Segundo Nascimento (2009), podem ser identificadas cinco subzonas dentro da ZTA:

- i – Região de Grãos Grosseiros (RGG)
- ii – Região de Grãos Finos (RGF)

- iii – Região Intercrítica (RI)
- iv – Região de Esferoidização de Carbonetos (REC)
- v – Região Subcrítica (RS)

As diversas regiões da junta soldada (monopasse, simples), inclusive as subzonas da ZTA, podem ser observadas na Figura 17.

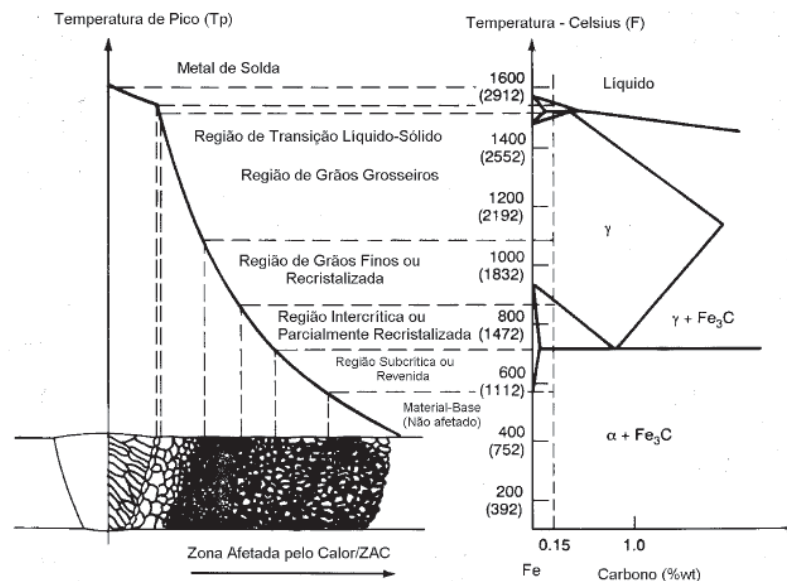


Figura 17 – Zonas e subzonas de uma junta soldada monopasse (Nascimento, 2009).

De acordo com Nascimento (2009), cada uma das zonas apresentadas apresenta suas próprias peculiaridades as quais são explicadas a seguir. A ZGG é a subzona dentro da ZTA que recebe o maior aporte permitindo a nucleação e crescimento de novos grãos. A granulometria grosseira presente nesta subzona contribuiu para um aumento da temperabilidade da mesma. No caso da RGF, esta região também permite a recristalização do material formando novos grãos, porém sendo o aquecimento menor que o observado na ZGG, não há tempo suficiente para o crescimento destes ficando caracterizada uma microestrutura com granulometria fina, com elevada resistência mecânica e ductilidade com uma baixa temperabilidade. Já na RI ocorre uma austenitização da perlita presente no material, que posteriormente pode se decompor novamente em perlita ou em outras fases como a bainita ou a martensita, de acordo com as velocidades de resfriamento, sendo uma região que pode apresentar propriedades mecânicas piores que a do material base. Na REC, as temperaturas são baixas de maneira que não permitem uma significativa austenitização do material, contudo, podem permitir a esferoidização das lamelas de cementita presentes no material base

(formação de cementita globulizada), nesta subzona há aumento da ductilidade e queda na resistência mecânica. No caso da RS, as temperaturas atingidas são “baixas” de maneira que não ocorre nem mesmo uma austenitização parcial do material, porém podem surgir efeitos de revenimento.

A grande heterogeneidade de fases e microestruturas na ZTA quando comparada ao metal base faz com que esta seja uma região de profundo interesse no estudo de suas propriedades mecânicas, especialmente devido a possível formação de microestruturas frágeis durante o processo de resfriamento posterior a solda (e.g. Martensita) que podem tornar esta zona mais suscetível a possíveis fraturas quando comparadas ao resto do material base.

2.4. O estudo da propagação de trincas de fadiga

A maior parte dos componentes estruturais está sujeita a carregamentos dinâmicos, sendo a fratura por fadiga a forma mais comum de falha (ABDULLAH; ARIFFIN; BEDDEN 2012). Considerando que os danos de fadiga devido ao transporte dos tubos são uma realidade, assim como os esforços cíclicos aos quais são submetidas as tubulações que se encontram nos oceanos (devido ao movimento das correntes marítimas), estudos dos mecanismos de falha por fadiga em tubulações são justificados. Estes estudos podem ser feitos baseando-se basicamente em dois tipos de ensaios: os ensaios de fadiga convencionais e os ensaios de propagação de trincas de fadiga

2.4.1 Ensaios de fadiga

Nos ensaios de fadiga convencionais o corpo de prova é submetido a um carregamento dinâmico e é ensaiado (para cada valor de carga) até sua eventual fratura, ou até certo número de ciclos que caracterize que o material tenha uma vida a fadiga infinita para a condição ensaiada. São levantadas curvas “S x N”, em que “S” caracteriza a amplitude da tensão aplicada e “N” o número de ciclos considerado no ensaio (normalmente em escala logarítmica). Um exemplo esquemático de uma curva de fadiga para um aço pode ser observado na Figura 18.

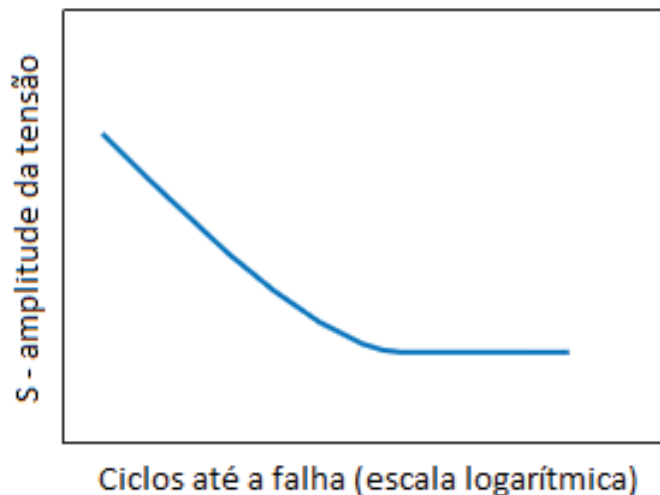


Figura 18 – Curva genérica de fadiga obtida em ensaios com aços (CALLISTER, 2008, adaptado).

Esses ensaios convencionais contemplam as três etapas distintas do processo de falha por fadiga (CALLISTER, 2008): (1) nucleação da trinca, geralmente na superfície do material (em algum ponto de elevada concentração de tensões), (2) propagação da trinca, a qual avança a cada ciclo de tensões e (3) falha abrupta do componente, quando a trinca atinge seu tamanho crítico e a seção do corpo de prova não pode mais suportar os níveis de tensão aos quais está sendo submetido. Os ensaios de fadiga podem ser muito demorados, especialmente na etapa (1), devido ao acabamento superficial cuidadoso dos corpos de prova utilizados e ou relativamente baixos valores de tensão aplicados no material ensaiado.

2.4.2 Ensaios de propagação de trincas

2.4.2.1 Panorama geral

Como os fenômenos envolvendo a nucleação da trinca e sua eventual propagação são diferentes, suas análises também devem ser diferenciadas (UFU, 2012). Considerando que no caso de componentes mecânicos o material utilizado não pode ser considerado homogêneo (principalmente para peças de grandes dimensões) devido a defeitos oriundos da fabricação, o estágio 1 do processo de falha por fadiga geralmente é muito rápido e a vida do material é calculada basicamente levando em conta o estágio 2, ou seja, a fase da propagação da trinca (UFU, 2012). Desta maneira os ensaios de propagação de trincas trabalham com corpos de prova que apresentam pré trinca de fadiga já nucleada, de modo que durante o ensaio sejam

avaliadas apenas as etapas (2) e (3) da falha por fadiga de um componente. Os corpos de prova utilizados em um ensaio de propagação de trincas podem ser de geometrias diversas, assim como a localização e tipo de seus entalhes. As dimensões e geometrias do corpo de prova, assim como parâmetros e recomendações, valores de carga a serem aplicados, tamanho da pré trinca a ser nucleada e outras informações a respeito deste tipo de ensaio são descritos na norma ASTM E647. Uma configuração de corpo de prova para ensaio de propagação de trincas, com as respectivas recomendações de dimensões, pode ser observada na Figura 19.

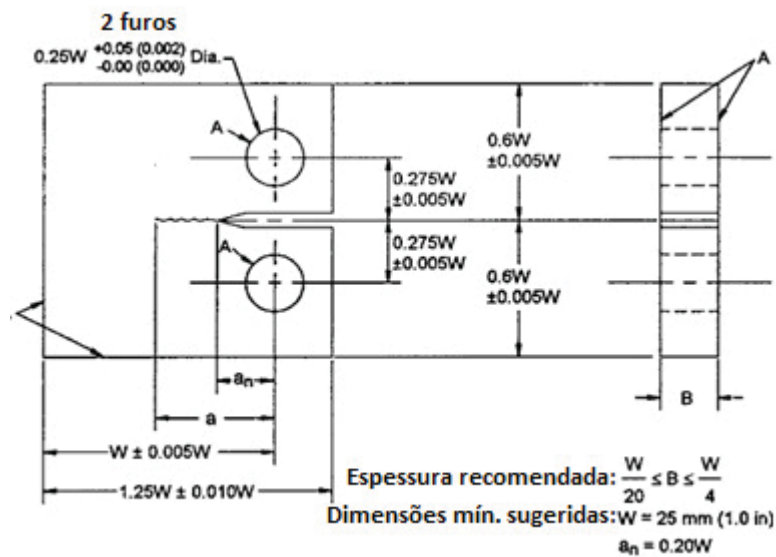


Figura 19 – Configuração de corpo de prova do tipo compacto de acordo com as especificações da norma ASTM E647 (figura traduzida).

2.4.2.2 A taxa de crescimento da trinca e a variação de intensidade de tensões

Os ensaios de propagação de trincas visam a análise do crescimento da trinca desde seu comprimento inicial até a fratura do corpo de prova através do levantamento de curvas $\frac{da}{dN}$ ou $\dot{a}$ em função de $\Delta K = K_{\text{máximo}} - K_{\text{mínimo}}$ (de acordo com as cargas mínimas e máximas aplicadas). O termo $\frac{da}{dN}$ diz respeito à taxa de variação do comprimento da trinca “a” em relação ao número de ciclos do ensaio “N”, ou de uma maneira simplificada mede a velocidade de crescimento da trinca durante o ensaio. O termo ΔK refere-se à variação de “K”, fator este denominado tenacidade à fratura ou fator intensidade de tensão de acordo com os conceitos da mecânica da fratura. Este valor K é uma propriedade que mede a resistência de um material à fratura frágil quando uma trinca está presente (CALLISTER, 2008), é um parâmetro único que descreve a magnitude do estado de tensões existente nas proximidades

do extremo da trinca (UFU, 2012) e que quando atingido seu valor crítico irá configurar na fratura do material. Especialmente quando as dimensões da zona plástica na ponta da trinca são pequenas em comparação ao tamanho da trinca como um todo, K pode dar boas indicações a respeito das tensões que são aplicadas na ponta da trinca, desta maneira duas trincas diferentes submetidas a um mesmo K irão se comportar de uma mesma maneira e apresentarem valores de $\frac{da}{dN}$ similares (BROEK, 1991). O valor de ΔK é obtido pela Equação (1):

$$\Delta K = Y \cdot \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (1), \text{ em que:}$$

Y: parâmetro ou função adimensional que depende do tamanho e geometria da trinca.

$\Delta \sigma$: variação da tensão aplicada ao corpo de prova.

a: comprimento da trinca.

π : constante.

O gráfico típico obtido em um ensaio de propagação de trincas pode ser observado na Figura 20.

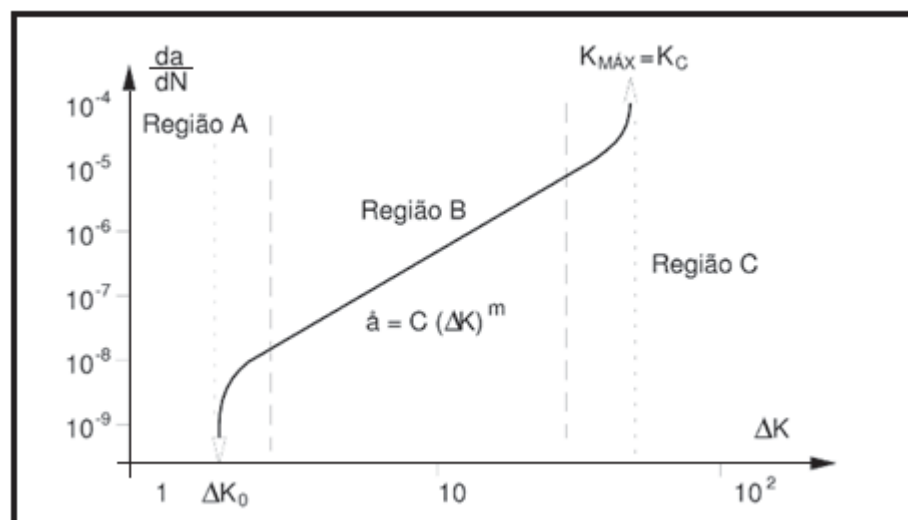


Figura 20 – Gráfico típico de um ensaio de propagação de trincas com destaque para três regiões distintas: A, B e C (UFU, 2012).

Segundo Anderson (1995) aspecto da curva levantada em um ensaio de propagação de trincas é de “S”, com três regiões distintas: A, B e C. Para valores de ΔK intermediários

(região B) a curva tem um aspecto linear, porém para valores baixos ou elevados ela muda significativamente de comportamento. O crescimento da trinca acelera na região C conforme $K_{\text{máximo}}$ aproxima-se do valor de $K_{\text{crítico}}$ (K_c , tenacidade a fratura) do material, sendo que nesta região a propagação da trinca é sensível à microestrutura do material e a atuação mecanismos de clivagem e ou coalescência de microvazios ficam evidenciados na fratura do corpo de prova ou elemento (ANDERSON, 1995). No outro extremo, região A, a taxa $\frac{da}{dN}$ tende a zero no ΔK_0 (ou ΔK_{limiar}) abaixo do qual a trinca não mais irá se propagar. Nesta região o crescimento da trinca é da ordem de espaçamentos atômicos por ciclo, sendo influenciado fortemente pela microestrutura, com uma superfície de fratura facetada. A região B, como apresentado na Figura 21 anteriormente, apresenta um comportamento tipicamente linear com uma equação em escala di-logarítmica (BROEK, 1991) do tipo:

$$\frac{da}{dN} = C. (\Delta K)^m \quad (2), \text{ em que:}$$

C: constante do material levantada no ensaio

m: constante do material levantada no ensaio

A equação (2) foi proposta pela primeira vez por Paris e Erdogan nos anos 60 sendo comprovada por inúmeros dados experimentais. Para esta equação os valores de m se situam entre 2 e 5 enquanto os valores de C poderão variar significativamente especialmente de acordo com as propriedades mecânicas do material. É interessante ressaltar que o processo de crescimento da trinca nesta região é do tipo dúctil, transgranular, sendo pouco sensível à microestrutura do material, com formação de estrias de fadiga (ANDERSON, 1995) - crescimento baseado no alongamento e abaulamento da ponta da trinca como exemplificado na Figura 21.

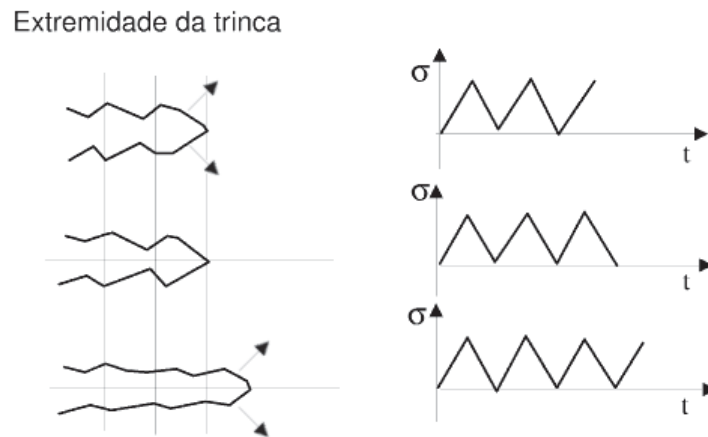


Figura 21 – Representação de crescimento de uma trinca de fadiga por mecanismo de abaulamento e afilamento da ponta da trinca (UFU, 2012, modificado).

2.4.2.3 A zona plástica na ponta da trinca e influência de sobrecargas

Considerando a propagação da trinca via mecanismo de estriamento (Região B do gráfico de propagação de trincas) algumas observações podem ser feitas. O mecanismo de afilamento e abaulamento leva a formação uma zona plástica na ponta da trinca assim como um “caminho” plástico que irá acompanhar a mesma durante o processo de propagação além de uma zona elástica, como pode ser observado na Figura 22.

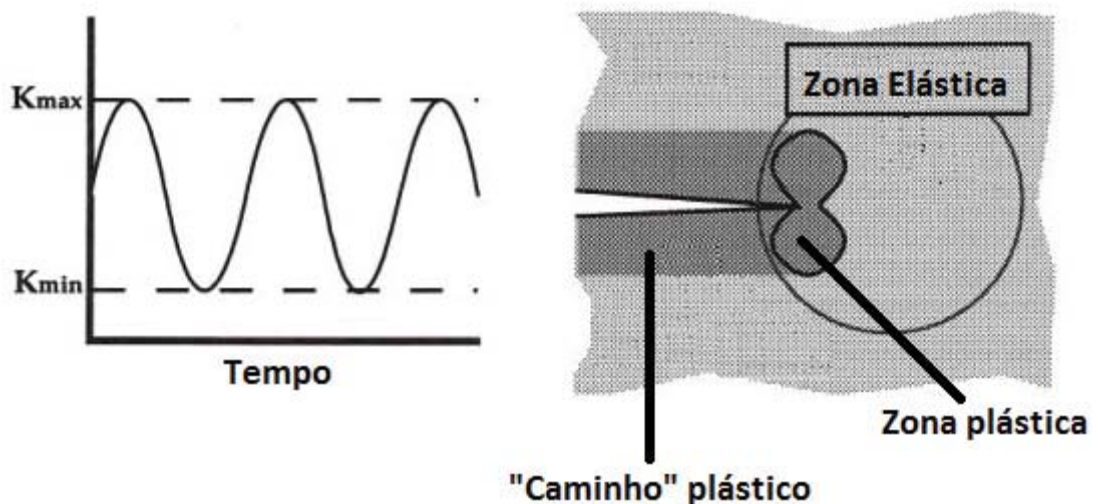


Figura 22 - Ponta de uma trinca com respectivas zonas de interesse (ANDERSON, 1995, adaptado).

Como explicado é de interesse que esta zona plástica seja a menor possível, de maneira que apresente pouca influência sobre a velocidade da propagação da trinca. Porém devido a uma eventual sobrecarga de carregamento, esta zona plástica pode se tornar relativamente grande, como pode ser observado na Figura 23.

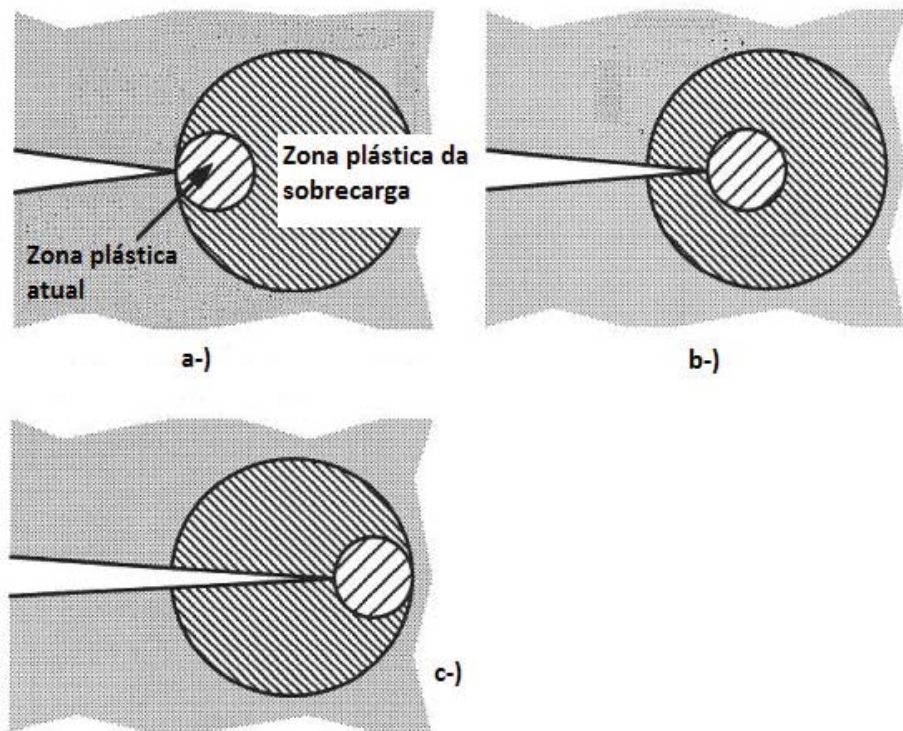


Figura 23 - Ponta de uma trinca e respectivas zonas plásticas, momentânea e causada pela sobrecarga: a-) imediatamente após a sobrecarga, b-) após uma certa propagação da trinca e c-) após a propagação pela zona plástica causada pela sobrecarga (ANDERSON, 1995, adaptado).

A zona plástica causada pela sobrecarga irá ter um impacto significativo na propagação da trinca de fadiga. Segundo Anderson (1995) e Broek (1991) isto ocorre porque durante a sobrecarga o material nas adjacências da zona plástica formada irá se deformar também elasticamente em uma grande região. Quando dá-se o alívio, o material deformado da zona plástica irá sofrer uma “compressão” pela parcela de material que se deformou apenas elasticamente, que tende a retornar a seu estado inicial pré sobrecarga. Ou seja, a zona elástica irá impor grandes tensões compressivas que dificultam a propagação da trinca, quando há ocorrência de uma zona plástica muito grande. Isto explica a brusca queda na velocidade de propagação, que apenas volta a crescer significativamente quando a trinca escapa desta zona

plástica de sobrecarga. A Figura 24 apresenta o exemplo de uma sobrecarga aplicada e como ocorre uma brusca na velocidade de propagação da trinca devido a mesma.

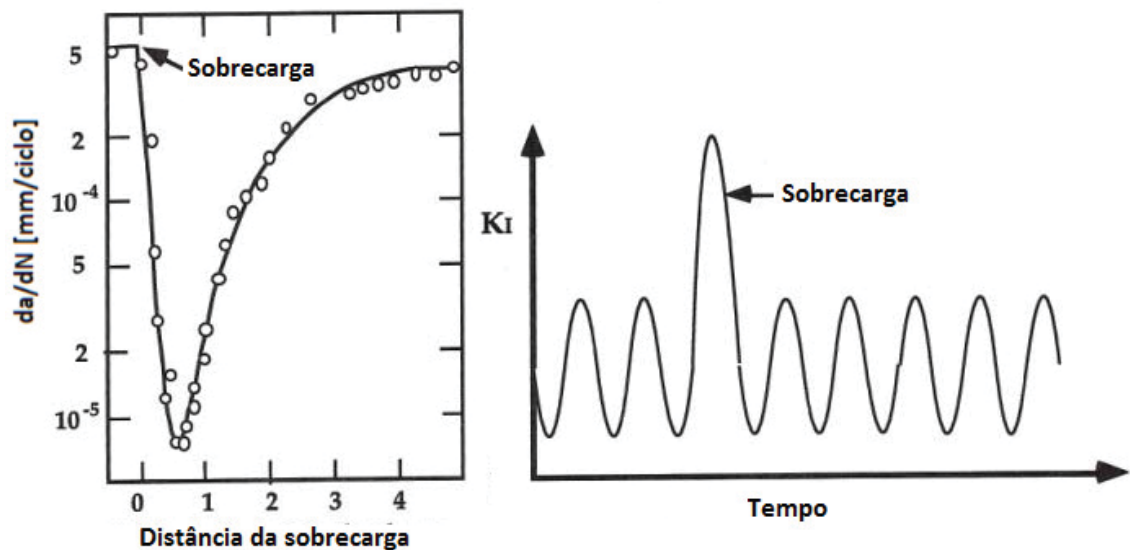


Figura 24 – Sobrecarga ocorrendo em um carregamento e como esta afeta a velocidade de propagação de uma trinca (ANDERSON, 1995, adaptado).

Obviamente em situações reais as cargas aplicadas a um elemento não são constantes, logo os mecanismos tornam-se mais complexos quando comparados apenas a uma sobrecarga aplicada durante um carregamento cíclico constante.

2.4.2.4 Alguns fatores de influência na propagação de trincas por fadiga

Como a propagação de uma trinca envolve muitos mecanismos distintos, os ensaios idealmente deveriam ser realizados nas condições mais próximas possíveis aquelas observadas em serviço, porém esta situação dificilmente é conseguida. Uma grande quantidade de variáveis podem afetar os resultados de um ensaio de propagação de trincas, logo, é imperativo que todas as condições de ensaio sejam controladas. De acordo com Broek (1991), alguns fatores que tem influencia direta na propagação de trincas são: espessura do material ensaiado, tratamento térmico, deformação plástica (encruamento), temperatura, condições ambientais, etc.. Segundo Broek (1991) não é detalhado com precisão como cada um destes fatores irá afetar a propagação de uma trinca (pois a influência pode variar de um material para outro) mas podem ser exemplificados: a diferença de até uma magnitude de ordem de grandeza nas velocidades quando corpos de prova são ensaiados em atmosfera inerte (ou vácuo) quando comparados a ensaios realizados em ar ambiente (úmido), o

aumento da taxa de velocidade de propagação para peças mais finas quando comparadas a peças mais espessas, no caso da temperatura por exemplo, ela pode tanto afetar positivamente a velocidade de propagação de trinca para temperaturas moderadamente baixas, quanto influenciar negativamente a taxa de propagação no caso de temperaturas extremamente baixas (que podem afetar a tensão de escoamento do material).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

Utilizou-se neste estudo um aço microligado API 5L X70 fabricado pela USIMINAS S/A. 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 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]. Os tubos foram obtidos a partir de chapas conformadas em “U” e posteriormente em “O” com suas bordas unidas por dois cordões de solda pelo processo SAW. As amostras foram retiradas dos anéis de tubo 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 propagação de trincas obedeceram aos critérios determinados na norma ASTM E647. Os procedimentos e cargas dos ensaios também foram definidos de acordo com indicações das normas ASTM A370 e ASTM E647.

Microdureza

- i – Ensaio de microdureza da região da junta soldada;

Metalografia

- i – Macrografia da região da junta soldada;
- ii – Micrografia da região da junta soldada, ampliação de 200X, 500X e 1000X;

Ensaio de tração:

Corpos de prova e ensaios de acordo com a norma ASTM A370

i – cinco corpos de prova de tração cilíndricos obtidos em relação a direção longitudinal do tubo;

ii – cinco corpos de prova de tração cilíndricos obtidos em relação a direção transversal do tubo;

iii – quatro corpos de prova de tração planos, com espessura da área útil igual à espessura do tubo;

Ensaaios de propagação de trincas:

Corpos de prova e ensaios de acordo com a norma ASTM A647

i – três corpos de prova de propagação de trincas do tipo compacto, retirados em relação à direção longitudinal do tubo, em uma posição de 90° em relação à solda;

ii – três corpos de prova de propagação de trincas do tipo compacto, retirados em relação à direção longitudinal do tubo, em uma posição de 180° em relação à solda;

3.2 Métodos

3.2.1 Corte dos anéis de tubos

Os anéis de tubo fornecidos pela TenarisConfab S/A foram inicialmente divididos em quatro seções: região da solda, 90° e 270° (regiões equivalentes) e 180° , como pode ser observado no esquema da Figura 25.

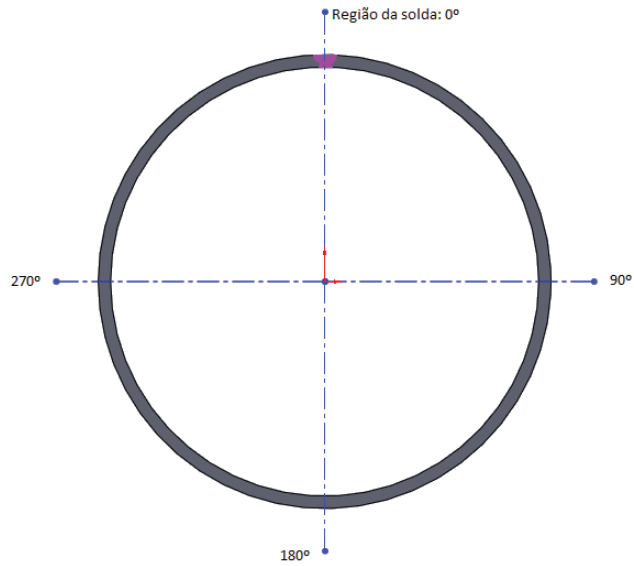


Figura 25 – Representação de um anel de tubo convenientemente dividido em quatro regiões, tomando como referência 0° o cordão de solda.

Após a realização desta divisão (foram feitas marcações com giz nas superfícies dos anéis de tubo), foi realizado o corte, dividindo os anéis em pedaços menores através de processo de Oxicorte. Estas operações foram realizadas na Oficina Mecânica do CTI/FEG. A Figura 26 representa o processo de corte dos tubos.



Figura 26 – Corte de um anel de tubo através do processo de oxicorte.

Cada uma das partes cortadas era convenientemente numerada para posterior identificação, como apresentado na Figura 27.



Figura 27 – Trechos de tubo cortados através de oxicorte numerados para posterior identificação.

Após o corte de trechos através do oxicorte, as seções obtidas 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 28 apresenta um trecho de anel de tubo previamente cortado através de oxicorte sendo dividido em partes menores.



Figura 28 – Trecho de anel de tubo sendo cortado com auxílio de serra hidráulica da Oficina Mecânica do Departamento de Materiais e Tecnologia, FEG/UNESP.

Após o corte dos trechos de anel de tubo em tamanhos convenientes, os corpos de prova eram usinados e também retificados no caso dos corpos de prova de propagação de trincas.

3.2.2 Microdureza Vickers

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

3.2.2.1 Metalografia

3.2.3.1 Macrografia

Foi realizada uma macrografia das juntas soldas retiradas do tubo, para identificação da ZTA e suas adjacências. A preparação das amostras foi realizada da seguinte maneira: lixamento em ordem decrescente de granulometria (100 a 1200) e posteriormente foi realizado um ataque com solução de Nital a 10% de concentração durante 10 segundos.

3.2.3.2 Micrografia

Foi realizada uma micrografia das juntas soldadas. A análise das amostras foi feita por microscopia óptica com ataque químico teve como objetivo de observar a microestrutura do metal de base e da junta soldada. As amostras foram, lixadas com papel de granulometria decrescente (de 100 até 1500) e polidas por meio de alumina (1µm) 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. As amostras foram preparadas conforme a norma ASTM E3. 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-Pro Plus.

3.2.4 Ensaios de tração

Os corpos de prova foram retirados diretamente do tubo conformado, das direções transversais e longitudinais (em relação ao comprimento do tubo) no caso dos corpos de prova cilíndricos, com o objetivo de avaliar o grau de anisotropia do material. Para o caso dos corpos de prova de tração planos, apenas foram retiradas amostras transversais, devido a

limitações de tamanho dos tubos. As Figuras 29 e 30 apresentam esquemas dos corpos de prova de tração cilíndricos e planos utilizados.

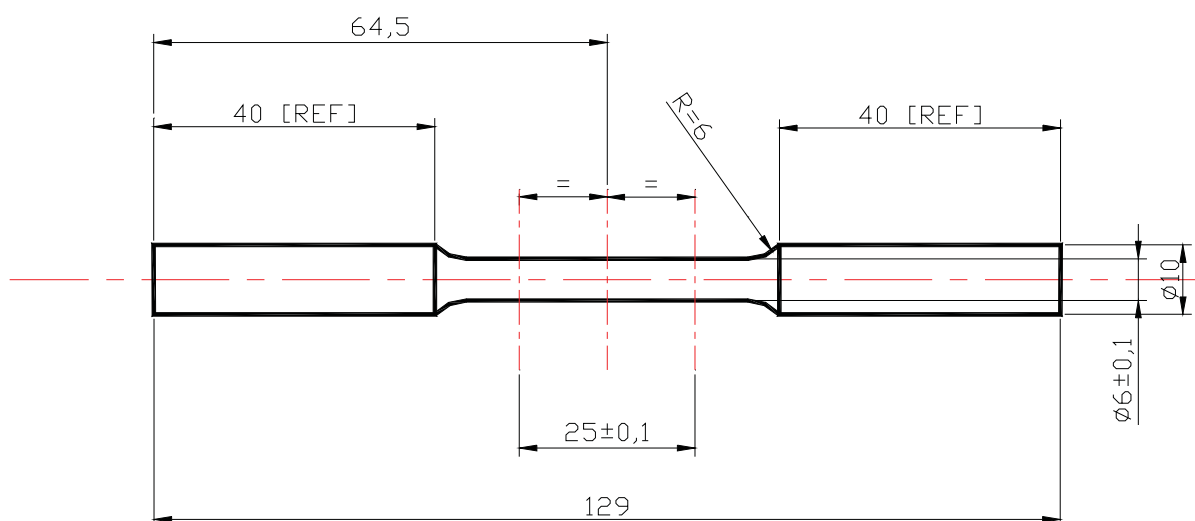


Figura 29 – Esquema de corpo de prova de tração cilíndrico ensaiado.

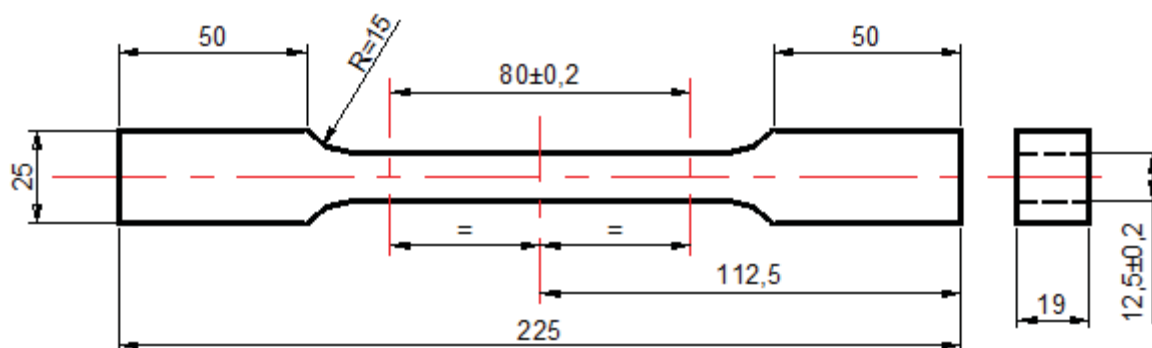


Figura 30 – Esquema de corpo de prova de tração plano ensaiado.

Os ensaios e corpos de prova foram dimensionados e posteriormente ensaiados (a 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 e na Mohr & Federhaff com capacidade de 40 toneladas.

3.2.5 Ensaios de propagação de trincas

Os corpos de prova foram retirados diretamente do tubo conformado, de posições a 90° e 180° em relação à junta soldada, de direções longitudinais em relação ao comprimento do tubo. As dimensões do corpo de prova assim como os parâmetros da nucleação da pré trinca e condições do ensaio, foram determinadas de acordo com a norma ASTM E67. A Figura 31 apresenta um esquema do corpo de prova de propagação de trincas utilizado no ensaio e suas dimensões.

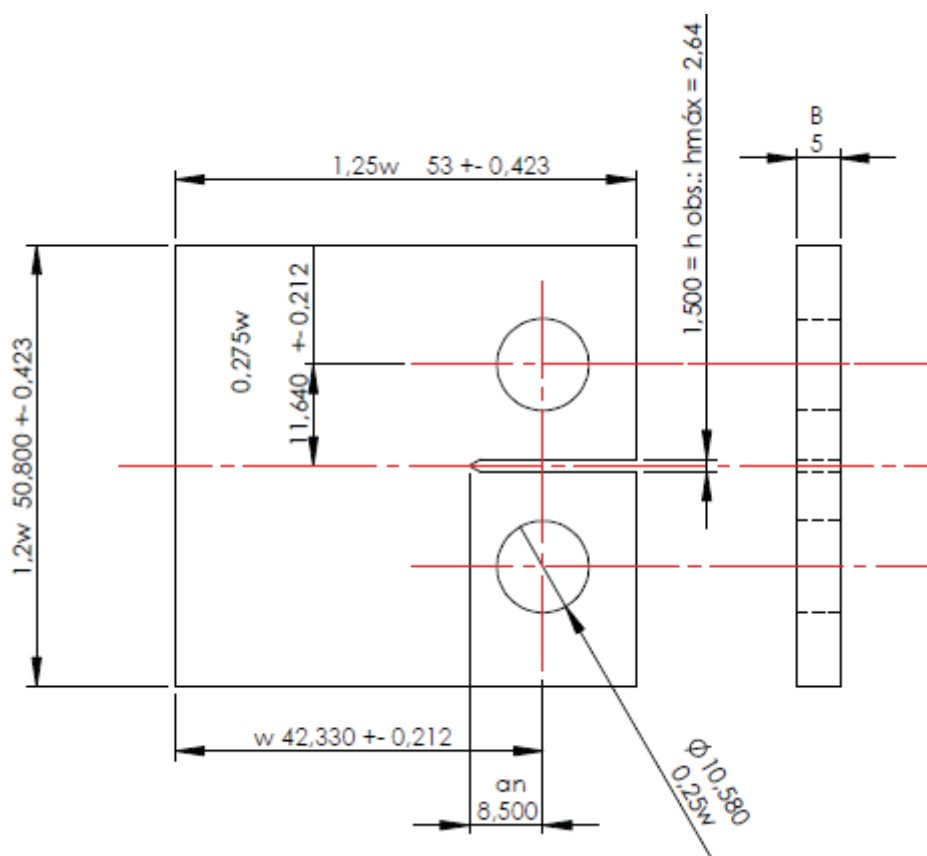


Figura 31 – Esquema de corpo de prova de propagação de trincas ensaiado.

Os ensaios de propagação de trincas foram realizados em duas etapas distintas. A nucleação das pré trincas foi realizada em uma máquina Instron 8801 de 100 kN, no Grupo de Pesquisa de Fadiga e Materiais Aeronáuticos do Departamento de Materiais e tecnologia da FEG/UNESP com uma frequência de ensaio de 10 Hz e uma carga máxima de 8 kN com razão entre $\Delta K_{\min}/\Delta K_{\max}$ de 0,1. A pré trinca foi nucleada até um tamanho de 1,5 mm de acordo com os parâmetros definidos pela ASTM E67. A Figura 32 apresenta uma imagem de um corpo de prova durante a etapa de nucleação da pré trinca.

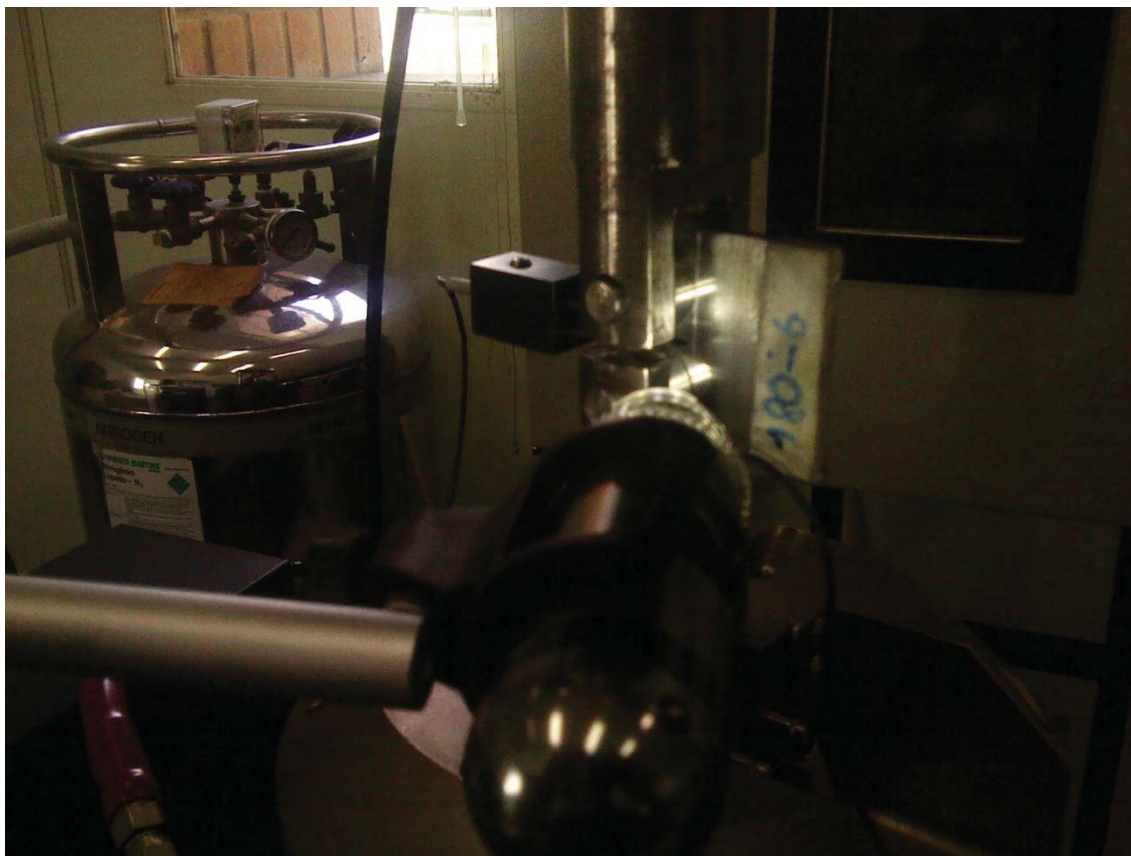


Figura 32 – Corpo de prova durante a nucleação da pré trinca.

A segunda etapa do ensaio foi realizada no DEMAR, Departamento de Materiais da EEL/USP em uma máquina MTS 810 de 250 kN. Foram realizados seis ensaios, três com corpos de prova retirados de uma posição a 90° da solda e outros três retirados de uma posição a 180° da solda. A máquina foi calibrada a priori do ensaio, com um corpo de prova utilizado como teste, para verificação da fixação, aplicação de carga, adaptação as dimensões dos corpos de prova e outros parâmetros que seriam mantidos fixos durante os ensaios posteriores. O primeiro corpo de prova foi ensaiado com uma pressão de fixação de 21 MPa, carga máxima aplicada de 10 kN, frequência de 10 Hz e razão entre $\Delta K_{\text{mín}}/\Delta K_{\text{máx}}$ de 0,1 além de uma taxa de leitura de 0,25 mm. Esta taxa de leitura indica que o software iria registrar os resultados obtidos no ensaio, $\frac{da}{dN}$ e ΔK a cada avanço de 0,25 mm da trinca. O próprio software calculava as taxas de crescimento e de variação de ΔK e os plotava em um gráfico respectivo. A Figura 33 apresenta uma imagem de um corpo de prova durante o ensaio de propagação de trincas.

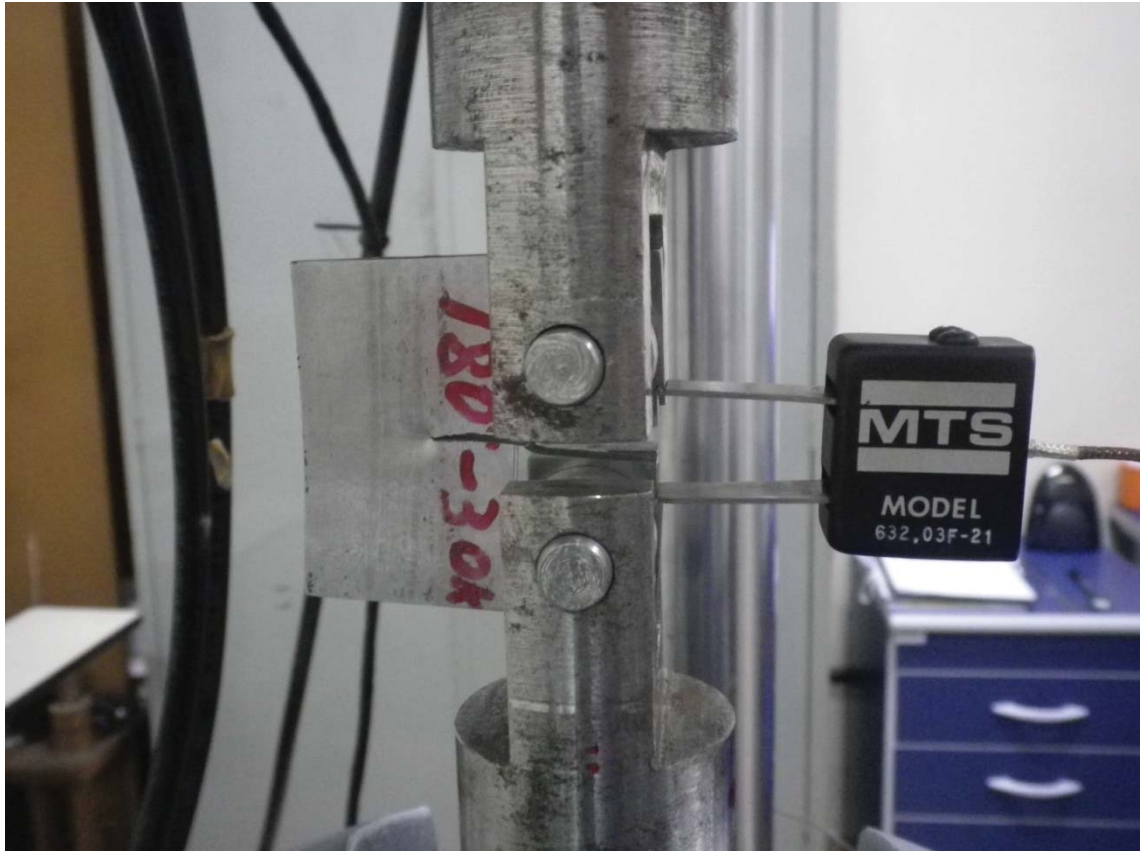


Figura 33 – Corpo de prova durante o ensaio de propagação de trincas.

Convém ressaltar que a medição do comprimento da trinca realizada durante o ensaio (comprimento da trinca fornecido automaticamente pelo software) é realizada de maneira indireta, através do conhecimento da abertura da trinca avaliada com ajuda de um *clip gage*. Toma-se como base as dimensões iniciais de comprimento e de abertura da trinca, conforme a mesma vai “abrindo” ao se propagar, a diferença entre os valores (inicial e no momento da medição) que é obtida com auxílio do *clip gage* permite que o software calcule o comprimento atual da trinca utilizando relações de semelhança de triângulo. A Figura 34 dá um destaque maior ao corpo de prova e o respectivo *clip gage* durante o ensaio.

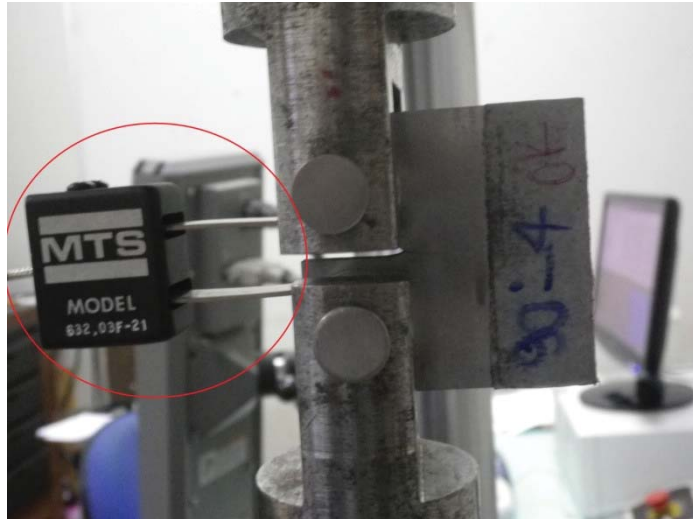


Figura 34 – Corpo de prova durante o ensaio de propagação de trincas, com destaque para o *clip gage*.

Depois do primeiro corpo de prova ensaiado, os outros cinco restantes tiveram uma pequena diferença nos ensaios realizados: para que fossem plotados mais pontos pelo software nos gráficos de propagação de trincas a taxa de aquisição foi mudada para 0,2 mm enquanto o valor de carga máxima aplicada foi reduzido para 9 kN para que os ensaios fossem realizados mais lentamente e portanto mais facilmente controlados. Os corpos de prova não eram ensaiados até sua completa ruptura, sendo posteriormente fraturados de maneira estática pela própria máquina do ensaio como apresentado na Figura 35.



Figura 35 – Ruptura de um corpo de prova de maneira estática após a realização do ensaio.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Ensaio de microdureza Vickers

Foi realizado um ensaio de microdureza para comparação dos valores de dureza entre: o material base, material da solda e ZTA. A Figura 37 apresenta os pontos os quais tiveram sua dureza mensurada.

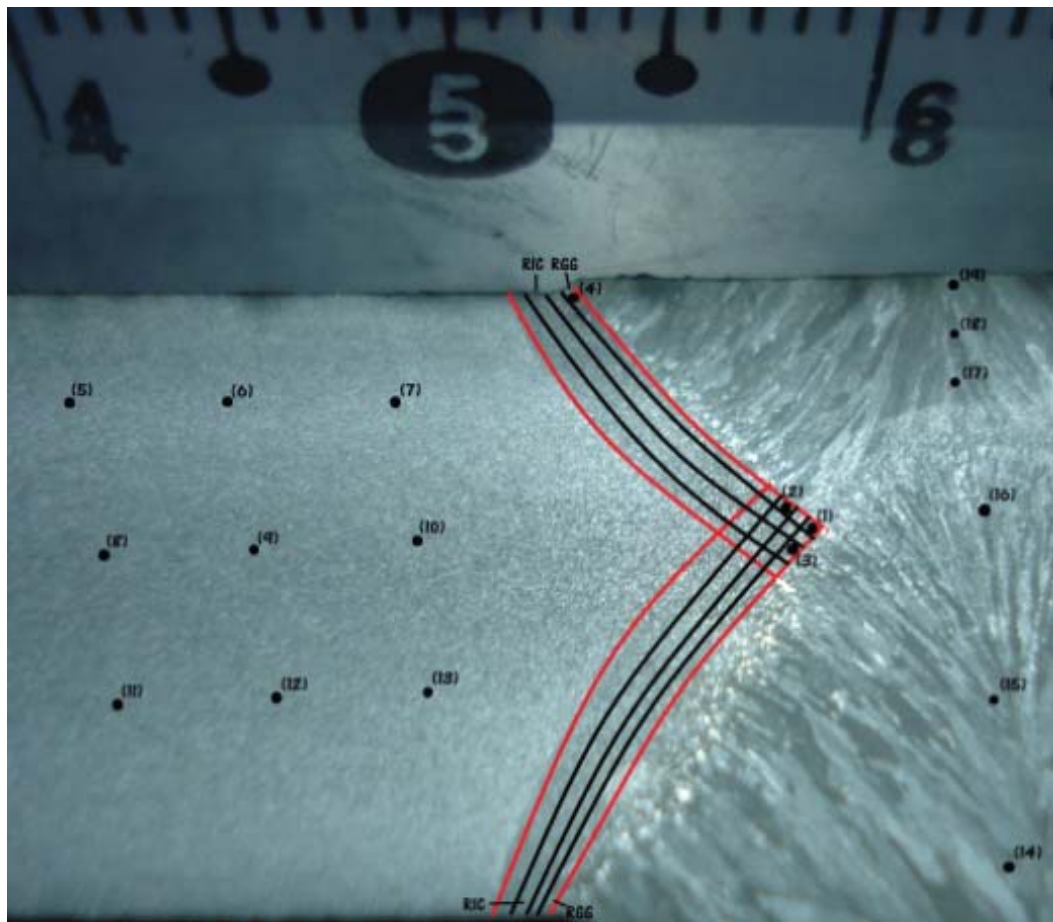


Figura 36 – Pontos os quais tiveram seus valores de dureza mensurados durante o ensaio

De acordo com a numeração da Figura 37, os valores de dureza para cada ponto indentado podem ser observados na Tabela 2.

Tabela 2 – Valores de dureza mensurados em cada ponto e as respectivas regiões da junta soldada a que pertencem.

Valores de dureza para cada ponto					
Ponto	Região	Dureza [HV]	Ponto	Região	Dureza [HV]
1	RGG	199	10	MB	183
2	RGG/RI	197	11	MB	212
3	RGG/RI	195	12	MB	190
4	MB	204	13	MB	182
5	MB	208	14	SOLDA	257
6	MB	201	15	SOLDA	246
7	MB	200	16	SOLDA	223
8	MB	204	17	SOLDA	244
9	MB	181	18	SOLDA	248
			19	SOLDA	261

De acordo com os resultados obtidos 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 região de grãos grosseiros apresentou valor de dureza menor que o apresentado no material da solda, mas maior que a média do valor de dureza apresentado pelo material base (média 196). 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). Já na transição da RGG e RI dependendo da velocidade de resfriamento podem ser observados tanto microconstituintes frágeis (i.e. martensita) como bainita e perlita logo, pelos valores de dureza obtidos, possivelmente dá-se a última opção.

4.2 Metalografia da junta soldada

4.2.1 Macrografia

As amostras macrográficas foram preparadas de acordo com os procedimentos descritos na seção 3.2.3.1. O resultado da primeira macrografia pode ser observado na Figura 38.

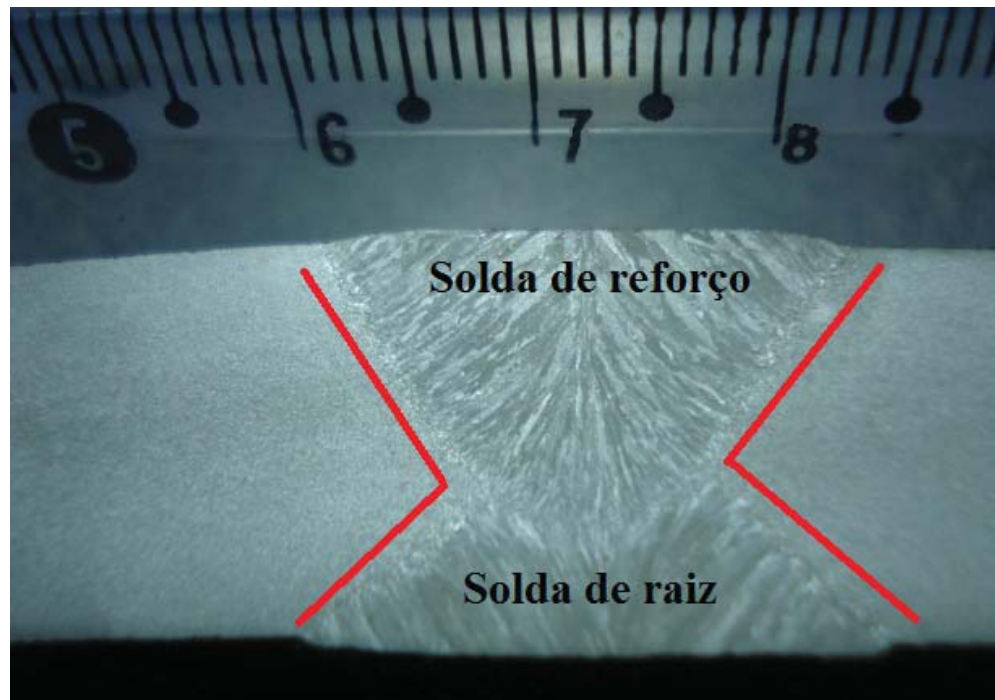


Figura 37 – Macrografia da junta soldada, com destaque para as soldas realizadas e para a representação do formato do chanfro tipo “duplo V” (em vermelho).

Nesta macrografia é dado um destaque aos dois processos de soldagem principais que são realizados em relação ao sentido longitudinal do tubo. Após a soldagem de “chapinha” (que apenas garante uma pré união das bordas da chapa conformada), o tubo passa por um primeiro processo de soldagem do tipo SAW, a denominada solda de raiz. Após esta solda de raiz, o tubo é virado de 180° em relação a seu comprimento e recebe a solda de reforço também pelo processo SAW. Notar também o chanfro do tipo “duplo V” realizado nas bordas da chapa *a priori* dos processos de soldagem.

A próxima macrografia realizada ressalta outras características, como pode ser observado na Figura 38.

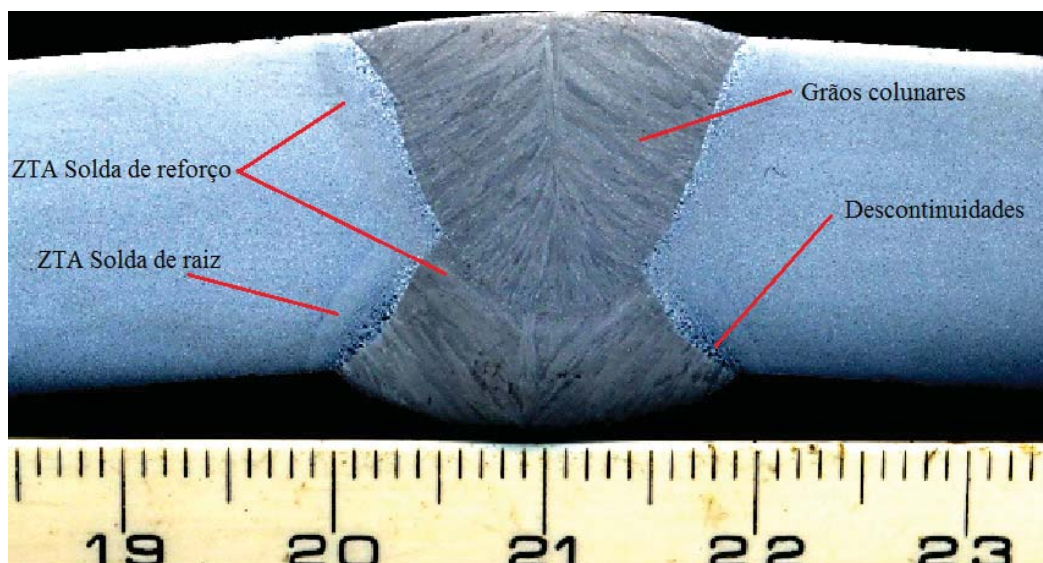


Figura 38 – Macrografia da junta soldada com destaque para as ZTAS, grãos colunares e descontinuidades.

Na macrografia da Figura 38 são abordadas características muito interessantes. Primeiramente podem ser observadas duas ZTA uma devido ao primeiro processo de soldagem (solda de raiz) e uma segunda ZTA que se forma devido ao segundo processo de soldagem. Nota-se que a segunda ZTA formada não se situa apenas na interface entre material de solda/MB, mas também avança, caracterizando uma ZTA dentro da própria solda de raiz. Outro fator importante a ser observado é que o aporte térmico da solda de reforço não elimina a ZTA da solda de raiz, que continua bem evidente como apresentado na macrografia. Outros detalhes a serem observados é a formação de grãos colunares que têm seu comprimento preferencial partindo da interface ZTA/Material da Solda em direção a linha de simetria da solda. Isso pode ser explicado pelo fato dos grãos crescerem acompanhando as linhas de fluxo de transferência de calor, que são perpendiculares as linhas isotérmicas: tem-se um gradiente de temperatura entre o MB (região mais fria) e o centro da solda (região de maior temperatura durante a soldagem). Também fica bem evidenciada a presença de descontinuidades na interface entre o material de solda e o início da ZTA (provavelmente poros).

4.2.2 Micrografia

Como descrito na seção 3.2.3.2 foram realizadas micrografias de comparação entre as microestruturas do material base e a junta soldada, com ampliações de 200x, 500x e 1000x. A Figura 39 apresenta micrografias com uma ampliação de 200x.

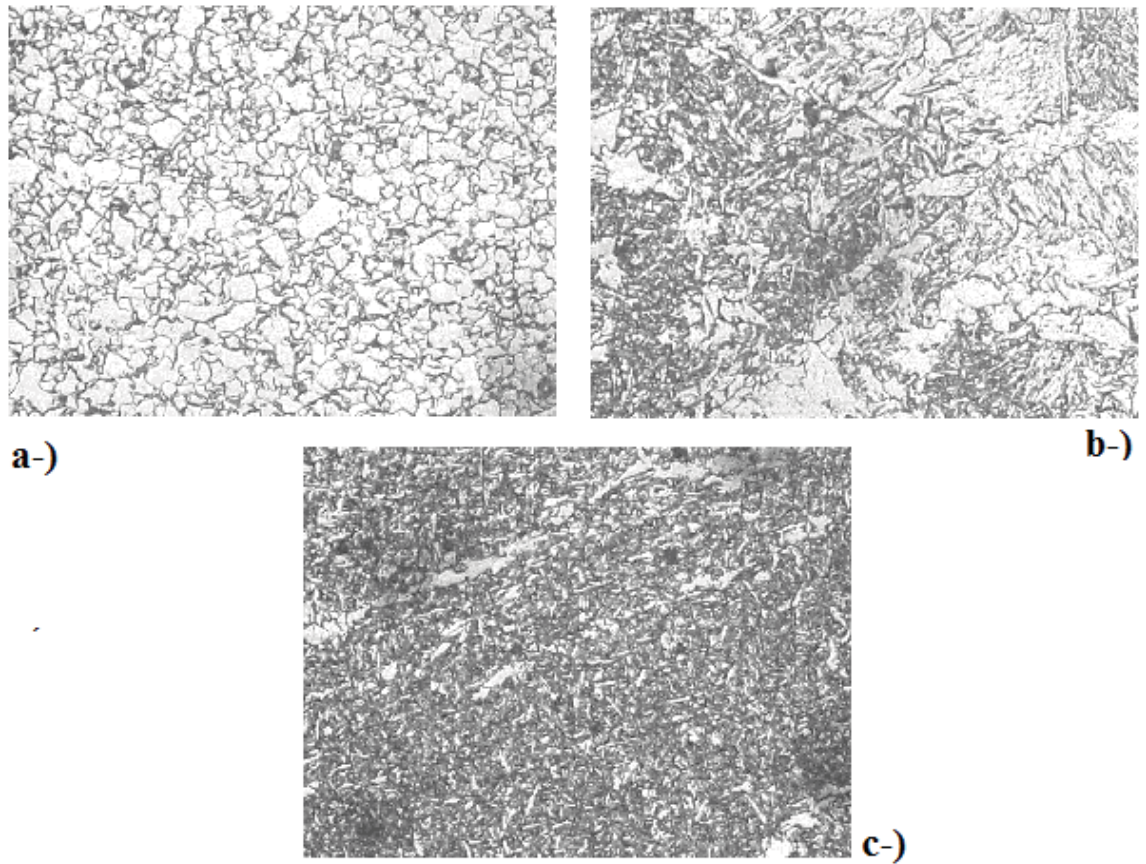


Figura 39 – Micrografias do material base e da junta soldada, ampliação de 200x. a-) Material base, b-) Interface RGG/Material solda, c-) Material da Solda.

De acordo com a Figura 39, 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-) observa-se o material da solda com linhas de fluxo de resfriamento e presença de ferrita de segunda fase alinhada.

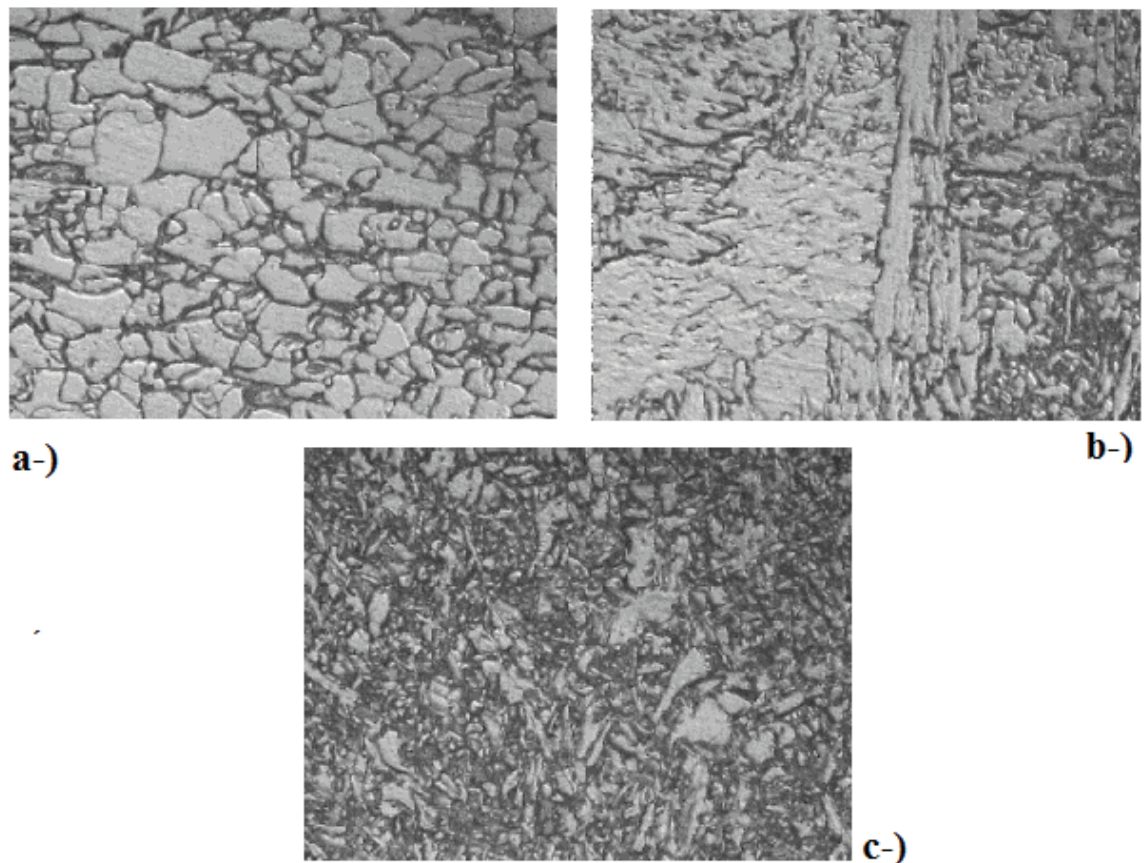


Figura 40 – Micrografias do material base e da junta soldada, ampliação de 500x. a-) Material base, b-) Interface RGG/Material solda, c-) Material da Solda.

No caso da Figura 40, as observações em a-) e b-) são as mesmas realizadas anteriormente para o caso a Figura 39. Em c-) para este caso fica evidenciada uma matriz ferrítica no material da solda, com possível presença de fases bainíticas e martensíticas.

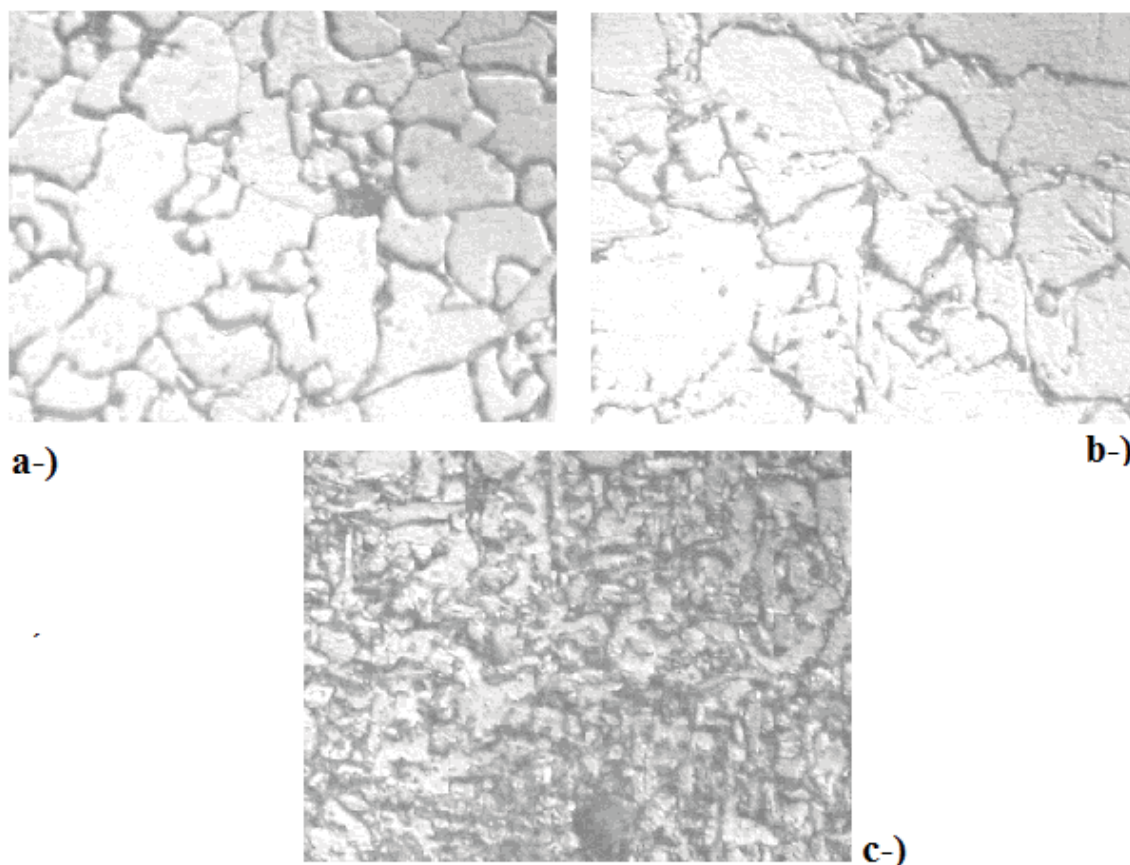


Figura 41 – Micrografias do material base e da junta soldada, ampliação de 1000x. a-) Material base, b-) RGG, c-) Material da Solda.

Na Figura 41, novamente podem ser observados em a-) a microestrutura do MB com seus grãos equiaxiais e uniformes em uma matriz de ferrita, em b-) novamente é apresentada uma micrografia da RGG com grãos significativamente maiores que os observados no MB e em c-) uma micrografia da região soldada.

4.3 Ensaio de tração

Observa-se que todos os valores estão de acordo com o especificado pela norma API 5L 44^a edição para o grau X70 PSL2 e também atenderam os requisitos da DNV SMYS 485. A Tabela 3 apresenta os resultados dos ensaios de tração realizados, dos corpos de prova cilíndricos (direção transversal e longitudinal) assim como os corpos de prova de tração planos.

Tabela 3 – Resultados obtidos nos ensaios de tração com corpos de prova cilíndricos e planos.

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. %	$\sigma_e \text{ méd}/\sigma_{m\acute{a}x} \text{ méd}$
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	
Plano						
1	-	-	602,97	10,52	36	
2	-	-	588,66		38	
3	-	-	597,75		33	
4	-	-	612,63		36	

Observação: a norma API 5L não requer valores de tensão de escoamento para ensaios de tração plano, logo estes resultados não foram considerados.

Os corpos de prova foram obtidos do tubo como descrito na seção de materiais e métodos. Foi constatada anisotropia do material, 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. Os maiores valores de resistência mecânica foram observados para os corpos de prova de tração planos, indicando que o fato de diferentes taxas de aplicação de carga e ou geometria do corpo de prova podem influenciar nos resultados do ensaio de tração. O gráfico da Figura 36 apresenta um exemplo de uma curva de tração obtida nos ensaios realizados, notar a proximidade entre a tensão de escoamento e a tensão máxima.

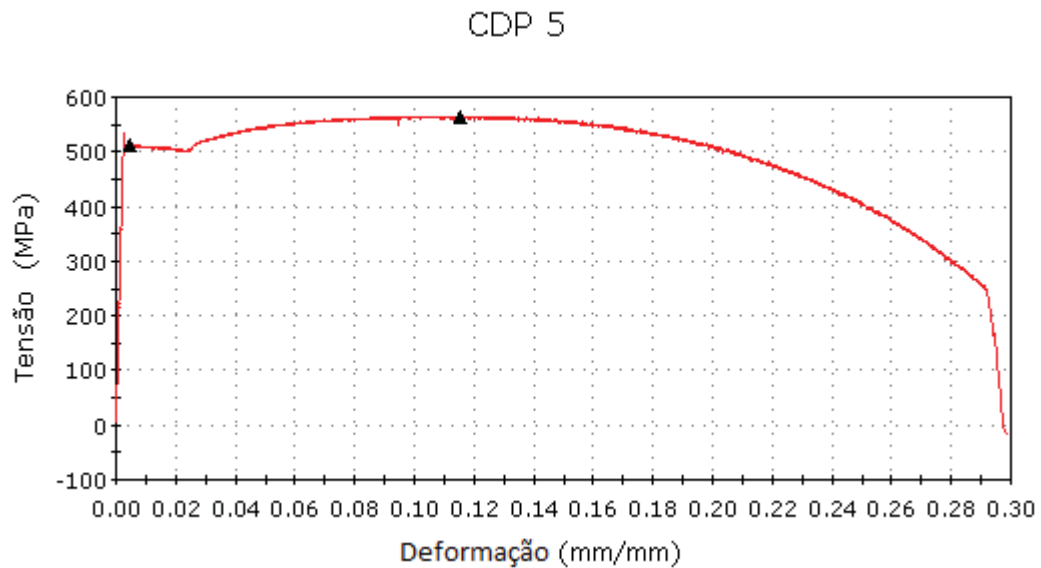


Figura 42 – Gráfico de um ensaio de tração realizado: corpo de prova 5 de tração retirado da direção longitudinal do tubo.

4.4 Ensaios de propagação de trincas

Os ensaios de propagação de trincas, realizados de acordo com as orientações da norma ASTM E67 e já descritos na seção 3.2.4, tiveram como enfoque as regiões A e B do gráfico de propagação de trincas (seguindo padrão da seção 2.4.2.2), ou seja, a avaliação do valor de $K_{mínimo}$ para o início da propagação da trinca e seu posterior crescimento, obedecendo a equação de Paris e Erdogan. Não foi possível o estudo da região C dos gráficos, isso devido a limitações de tamanho dos corpos de prova utilizados e do próprio clip gage, que com uma abertura máxima de 4 mm não permitia que os ensaios fossem realizados até uma condição de quase ruptura dos corpos de prova. O aspecto dos corpos de prova após o ensaio pode ser observado na Figura 43, é interessante reparar que podem ser observadas claramente: a região da pré trinca, a região em que a trinca propaga-se durante o ensaio e a região que sofreu fratura estática após o ensaio (fratura dúctil, grande deformação plástica).



Figura 43 – Aspecto da superfície dos corpos de prova após a realização do ensaio, notar a diferença entre as regiões da pré trinca, propagação de trinca durante o ensaio e fratura estática após o final do ensaio.

Em relação aos resultados, as curvas obtidas no ensaio podem ser observadas nas Figuras 44 à 49.

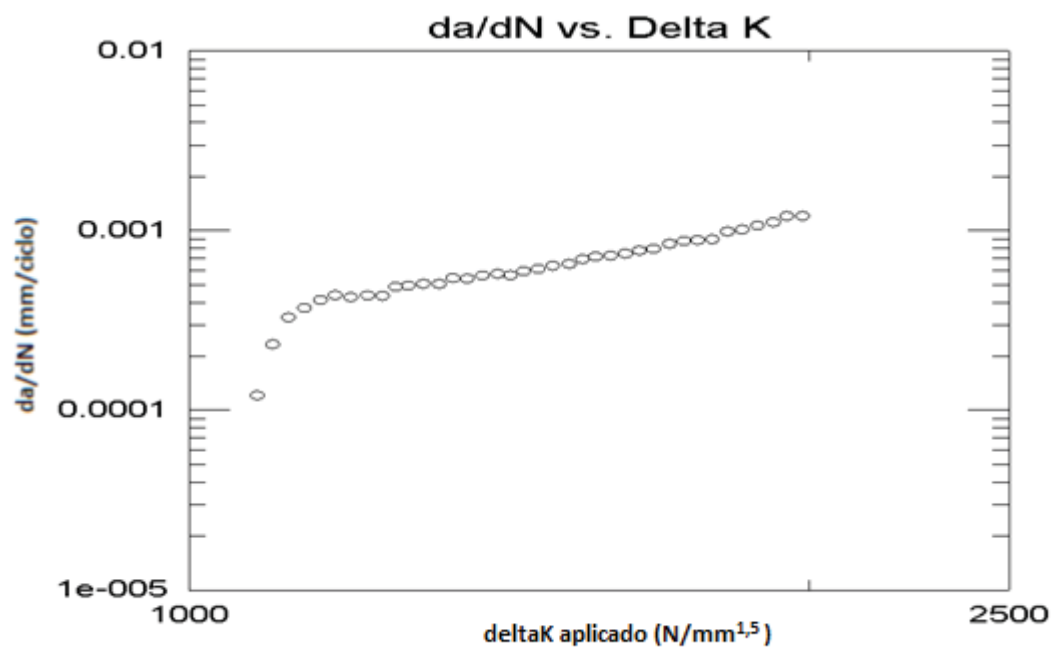


Figura 44 – Gráfico de propagação de trincas para o corpo de prova 1 retirado de uma posição a 90 °.

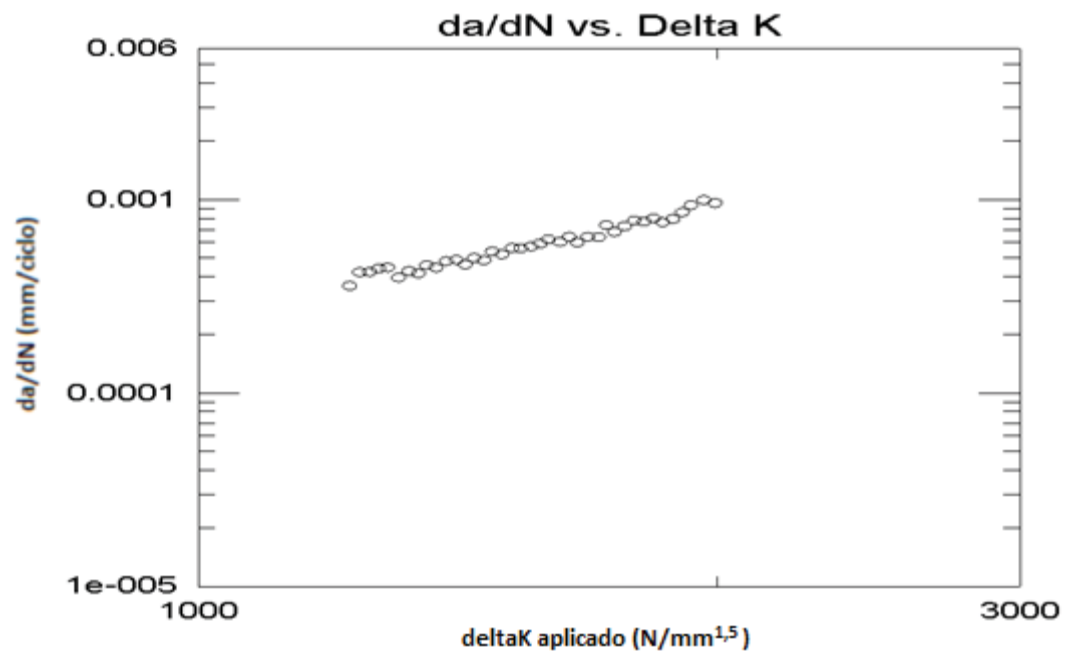


Figura 45 – Gráfico de propagação de trincas para o corpo de prova 2 retirado de uma posição a 90°.

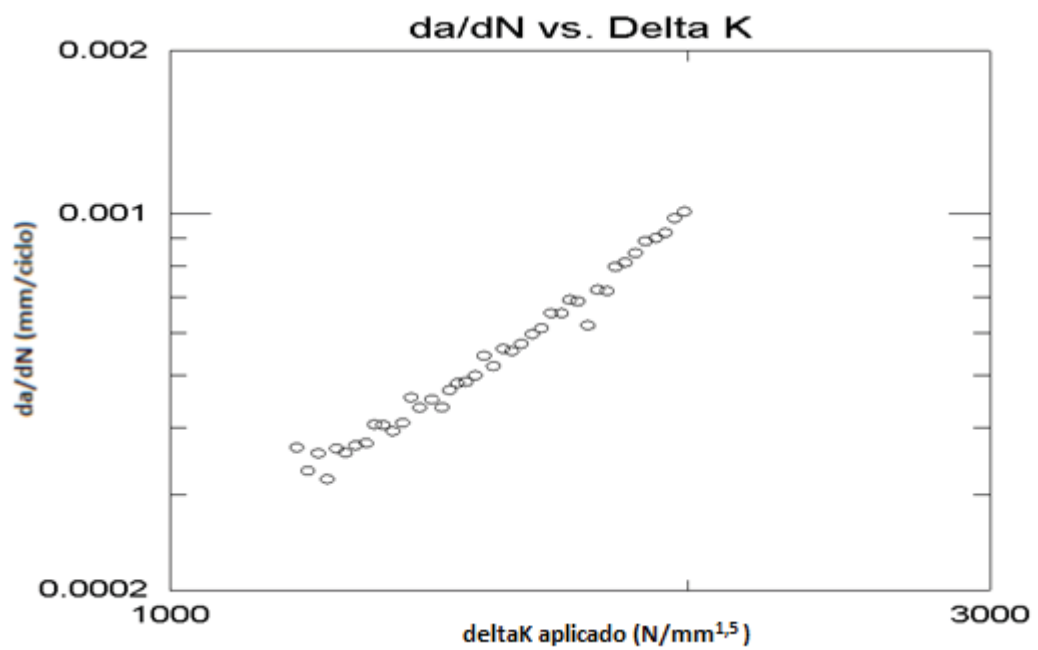


Figura 46 – Gráfico de propagação de trincas para o corpo de prova 3 retirado de uma posição a 90°.

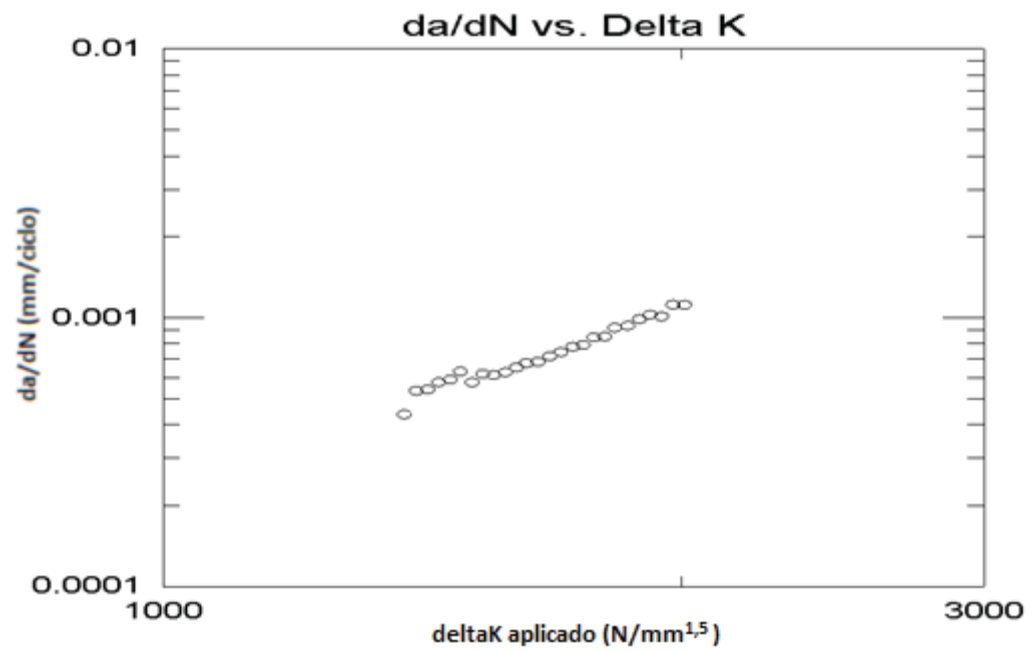


Figura 47 – Gráfico de propagação de trincas para o corpo de prova 1 retirado de uma posição a 180°.

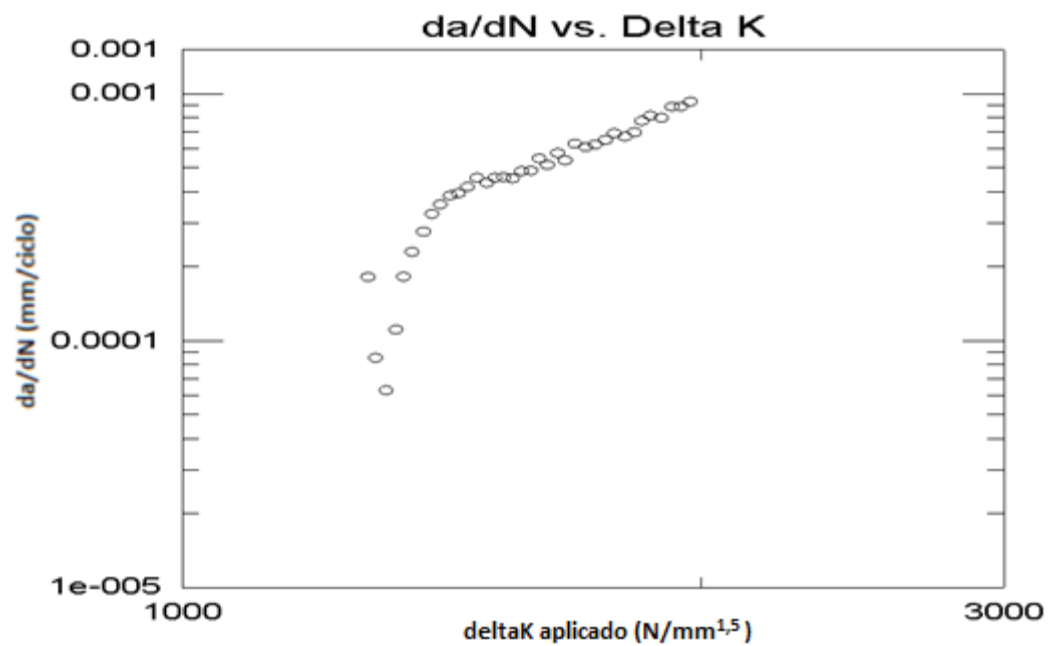


Figura 48 – Gráfico de propagação de trincas para o corpo de prova 2 retirado de uma posição a 180°.

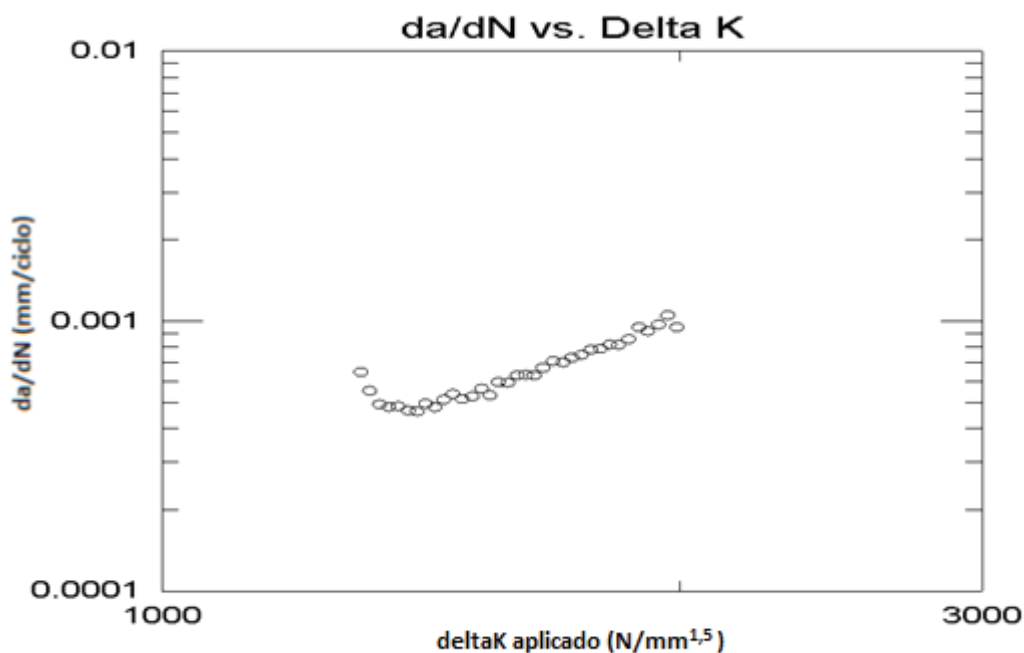


Figura 49 – Gráfico de propagação de trincas para o corpo de prova 3 retirado de uma posição a 180 °.

As curvas eram fornecidas automaticamente pelo software, assim como tabelas contendo todos os dados do ensaio inclusive os valores de ΔK e $\frac{dA}{dN}$ para cada ponto observado. De acordo com a observação dos gráficos, fica bem evidente a divisão do gráfico de propagação de trincas em uma região inicial A para os casos das Figuras 44, 47 e 48. No caso dos gráficos das Figuras 43 e 44 há uma dificuldade na distinção entre as regiões A e B esperadas. Por fim, há um comportamento inesperado no gráfico da Figura 49, neste a taxa de propagação de trincas inicia-se em um determinado valor e cai para um novo patamar antes de que o gráfico entre na região B linear. Este comportamento é o contrário ao esperado para a região A, possivelmente algum defeito ou efeito de tração residual trativa presente nas proximidades da trinca possa ter influenciado o aumento da velocidade de propagação nos ciclos iniciais do ensaio. Outra hipótese é uma pequena descalibração da máquina que possa ter imposto maiores valores de carga ao corpo de prova nos ciclos iniciais. Uma possível sobrecarga criaria uma zona plástica maior na ponta da trinca, diminuindo a taxa de propagação da mesma quando retirada esta sobrecarga. De uma maneira geral, observa-se nitidamente em todos os gráficos a região B linear de propagação da trinca e de maior interesse neste estudo.

A partir dos resultados obtidos no ensaio foram obtidos os coeficientes C e m (constantes do material) como definidos na equação (2) para cada um dos corpos de prova

ensaiados. O procedimento para a obtenção destes coeficientes foi realizado um procedimento de regressão linear. Partindo da equação (2):

$$\frac{da}{dN} = C. (\Delta K)^m \text{ é similar a uma equação do tipo:}$$

$$Y = B.X^A \text{ (i)}$$

Tomando o logaritmo dos dois lados de (i):

$$\log Y = \log B + A \log X \text{ (ii)}$$

Observa-se que (ii), portanto terá um comportamento linear em um gráfico com escala logarítmica (como é o caso dos gráficos obtidos normalmente em um ensaio de propagação de trincas). Desta maneira, tomando os logaritmos dos valores de $\frac{da}{dN}$ e dos valores de ΔK obtidos no ensaio (considerando pontos da região linear) pode ser obtida uma reta. Os coeficientes desta reta (B e A) podem ser então determinados, sendo estes coeficientes os equivalentes às “incógnitas” da equação (2). Tem-se então: C (coeficiente linear da reta obtida) e m (coeficiente angular da reta obtida). A reta do tipo definida em (ii) pode ser observada na Figura 48, esta foi obtida com o auxílio do *software* Excel, o qual já realiza a regressão linear e automaticamente fornece a equação da reta obtida.

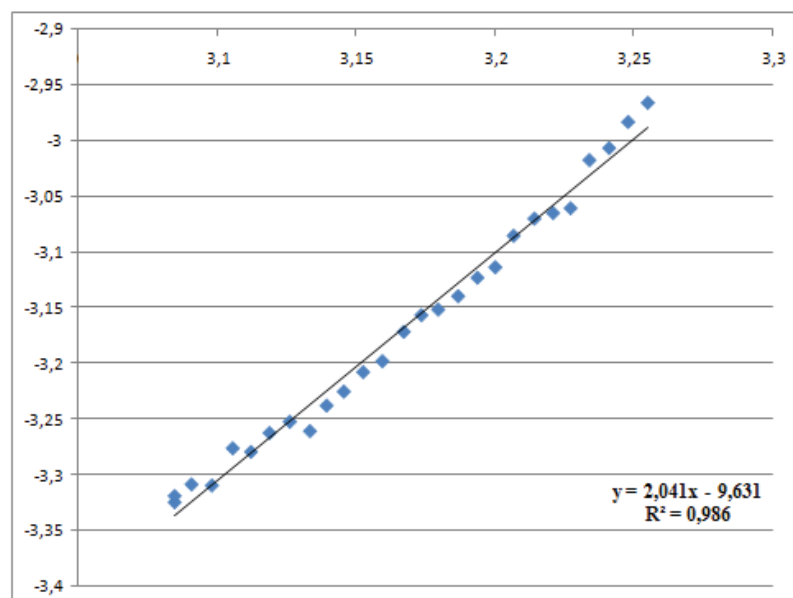


Figura 50 – Exemplo de obtenção de uma reta e sua respectiva equação através do Excel (exemplo para o corpo de prova 90° 1).

Os valores dos coeficientes C e m obtidos de acordo com os procedimentos descritos podem ser observados na Tabela 4.

Tabela 4 – Valores das constantes C e m obtidas a partir dos resultados dos ensaios de propagação de trincas.

Constantes C e m				
Posição	C	m	C	m
	[ciclo.mm ^{2,5} /N]		Médio	Médio
90° – 1	2,34E-10	2,04	2,73E-10	2,06
90° – 2	5,47E-10	1,89		
90° – 3	3,89E-11	2,24		
180° – 1	2,04E-11	2,34	2,32E-11	2,37
180° – 2	3,47E-12	2,56		
180° – 3	4,57E-11	2,22		

De acordo com os valores da Tabela 4 nota-se que os valores de C para um corpo de prova retirado a uma posição 90° em relação são em média 10 vezes maiores que aqueles observados para corpos de prova retirados de uma posição de 180° em relação a solda. De acordo com a (2) nota-se que a taxa de crescimento de uma trinca é diretamente proporcional a C, ou seja, quanto maiores os valores de C maior será a taxa de velocidade de crescimento da trinca por ciclo. *Id est*, de acordo com os resultados observados, é notado que uma trinca terá uma maior facilidade de se propagar em quando presente em uma posição a 90° da solda quando comparada a uma trinca presente em uma posição a 180° da mesma (em média 10 vezes mais rápido). Quanto aos valores de m, estes ficaram bem próximos e dentro das faixas esperadas para o aço. Uma mudança do valor de m apenas deslocará verticalmente a região linear do gráfico de propagação de trincas, não afetando a velocidade da propagação em si.

5. CONCLUSÕES

Este trabalho teve como principal objetivo a investigação da existência da variação das taxas de propagação de trincas em diferentes pontos de um tubo de aço API X70. Os resultados obtidos foram satisfatórios e interessantes: notou-se que em média uma trinca a uma posição a 90° irá se propagar em média 10 vezes mais rápido que uma trinca localizada

em uma posição a 180° (tomando linha da solda longitudinal como referência 0°). Estes resultados são bastante importantes pois indicam que como as velocidades de propagação variam de acordo com a posição do tubo ensaiada, determinadas regiões merecem ser inspecionadas com maior rigor e ou frequência pois podem ser consideradas mais críticas e suscetíveis a falhas que outras. Estes resultados talvez possam ser associados as tensões residuais que se encontram presentes nos tubos devido ao processo de conformação das chapas em “U” e posteriormente em “O”, a existência de tensões residuais trativas maiores numa posição a 90° por exemplo, facilitariam a propagação de trincas justificando os resultados observados nos ensaios.

Quanto aos resultados dos outros ensaios mecânicos, os resultados obtidos no ensaio de tração ficaram de acordo com aqueles especificados na norma API 5L para aços X70, os ensaios de microdureza puderam comprovar as variações entre o material base e a região da junta soldada de maneira satisfatória. Quanto aos ensaios metalográficos, para o caso das macrografias ficou clara a presença da ZTA na região da solda, assim como os grãos colunares característicos da solidificação do material de adição, foram também identificadas pequenas discontinuidades, possivelmente poros. No caso das micrografias, foi possível observar como a mesma irá se alterar significativamente entre o material base, região de grãos grosseiros e solda, podendo mesmo ser observadas as transições entre diferentes regiões.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestões de complementação e de possível continuidade do presente trabalho podem ser destacadas: a análise da superfície da fratura dos corpos de prova através de microscopia eletrônica de varredura, para observação do ponto de vista microscópico se existem diferenças significativas entre a propagação das trincas para os corpos de prova das regiões a 90° e a 180° e também a possível utilização de *clip gages* que possibilitem a realização dos ensaios a uma condição de quase fratura (de modo a ser estudada também a região C característica dos gráficos de propagação de trincas). Outra sugestão interessante seria o estudo da propagação de trincas na região da junta soldada em si, avaliando e comparando os resultados obtidos naquela região com as demais. Também seria interessante a utilização de um maior número de corpos de prova durante os ensaios.

Quanto as macrografias seria conveniente uma investigação mais detalhada das discontinuidades destacadas, confirmando se as mesmas tratam-se de poros ou não. Uma

micrografia específica para a determinação da presença das fases martensíticas e bainíticas na região do material da solda também é uma opção considerada.

7. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABDULLAH, S.; ARIFFIN, A. K.; BEDEN, S. M. **Fatigue crack growth rate of API X70 pipelines under spectrum loading.** International Journal of Pressure Vessels and Piping 96-97,2012, 12p.

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.

ANDERSON, T. L. **Fracture mechanics: fundamentals and applications**, 2^a ed. CRC: New York, 1995, 680p.

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 2012, 11p.

ANEEL – Agência Nacional de Energia Elétrica. **Atlas de energia elétrica do Brasil: Parte III – Fontes Não Renováveis** 3^a 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 setembro 2012.

AOPL – Association of Oil Pipelines. **Pipelines make life better for american workers and families.** Disponível em: <http://www.aopl.org>, acessado em outubro de 2012, 2 p.

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.

AWS – American Welding Society. **Welding Encyclopedia**, 18^a ed. Miami, FL, 1997. 758 p.

BARANTI, L., Hillenbrand, H. G. **Possible Use of New Materials for High Pressure Linepipe Construction: The Experience of Snam Rete Gas and Europipe on X100 Grade Steel**. The International Pipeline Conference/IPC, Calgary, Alberta, Canada, pp. 1-13, September, 2002.

BERTOL, H. C., **Determinação de critérios para aceitação de medições de dureza realizadas com durômetros portáteis em regiões de soldas**. Porto Alegre, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2009, 71p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Inspeção de Equipamentos).

BP – British Petroleum. **BP web site press release**. Disponível em: <http://www.bp.com>, acessado em setembro de 2012.

BP – British Petroleum. **BP Statistical Review of World Energy June 2012**. Disponível em: <http://www.bp.com>, acessado em setembro de 2012, 48p.

BROEK, D. **Elementary Engineering Fracture Mechanics**. 5^a ed. Netherlands: Kluwer Academic Publishers, 1991, 516p.

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

CARVALHO, M. F.; DELFORGE, D. Y. M.; PARIS, L. F. G. **Obtenção de Ferrita Acicular em Cordões-de-Solda, por Diferentes Rotas de Resfriamento.** In: XI Congresso Nacional de Estudantes de Engenharia Mecânica. Anais XI CREEM, Nova Friburgo – RJ, 2004, 2p.

CETESB – Companhia Ambiental do Estado de São Paulo. **Grandes Acidentes.** Disponível em: <http://www.cetesb.sp.gov.br>, acessado em setembro de 2012.

CEGAS – Companhia de Gás do Ceará. **Mapa dos gasodutos do Brasil e América do Sul.** Disponível em: <http://www.cegas.com.br>, acessado em setembro de 2012.

ESAB - Elektriska Svetsnings-Aktiebolaget. **Biblioteca virtual, apostila: Arco Submerso.** Disponível em: <http://www.esab.com.br>, acessado em novembro de 2012.

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).

French Ministry of Sustainable Development. **Rupture and ignition of a gas pipeline, July 30, 2004 Ghislenghien Belgium.** Acessado através de: <http://www.google.com.br> em outubro de 2012

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 2012.

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 2012, 9p.

INFOMET – Informações britadas, fundidas e laminadas. **Aços ARBL.** Disponível em: <http://www.infomet.com.br/>, acessado em outubro de 2012.

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).

OGATA, P. H. **Caracterização do aço para tubo API 5L-X65 em diferentes regiões da chapa como laminada e após a austenitização e resfriamento sob diversas taxas de resfriamento.** São Paulo, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2009. 105p. Dissertação (Mestrado em Engenharia, área de Engenharia Metalúrgica Materiais).

OLIVEIRA, N. P. **Propriedades mecânicas de um aço de baixo carbono com estrutura ferrita acicular.** Guaratinguetá, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista. 2007. 105p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica).

Portal Petróleo e Energia. **Reportagens, Petróleo.** Disponível em: <http://www.petroleo.qd.com.br/>, acessado em setembro de 2012.

TENARISCONFAB. **Tubos para condução line pipe.** Disponível em: <http://www.tenaris.com/>, acessado em novembro de 2012, 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.

UFU – Universidade Federal de Uberlândia. **Apostila de Elementos de máquinas - Capítulo 12: A propagação de trincas de fadiga**. Disponível em: <ftp://ftp.mecanica.ufu.br/LIVRE/Marlipe>, acessado em setembro de 2012, 30p.

WELDING.COM. **History**. Disponível em: <http://www.welding.com>, acessado em novembro de 2012.