

ALEX EITI SHIOTA

**ANÁLISE MICROESTRUTURAL DE TUBOS API N80 SOLDADOS PELO
PROCESSO HF/ERW PARA PROSPECÇÃO DE PETRÓLEO E GÁS**

Guaratinguetá
2015

ALEX EITI SHIOTA

**ANÁLISE MICROESTRUTURAL DE TUBOS API N80 SOLDADOS PELO
PROCESSO HF/ERW PARA PROSPECÇÃO DE PETRÓLEO E GÁS**

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

Orientador: Prof. Dr. Marcelino Pereira Do Nascimento

Guaratinguetá
2015

S556a Shiota, Alex Eiti
Análise microestrutural de tubos API N80 soldados pelo processo
HF/ERW para prospecção de petróleo e gás/ Alex Eiti Shiota –
Guaratinguetá : [s.n], 2014.
74 f. : il.

Bibliografia: f. 71-74

Trabalho de Graduação em Engenharia de Materiais – Universidade
Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2014.

Orientador: Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento

1. Aço – fratura 2. Aço – Inclusões I. Título

CDU 669.14


ALEX EITI SHIOTA


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

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

Prof. Dr. Miguel Angel Ramirez Gil
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


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


Prof. Dr. JOSE VITOR CÂNDIDO
UNESP-FEG


Eng. MARCUS NATHAN SILVESTRE
Membro Externo

Janeiro de 2015

DADOS CURRICULARES

ALEX EITI SHIOTA

NASCIMENTO 02.01.1991
VOTUPORANGA / SP

FILIAÇÃO Claudio Mitsuo Shiota
Eliza Harumi Ichii Shiota

2009/2014 Curso de Graduação
Engenharia de Materiais – Faculdade de Engenharia do Campus de
Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista

DEDICATÓRIA

A minha família

Aos meus amigos

E todos que estiveram comigo durante minha trajetória

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço a DEUS, por ter me dado toda sabedoria, força e coragem durante minha caminhada.

Agradeço aos meus pais, que me guiaram durante todos os momentos da minha vida. Obrigado pelo apoio incondicional. Agradeço também aos meus irmãos que foram sempre presente na minha formação.

Ao Orientador Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento, por ter acreditado no meu potencial e me fornecido todos os subsídios necessários para o meu crescimento.

Agradeço a todos os funcionários, técnicos e demais professores da FEG pela grande ajuda e compartilhamento de conhecimento.

A todos os meus amigos, que me trazem grande alegria e orgulho. Em especial Rafael Moura, Carol Ballot, Daiana Guedes, Luis Chiyoda, Lucas e principalmente ao grande “irmão” Diego Rodrigues e toda sua família, por ter me acolhido como um filho.

A minha república, Nós S/A, por ter me acolhido e me proporcionado ótimas lembranças. E a todos os companheiros que trabalharam comigo durante meu estágio, Herbertt Tobias, Luis Marquitti, André Fornaziero, André Abreu, Ivan, João e em especial ao meu gestor Thiago Pipano, por todos os ensinamentos, amizade, companheirismo e por terem me moldado para o mercado de trabalho.

EPÍGRAFE

“Só existem dois dias no ano
que nada pode ser feito.
Um se chama ontem e o outro
se chama amanhã, portanto hoje é o dia certo
para amar, acreditar, fazer e principalmente viver.”
Dalai Lama

SHIOTA, A. E.; **Análise Microestrutural de Tubos N80 Soldados pelo Processo HF/ERW para Prospecção de Petróleo e Gás**. 2015. 74 f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia de Materiais) – Faculdade de Engenharia do *Campus* de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

RESUMO

Em razão dos grandes avanços obtidos nos recentes anos, tubos soldados pelo processo HF/ERW (*High-Frequency/Electric Resistance Welding*) têm desempenhado um papel mais ativo no setor de petróleo e gás para aplicações em águas profundas, em altas e extremamente baixas temperaturas, em condições de alta pressão e em ambientes altamente corrosivos, substituindo gradualmente tubos fabricados por outros processos. Contudo, estudos têm revelado que defeitos nas juntas soldadas são uma das principais causas de falhas em dutos, o que tem requerido a determinação dos valores de tenacidade desta região, em atendimento às rigorosas recomendações dos códigos e normas vigentes junto aos fabricantes e às empresas construtoras do setor de petróleo e gás. Como parte do processo de validação dos valores de tenacidade requeridos, este projeto de pesquisa focaliza uma análise microestrutural em tubos HF/ERW de aço microligado, classe API 5CT N80, destinados à prospecção de petróleo e gás em águas profundas, tema de relevância estratégica para o País em virtude das recentes descobertas de megacampos nas Bacias de Santos, Tupi e Libra (Pré-Sal). Neste trabalho científico serão apresentados e discutidos os resultados dos ensaios mecânicos de tração e Charpy, algumas curvas dos ensaios de CTOD (mostrando a tendência dos valores de tenacidade a serem obtidos) e as microestruturas do material-base obtidas por microscopia óptica, com especial ênfase à formação de inclusões não metálicas na junta soldada.

PALAVRAS-CHAVE: Falhas em dutos, tenacidade, inclusões.

SHIOTA, A. E. ;**Microstructural Analysis of API N80 Pipes Welded by HF/ERW Process for Oil and Gas Prospecting**. 2015. 74 f. Graduate Work (Graduate in Materials Engineering) – Faculdade de Engenharia do *Campus* de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

ABSTRACT

On the grounds of the great advances achieved over recent years, the process HF/ERW (High-Frequency/Electric Resistance Welding)welded pipe have played an active role in the oil and gas industry for deep water applications, at high and extremely low temperatures, under high pressure and in highly corrosive environments, gradually replacing manufactured pipes by other processes. However, studies have shown that defects in the welded joints are a the leading causes of pipelines failures, which has required the determination of toughness values in this region, in compliance with the strict recommendations of the codes and standards with manufacturers and construction companies, on the oil and gas sector. As part of the validation process required toughness values, this research project focuses on a microstructural analysis in HF / ERW tubes microalloyed, steel grade API 5CT N80, designed to explore oil and gas in deep waters, the subject of strategic relevance to the country because of the recent discoveries in the Santos mega fields: Tupi and Libra (pre-salt). In this scientific work will be presented and discussed the results of mechanical tensile and Charpy, a few CTOD tests curves (showing the trend of toughness values to be obtained), and the microstructures of the base material obtained by optical microscopy, with special emphasis on the formation of non-metallic inclusions in the welded joint.

KEY WORDS: Pipeline failures, toughness, inclusions.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA	11
1.1	OBJETIVOS	15
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.	16
2.1	AÇOS UTILIZADOS EM TUBOS PARA PROSPECÇÃO E TRANSPORTE DE PETRÓLEO E GÁS	16
2.2	CLASSIFICAÇÃO DOS AÇOS USADOS NA FABRICAÇÃO DE GASODUTOS E OLEODUTOS	17
2.3	LAMINAÇÃO TERMOMECÂNICA E ESFRIAMENTO ACELERADO	18
2.4	CARACTERÍSTICAS MICROESTRUTURAIS DOS AÇOS MICROLIGADOS	20
2.5	EFEITOS DOS ELEMENTOS DE LIGA NOS AÇOS ARBL	21
2.6	EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO	22
2.7	O PROCESSO DE SOLDAGEM HF/ERW	23
2.8	COLAPSO EM TUBOS PARA PROSPECÇÃO DE PETRÓLEO E GÁS	25
2.9	TENACIDADE E RESISTÊNCIA À FRATURA DE JUNTAS SOLDADAS	25
2.10	SEGREGAÇÃO DE “IMPUREZAS” NA FABRICAÇÃO DA CHAPA DE AÇO	27
2.11	INCLUSÕES	28
2.12	IMPORTÂNCIA DA AVALIAÇÃO DA TENACIDADE EM JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS ARBL	29
2.13	FORMAÇÃO DE ZONAS FRÁGEIS LOCALIZADAS (ZFL)	29
2.14	ENSAIOS DE IMPACTO CHARPY-V	31
2.15	MECANICA DA FRATURA	32
2.15.1	O parâmetro CTOD (<i>crack tip opening displacement</i>)	34
2.15.2	Definição de CTOD	36
2.16	APLICAÇÕES FUTURAS	37
3	PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	38

3.1	MATERIAL	38
3.2	ANÁLISES QUÍMICAS	38
3.3	ENSAIOS MECÂNICOS DE TRAÇÃO	38
3.4	ENSAIO CHARPY-V	39
3.5	ENSAIO CTOD	39
3.5.1	Lixamento e revelação da linha de solda	40
3.5.2	Marcação e confecção dos entalhes e das pré-trincas de fadiga	41
3.6	ANÁLISE METALOGRÁFICA (MO) E DE MICRODUREZA	44
3.7	ENSAIOS DE DUREZA	45
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	46
4.1	ANÁLISE QUÍMICA	46
4.2	ENSAIO CHARPY	47
4.3	ENSAIOS DE TRAÇÃO	48
4.4	ENSAIO CTOD	48
4.5	ANÁLISE METALOGRÁFICA	51
4.6	CONTAGEM DE INCLUSÕES	56
4.7	Ensaio de Dureza	57
4.7.1	Ensaio de Dureza no sentido transversal do tubo	57
4.7.2	Ensaio de Dureza no sentido longitudinal do tubo	59
4.7.3	Ensaio de Dureza na região da solda	62
4.8	Análise da superfície de fratura (MEV)	65
5	CONCLUSÕES	69
	REFERÊNCIAS	71

1 INTRODUÇÃO

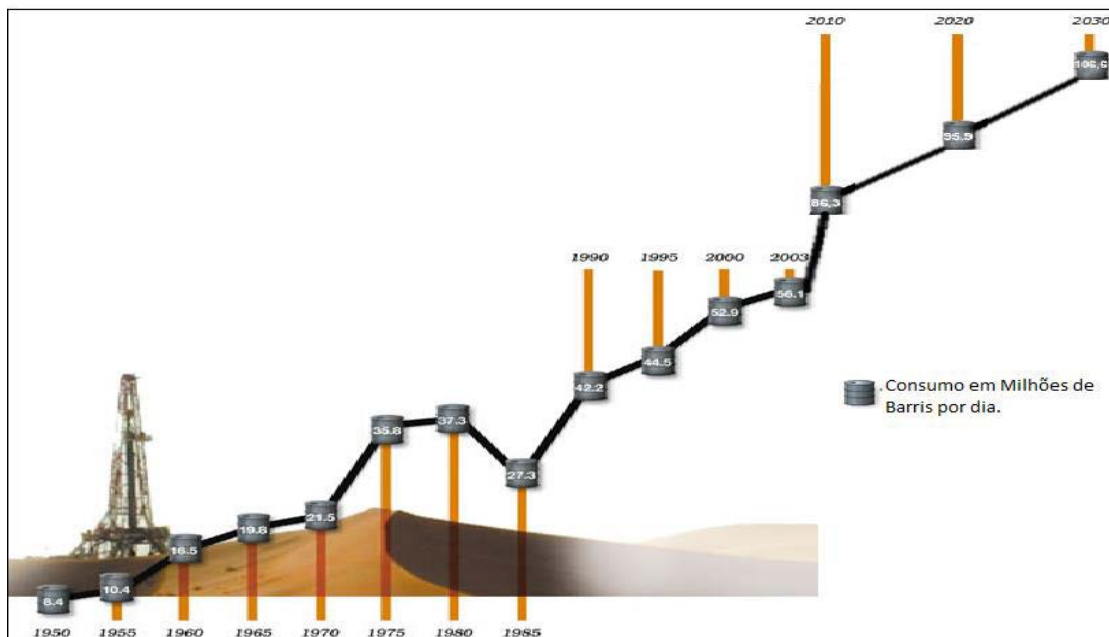
O grande interesse das indústrias de petróleo e gás no uso de aços microligados de alta resistência para construção de linhas dutoviárias de prospecção, transmissão e distribuição de petróleo e gás é agora uma consolidada tendência no mundo. Como resultado, o consumo global de tubos de aços microligados tem continuamente aumentado em torno de 4,5% ao ano nos últimos 25 anos. O emprego desses tipos de aços, contendo altos valores de resistência mecânica e tenacidade, baixas temperaturas de transição frágil-dúctil e baixo carbono equivalente oferece potenciais benefícios em termos de maior pressão na linha sem aumento da espessura da parede, resultando em menor custo na fabricação dos tubos e no transporte do produto.

Especificamente em relação à produção de gás natural, o cenário energético internacional tem sido completamente alterado nos últimos anos. Estudos internacionais prevêem a duplicação da demanda de gás natural para 2030 em relação ao consumo atual (BARANTI e HILLENBRAND, 2002). Essa tendência mundial tem 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, conforme o Protocolo de Kyoto (ainda em vigência), com conseqüente aumento do emprego de gás natural para produção de energia (gás natural produz 50% menos CO₂ que carvão e 30% menos que petróleo).

No Brasil, dados da Agência Nacional de Petróleo/ANP (ANP, 2013) revelam que o consumo de gás natural aumentou de 13,28 bilhões de metros cúbicos no início da década (2000) para 18,15 bilhões de metros cúbicos em 2007, com previsão de consumo de 36,5 bilhões de metros cúbicos em 2010. Em relação à produção de petróleo, o aumento foi de 41,16% no País a partir de 2000, saltando de 71,64 milhões de metros cúbicos para cerca de 101,43 milhões de metros cúbicos em 2007.

Seguindo nessa mesma linha exponencial, a Figura 1.1 mostra a projeção de consumo de petróleo para os próximos anos. Fonte: disponível em <http://ambientequalvida.blogs.sapo.pt/2007/06/>, acessado em 20 de abril de 2011.

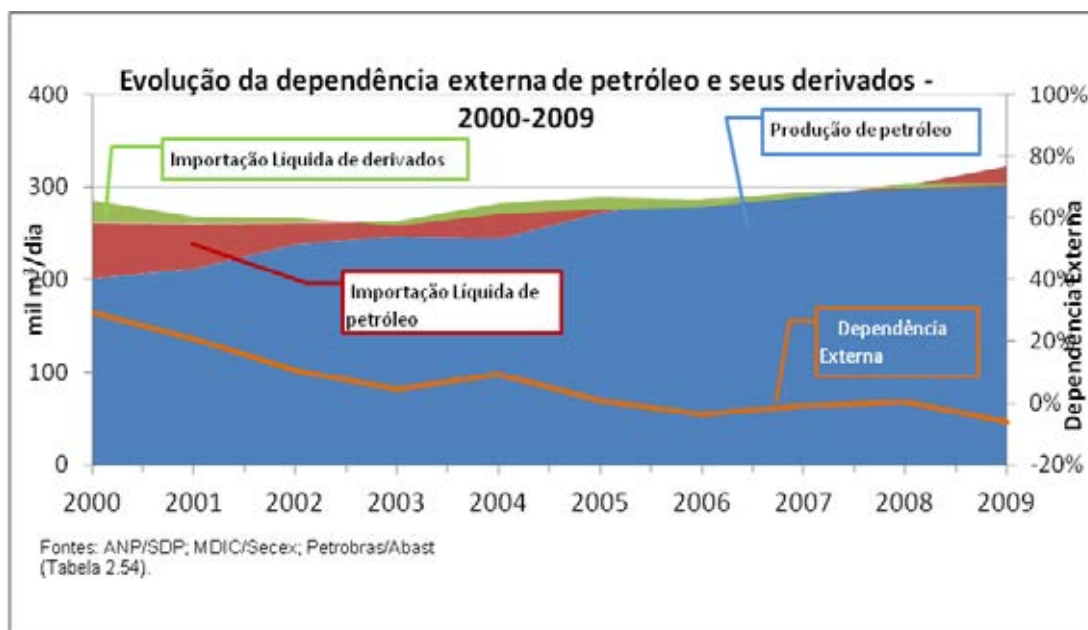
FIGURA 1: Consumo de Petróleo em milhões de barris/dia



Fonte: (ANP, 2011)

Ainda de acordo com a Agência Nacional de Petróleo/ANP, este cenário apresenta um avanço significativo nos últimos dez anos para a consolidação da autossuficiência do País em petróleo, conforme ilustrado na Figura 1.2.

FIGURA 2: Dependência externa de petróleo e seus derivados.



FONTE (ANP, 2009)

Esse aumento no consumo tem exigido não apenas a utilização intensiva da malha de dutos existente no País, como vem impulsionando o seu crescimento dos atuais 18 mil km para mais de 25 mil km nos próximos anos. Como resultado, a Petrobras projetou investir US\$93 bilhões no setor até 2013, em razão das recentes descobertas de reservas de gás natural na Bacia de Santos e de petróleo e gás nas gigantescas Bacias de Tupi e Júpiter (ANP, 2013).. Neste cenário, a região Sudeste, particularmente o Estado de São Paulo, surge como um elemento-chave no panorama energético e dutoviário brasileiro, por concentrar a malha mais extensa em operação no País, responsáveis por cerca de 40% da produção de gasolina nacional, além de vários pontos de distribuição de gás do projeto GASBOL (gasoduto Bolívia-Brasil) à indústria paulista (JÚNIOR, 2004). Por outro lado, paralelamente ao aumento da produção e da demanda de consumo de petróleo e derivados e de gás natural, surge também a necessidade de reparos ou substituição das linhas envelhecidas ou danificadas (estima-se que 40% das linhas em operação no Brasil já ultrapassaram sua vida de projeto, de 20 anos (JÚNIOR, 2004) e de exploração das grandes reservas de petróleo e gás nas camadas pré-sal (em águas ultra-profundas). Neste contexto, a análise da integridade estrutural por meio de procedimentos baseados em princípios da mecânica da fratura é de fundamental importância tanto para aumentar a confiabilidade operacional dos novos dutos, como estender a vida útil das linhas já instaladas, visando a eliminar quaisquer riscos de vazamentos, com consequências ambientais, econômicas e até humanas de grandes proporções (e.g. Vila Socó, 1984, 93 vítimas oficiais, mais de 500 extra-oficiais).

Nas linhas de dutos terrestres (*onshore*) de transmissão e distribuição de óleo ou gás empregam-se tubos de médios (AKASAKI, 2004) e grandes diâmetros fabricados de aços microligados, especificação API, tradicionalmente conformados pelo processo U-O-E e soldados longitudinalmente pelo processo com arco submerso multipasses (JÚNIOR, 2004). Após o transporte ao local de montagem, os tubos são unidos por meio de soldagem circunferencial com eletrodo revestido (manual ou semi-automático). Contudo, em razão dos grandes avanços obtidos nos recentes anos, tubos soldados pelo processo HF/ERW (*High-Frequency/Electric Resistance Welding*) têm desempenhado um papel mais ativo no setor de petróleo e gás para aplicações em águas profundas, em altas e extremamente baixas temperaturas, em condições de alta pressão e em ambientes altamente corrosivos, substituindo gradualmente os fabricados por outros processos (AKASAKI, 2004; MAKSUTI, MEHMETI e OETTE, 2007; WATANABE *et al*, 1986; BARALLA e TOMMASI, 2003). Assim, com diâmetros e espessuras de paredes cada vez maiores e menores custos de produção e operacional, os tubos de aços microligados produzidos pelo processo HF/ERW têm

adicionalmente conquistado crescente interesse para aplicações em linhas de transmissão e prospecção, *onshore* e *offshore*, de gás e petróleo (AKASAKI, 2004; MAKSUTI, MEHMETI e OETTE, 2007; WATANABE *et al*, 1986; BARALLA e TOMMASI, 2003).

Incluído na categoria dos aços microligados, os de grau API 5CT N80 são amplamente empregados para exploração, processamento e transporte de óleos crus. Visando a atender à grande demanda do mercado OCTG (*Oil Country Tubular Goods*) por tubos *casing* para exploração e produção de petróleo e gás, bem como às exigências cada vez mais rigorosas das empresas petrolíferas e dos códigos e normas do setor (em razão da necessidade de perfurações cada vez mais profundas, da severidade operacional e das altas pressões envolvidas), tem havido um grande avanço tecnológico no processo de fabricação de tubos no tocante o aumento das propriedades mecânicas decorrentes de tratamentos térmicos controlados, em complementação ao processo de laminação termomecânica (SALANI e AMORIN, 2006). De fato, o atual desafio das empresas do setor na exploração de petróleo e gás em profundidades que ultrapassam a seis mil metros, com pressão externa de até dez mil psi (70 MPa), é obter tubos com valores elevados de limite de escoamento e de resistência ao colapso.

Todavia, a crescente evolução dos aços microligados, em termos de propriedades mecânicas e tenacidade, tem trazido novos desafios no que tange o seu desempenho pós-soldagem. Isto é, o balanço entre a alta resistência mecânica e a boa tenacidade dos aços microligados pode ser deteriorado pelos ciclos térmicos da solda. Em razão da grande heterogeneidade microestrutural e de propriedades mecânicas existentes nas regiões alteradas pelo calor, adjacentes ao cordão de solda, zonas frágeis localizadas (ZFL) próximas à linha de fusão podem significativamente comprometer a tenacidade à fratura de juntas soldadas de aços microligados de alta resistência. Em adição às condições operacionais severas e à prevenção contra o colapso plástico, é bem conhecido que defeitos nas juntas soldadas constituem-se numa das principais causas de falhas em dutos. Defeitos como trincas, falta de fusão e inclusões de óxidos nas regiões da solda, associados às crescentes resistências mecânicas dos aços e às altas pressões podem produzir um estado de tensões local bastante severo e induzir à falha ou fratura da estrutura ante a ocorrência de colapso plástico.

1.1 Objetivos

Motivado pelas observações anteriores, este projeto de pesquisa focaliza primariamente um estudo sobre a microestrutura das juntas soldadas pelo processo HF/ERW de aços microligados de alta resistência classe API 5CT N80, utilizados na fabricação de dutos e risers para sistemas de prospecção de gás e petróleo. Os principais objetivos do presente projeto são:

- i) Caracterização microestrutural e mecânica de tubos de aço N80 e sua junta soldada;
- ii) Correlação entre as características microestruturais e os valores de tenacidade CTOD obtidos.

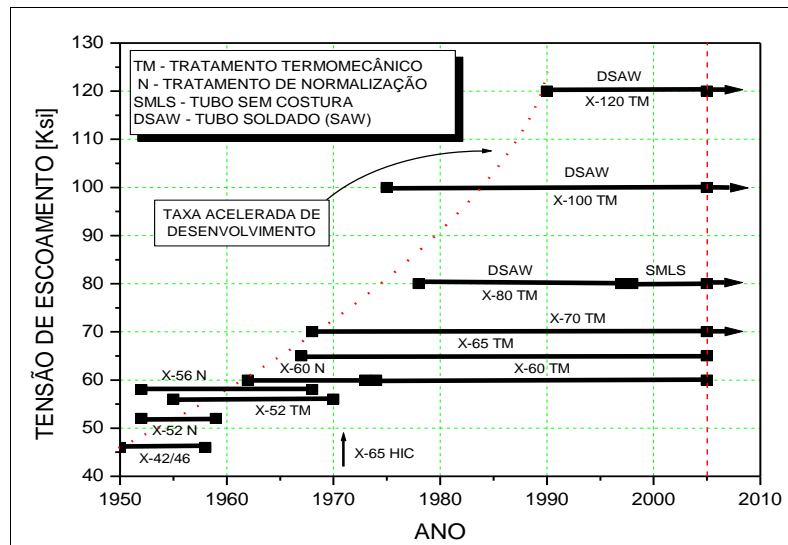
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços Utilizados em Tubos para Prospecção e Transporte de Petróleo e Gás

A necessidade de aumento da resistência mecânica de aços estruturais (com conseqüente redução de espessura e custos de fabricação e instalação) motivou o desenvolvimento de uma nova geração de aços caracterizados por uma microestrutura predominantemente acicular, altamente refinada e com adição de elementos de liga em teores percentuais baixos, denominados *Aços Microligados* (SALANI e AMORIN, 2006; PEREIRA, 1999). Os aços microligados podem ser definidos como aços estruturais de alta resistência, com baixos teores de carbono (C) e adições de nióbio (Nb), vanádio (V), titânio (Ti), boro, (B), molibdênio (Mo) e níquel (Ni), em teores também baixos (TAMURA *et al*, 1973). A adição de boro e titânio faz aumentar a tenacidade, resultante de uma microestrutura constituída de ferrita acicular. Ainda, titânio e vanádio promovem microestruturas de grãos finos. O níquel faz aumentar a tenacidade e, associado ao molibdênio e ao vanádio, promove o aumento da resistência por efeito do endurecimento por precipitação.

Nos últimos anos, houve um aperfeiçoamento muito grande dos aços microligados, notadamente aqueles com aplicação direta na fabricação de dutos e *risers*, alcançando valores de limite de escoamento superiores a 800 MPa, conforme ilustrado na Fig. 2.1, obtidos por meio de tratamentos termomecânicos e laminação controlada (*Thermo Mechanical Controlled Process/TMCP*) com resfriamento acelerado (NAKASUKI, MATSUDA e TAMAHIRO, 1973).

FIGURA 3-Evolução dos graus de aços de linhas dutoviárias e das técnicas de produção do estágio inicial do desenvolvimento.



Fonte: (NAKASUKI, MATSUDA e TAMAHIRO, 1973)

Entretanto, há preocupações no setor de que regiões de baixa tenacidade, decorrentes principalmente dos processos de soldagem, possam comprometer a integridade e segurança das linhas dutoviárias. Esta preocupação, embora não seja nova, tem sido crescente devido à utilização de aços de muito maior resistência mecânica, os quais podem apresentar maior risco de falha que os aços convencionais quando maior pressão operacional for aplicada na linha.

2.2 Classificação dos Aços Usados na Fabricação de Gasodutos e Oleodutos

Os tubos utilizados na indústria do petróleo são geralmente classificados conforme a norma API (American Petroleum Institute) em função de sua aplicação e resistência mecânica. Tubos designados para linhas de transmissão e de prospecção são classificados como API-5L e API 5CT, respectivamente (API 5L, 2004). Os dois últimos dígitos especificam os valores mínimos de limite de escoamento em unidade inglesa (ksi) (JÚNIOR, 2004; ANDREWS, 2003; GLOVER, 2002). Assim, para o aço N80, o valor mínimo da tensão de escoamento é de 80 ksi (550 MPa). O uso desses aços nas linhas dutoviárias permitirá a opção pela fabricação de estruturas mais leves (menor espessura de parede), com

concomitante aumento de volume do fluido transportado, melhor desempenho e superior integridade estrutural.

2.3 Laminação Termomecânica e Esfriamento Acelerado

Nos anos de 1970 o processo de laminação a quente seguida de tratamento térmico de normalização foi substituído pelo processo termomecânico de laminação controlada, o que possibilitou a produção de aços de grau até X70 a partir de aços microligados com nióbio (Nb) e vanádio (V) e de reduzido conteúdo de carbono (C) (NAKASUKI, MATSUDA e TAMAHIRO, 1973).

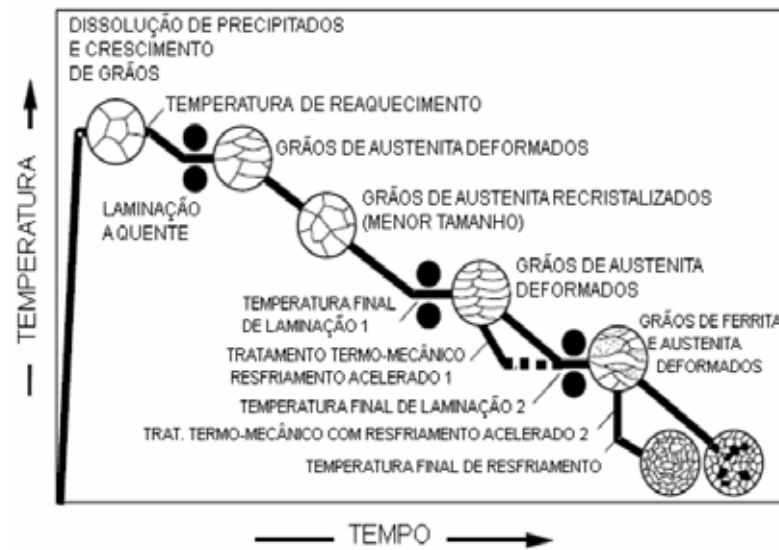
Um melhorado método de processamento termomecânico consistindo de laminação controlada com subsequente esfriamento acelerado emergiu nos anos de 1980. Por esse método tem sido possível produzir materiais com muito maior resistência mecânica, com reduzido conteúdo de carbono e excelente soldabilidade, como os aços grau X80. Adições de molibdênio (Mo), cobre (Cu) e níquel (Ni) possibilitaram o aumento da resistência mecânica para o grau X100, quando então o aço deve ser processado na forma de placa por laminação termomecânica controlada mais esfriamento acelerado modificado (ANDREWS, 2003; GLOVER, 2002). O desenvolvimento de aços de alta resistência grau X120 para dutos consiste de posterior otimização do tratamento termomecânico e adições de Nb, Ti e boro (B) como elementos microligantes (HILLENBRAND *et al*, 2005).

A Figura 2.2 apresenta um esquema do processo termomecânico de laminação controlada, com e sem esfriamento acelerado posterior.

A laminação termomecânica controlada é usada para maximizar o refinamento de grão e, assim, atingir simultaneamente maior resistência mecânica e melhor tenacidade. Esse processo tornou-se padrão na produção de placas ou tiras destinadas a linhas de tubos de grandes diâmetros e elevada resistência mecânica para preencher os requisitos de segurança do setor de dutos.

A laminação termomecânica controlada é caracterizada por processar a austenita na região de não-recristalização, o que resulta em um destacado número de sítios de nucleação favorecendo a transformação austenita (γ) – ferrita (α). Para atingir uma microestrutura de grãos finos, melhorada resistência mecânica, boa tenacidade e alta resistência à corrosão em ambiente ácido, o processo de esfriamento acelerado é adotado na produção.

FIGURA 4 - Desenho esquemático do processo de laminação termomecânica, com e sem resfriamento acelerado durante o segundo e terceiro estágios.



Fonte: (ANDREWS, 2003)

No primeiro estágio de esfriamento do processo termomecânico é destacado o refinamento do grão de ferrita. No segundo estágio é prevenida a formação de perlita, melhorando a homogeneidade da microestrutura final. As variáveis importantes nesse processo são a taxa de esfriamento e a temperatura de parada no esfriamento.

Os principais parâmetros de laminação no processo termomecânico são:

- A temperatura de reaquecimento da chapa para dissolução dos carbonitretos precipitados;
- A fase de produção de grãos austeníticos finos e poligonais através da recristalização;
- A temperatura final de laminação, a qual pode ser mantida dentro da faixa de não-recristalização da austenita;
- O grau de deformação final nesta faixa de temperaturas.

Para obter uma microestrutura quase totalmente bainítica é necessário que o esfriamento acelerado inicie antes que a transformação austenita-ferrita comece.

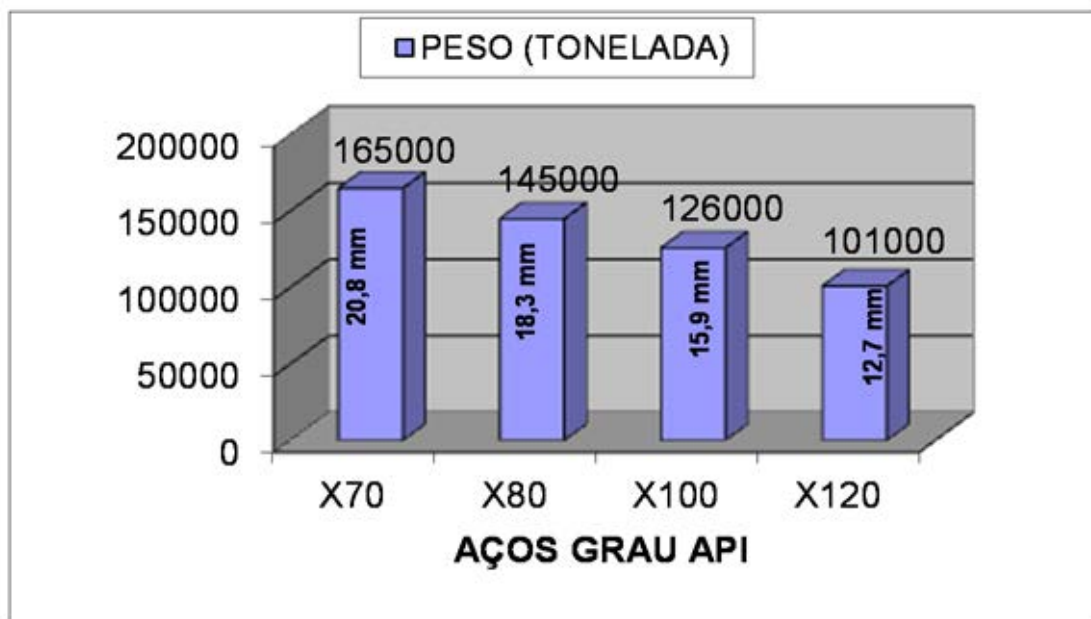
O processo de laminação termomecânica controlada seguido de esfriamento acelerado permite um estreito controle da variação da resistência mecânica de somente 10 MPa no sentido transversal ao de laminação da placa e de 20 MPa no sentido da laminação.

Cerca de oito milhões de toneladas/ano de tubos para linhas dutoviárias são produzidos a partir de placas obtidas pelo processo termomecânico de laminação controlada (HILLENBRAND *et al*, 2005).

Através de técnicas de laminação controlada e resfriamento acelerado é possível obter microestruturas altamente refinadas (com tamanho de grão inferior a 10 μm) e de excelentes propriedades mecânicas (NAKASUKI, MATSUDA e TAMAHIRO, 1973).

Apesar das vantagens decorridas dessa modernização ilustrada na figura 2.3, como redução nos custos de transporte, instalação e soldagem, os produtos passaram a ser submetidos a análises de segurança cada vez mais rigorosas.

FIGURA 5: Evolução dos aços grau API



Fonte: (ANP, 2010)

2.4 Características Microestruturais dos Aços Microligados

Características microestruturais como discordâncias, contornos de grãos e precipitados governam as propriedades mecânicas dos aços em geral. Em aços de baixa liga essas características se desenvolvem na fase de transformação da austenita durante o esfriamento. No processo termomecânico de laminação controlada, tal desenvolvimento depende

basicamente da taxa de esfriamento e da temperatura de parada do esfriamento. Todavia, outra variável de grande influência sobre os valores de tenacidade é a quantidade de deformação aplicada abaixo da temperatura de recristalização. A deformação nessa faixa de temperaturas produz grãos alongados de austenita e bandas de deformação, criando condições propícias à nucleação de grãos de ferrita mais finos (BRITO, 1999).

2.5 Efeitos dos Elementos de Liga nos Aços ARBL

Os elementos de liga têm como principal objetivo nos aços ARBL elevar a resistência mecânica mediante refinamento de grão, associado a formação por solução sólida. Também são utilizados para influenciar a temperatura de transformação da austenita para ferrita e perlita durante o resfriamento acelerado. Quando estas transformações ocorrem em temperaturas mais baixas, obtêm-se um produto com granulação mais fina que é a maior fonte de endurecimento. Nos aços ARBL, onde há reduzido teores de carbono, elementos com silício, cobre e níquel são particularmente efetivos na produção de perlita fina. Já elementos como manganês, presente na cementita e perlita, também reforçam a ferrita pelo processo de endurecimento por solução sólida. A laminação termomecânica resulta em significativa redução do tamanho de grão da ferrita. Convém lembrar que o refinamento de grão é o único método pelo qual a resistência mecânica e tenacidade podem ser melhoradas simultaneamente.

Elementos como molibidênio, vanádio e silício reduzem a quantidade de carbono solúvel na austenita e, deste modo, aumentam o volume de carbonetos livres no aço em um dado conteúdo de carbono, tendendo a estabilizar a ferrita. Já para estabilizar a austenita, os elementos manganês, níquel e cobre incrementam a faixa sobre a qual a austenita é estável, abaixando a temperatura de transformação eutetóide e retardando a formação de carbonetos.

O manganês pode ser considerado um dos principais elementos de reforço, funcionando como um moderado reforçador da solução-sólida, mas também providencia um notável decréscimo na temperatura de transformação da austenita para ferrita. No caso do aço API N80, a adição deste elemento também melhora o efeito da precipitação, combinado com os elementos vanádio e/ou nióbio.

O principal efeito do silício é seu efeito desoxidante. Em grandes quantidades, aumenta a resistência à oxidação superficial em elevadas temperaturas. Além disso, o silício tem um efeito significativo no melhoramento da resistência ao escoamento, proporcionando um

aumento na resistência por mecanismos de formação de soluções-sólidas. Também utilizado por seu efeito desoxidante, o alumínio também foi o primeiro elemento usado para controlar o crescimento de grão austenítico durante o reaquecimento. Durante a laminação controlada, o nióbio e o titânio são elementos refinadores de grão mais efetivos que o alumínio.

O cobre, em níveis que ultrapassam 0,50%, também aumenta a resistência do aço, devido ao endurecimento da ferrita juntamente com leves decréscimos na ductilidade (MODENESI, 2004).

Já o elemento molibidênio é usado principalmente para melhorar a endurecibilidade. Ao se adicionar entre 0,15% a 0,30% também aumenta a solubilidade do nióbio na austenita, melhorando a precipitação de NbC(N) na ferrita e aumentando o efeito de reforçamento por precipitação do NbC(N) (WINSOR, 1984).

O titânio é o único elemento, dentre os diversos elementos de liga, que auxilia nos mecanismos de precipitação e controla a formação de sulfetos. Além disso, aliado ao vanádio, promovem microestruturas de grão finos.

O boro, especificamente, tem um forte efeito retardador sobre a transformação da austenita no esfriamento, propiciando a formação de microestrutura bainítica bainítica (SALANI e AMORIN, 2006). Também, a adição de boro e titânio faz aumentar a tenacidade, resultante de uma microestrutura constituída de ferrita acicular.

2.6 Efeito dos Elementos de Liga nas Temperaturas de Transformação

As temperaturas de transformação são frequentemente referidas como temperaturas críticas e são de interesse por que é o ponto referencial para iniciar um diferencial volumétrico e /ou transferir calor quando o sólido é aquecido ou resfriado. No aquecimento, o calor é absorvido e ocorre contração do espécime a medida que a ferrita e a cementita são substituídas pela estrutura da austenita. De modo recíproco, no resfriamento o calor é liberado e ocorre a expansão do espécime a medida que a austenita se transforma em ferrita e cementita. A absorção ou liberação de calor durante a transformação de fase produz uma mudança na inclinação da curva de temperatura do espécime versus tempo (LEE *et al*, 2000) .

No diagrama de equilíbrio Fe-Fe₃C , a adição de certos elementos de liga alargará a faixa de temperatura através da qual a austenita é estável, enquanto outros elementos contrairão a faixa de temperatura. Elementos como manganês e níquel elevam a faixa da temperatura através da qual a austenita é estável. Já elementos como o cobre abaixam a

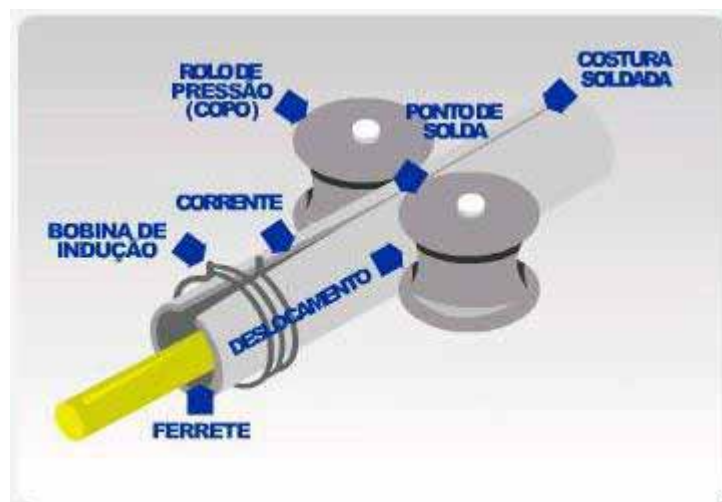
temperatura de transformação. Estes elementos de liga que são usados para reduzir a temperatura de transformação são altamente solúveis no ferro gama (austenita), enquanto elementos como molibidênio, alumínio e silício tendem a formar soluções sólidas com o ferro alfa (ferrita).

2.7 O Processo de Soldagem HF/ERW

O processo de fabricação de tubos por soldagem com resistência elétrica de alta frequência (High-Frequency/Electric Resistance Welding – HF/ERW) é um dos mais extensivamente usados métodos para produção de tubos de aço carbono adequados para transmissão (linepipe) e exploração (casing) de gás e petróleo, entre outras várias aplicações.

O processo de produção de tubos para transmissão (linepipe) envolve tiras de aço obtidas por laminação a quente e conformação a frio na forma de tubos em que a união das arestas ocorre por uma combinação de aquecimento localizado por resistência elétrica com frequência de 300 kHz a 400 kHz e pressão mecânica, como ilustrado na Figura 2.4.

FIGURA 6: Representação esquemática do processo de soldagem HF/ERW .



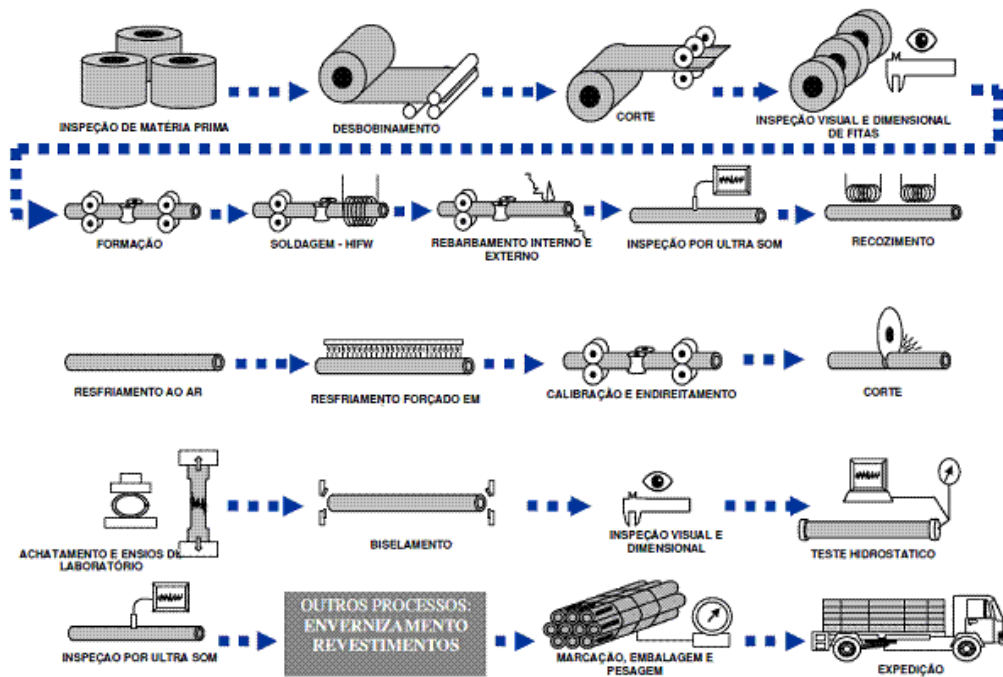
Fonte: (Tenaris-Confab).

As arestas, inicialmente separadas por um determinado ângulo “V”, são aquecidas até a temperatura de soldagem e “espremidas”, ou forjadas, devido à pressão dos rolos de conformação, provocando a extrusão de partículas estranhas, como inclusões não metálicas (MnS) e óxidos, em direção às superfícies externa e interna do tubo (BARALLA e TOMMASI, 2003).

A deformação plástica causada pela pressão dos rolos de conformação também faz que a segregação existente na linha de centro das bobinas laminadas a quente, ao longo da espessura, flua no sentido das superfícies interna e externa do tubo próximas à linha de fusão, afetando a qualidade da junta soldada.

A Figura 2.5 ilustra a rotina de fabricação e inspeção de tubos fabricados pelo processo HF/ERW.

FIGURA 7: Rotina de fabricação e inspeção de tubos com costura



Fonte: (Apolo Tubulars S.A.).

Genericamente, a partir de bobinas laminadas, o processo inclui:

- Operação de desbobinamento do aço;
- Formação dos tubos através de rolos;
- Soldagem automática por resistência elétrica em alta frequência;
- Normalização da solda (quando aplicado);
- Calibragem;
- Corte das aparas, retirada dos excessos do material;
- Testes hidrostáticos, dimensionais e de laboratório;
- Ensaios não destrutivos.

Pelo processo HF/ERW pode-se fabricar tubos de 114,3 mm (4”) a 508,0 mm (20”) de diâmetro externo, com espessuras de 4,8 mm (0,188”) a 13 mm (0,514”) e comprimentos de 6 m a 18 m, em conformidade com as recomendações das principais normas e códigos nacionais e internacionais, como API, DNV, ANSI, EN, ASTM, AWWA, ISO, BS, JIS CSA, NBR e DIN (NICHOLS, 1999). O processo de fabricação de tubos por soldagem com resistência elétrica de alta frequência (*HF/ERW*) é comparativamente econômico e possui alta precisão dimensional (NICHOLS, 1999).

2.8 Colapso em Tubos para Prospecção de Petróleo e Gás

Colapso é o evento que ocorre em tubulações quando a diferença entre a pressão externa e a interna é maior que o limite de escoamento do material utilizado e deve ser considerado em tubulações para prospecção de petróleo e gás, especialmente em águas profundas. O processo é favorecido por parâmetros geométricos, particularmente a relação diâmetros/espessura do tubo, e pela tensão axial ao qual ele está submetido. O efeito de ovalização do tubo reduz a resistência ao colapso e também deve ser considerado no dimensionamento de tubulações utilizadas em poços de petróleo. A ocorrência de colapso plástico é também favorecida em materiais de elevada tenacidade, acima do campo de aplicação dos fundamentos da Mecânica da Fratura, e submetidos ao estado plano de tensão. Por outro lado, para resistir ao colapso plástico, os tubos de aço microligados são submetidos ao tratamento térmico de têmpera e revenimento, bem como devem possuir uma relação diâmetro/espessura de parede adequada. Assim, com o aumento da resistência mecânica do material, proporcionado pelo tratamento térmico de têmpera e revenimento, e consequente eliminação da possibilidade de ocorrência de colapso plástico do componente estrutural, torna-se possível e necessário analisá-lo sob a óptica da Mecânica da Fratura.

Visto que os tubos de aço N80 foram desenvolvidos em conformidade com a norma API 5CT (API 5CT, 2002), neste projeto de pesquisa o processo de colapso plástico não será abordado.

2.9 Tenacidade e Resistência à Fratura de Juntas Soldadas

Em geral, muitos dos componentes mecânicos e estruturais são soldados e, invariavelmente, as regiões da solda são as mais críticas do ponto de vista de integridade.

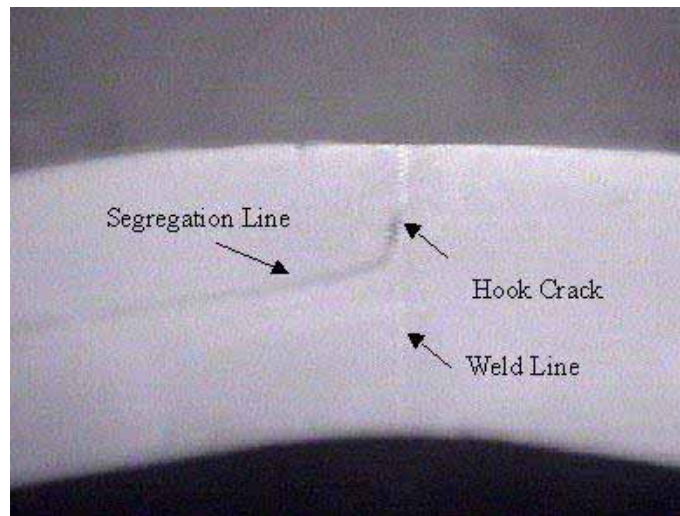
Uma análise de falhas de componentes e estruturas nos últimos 50 anos claramente indica que elas predominantemente iniciaram em uniões soldadas (JUTLA, 1996). De fato, aplicações de soldagem em materiais metálicos implicam algumas características específicas como: alterações microestruturais e de propriedades mecânicas, introdução de tensões residuais, concentradores de tensão e defeitos. É bem estabelecido que todas estruturas soldadas contêm imperfeições em algum nível de grandeza e que uma união soldada, por si, é considerada uma descontinuidade na estrutura (JUTLA, 1996; BSI PD 6493, 1991).

Essa condição torna-se particularmente crítica considerando que os tubos API 5L e API 5CT (temperados e revenidos), fabricados pelo processo HF/ERW, podem apresentar carbetos, nitretos, plaquetas de bainita e de martensita, segregações, inclusões não-metálicas e óxidos (também conhecidos como zonas frágeis localizadas/ZFL's) que atuarão como nucleadores de microtrincas nas regiões da solda. Tais microtrincas, a frente de uma trinca macroscópica, aumentarão a tensão local, excedendo a tensão coesiva do material.

Os mecanismos de formação de microtrincas nos aços envolvem a fratura de partículas de segunda fase ou decoesão destas partículas, ou inclusões, com a matriz matriz (HILLENBRAND *et al*, 2005). Desta forma, a heterogeneidade matriz-partícula/inclusão; o tamanho, a forma, a fração, a orientação, a interação entre elas e o estado de tensão/deformação local são os principais fatores controlando o mecanismo de nucleação das microtrincas matriz (HILLENBRAND *et al*, 2005). Torna-se, portanto, de fundamental importância a investigação microscópica dos efeitos de tais micromecanismos de fratura sobre a integridade estrutural de dutos.

A Fig. 2.6, referente a um tubo fabricado pelo processo HF/ERW, apresenta alguns dos possíveis mecanismos de nucleação de microtrincas citados.

FIGURA 8: Exemplos de defeitos encontrados em juntas soldadas HF/ERW (aço API 5CT). Ataque Nital 8% (6x).



Fonte: (Apolo Tubulars S.A).

2.10 Segregação de “impurezas” na fabricação da chapa de aço

O aço por ser uma liga, contém como impurezas outros metais e não metais. Quando o aço está fundido suas impurezas estão distribuídas de forma homogênea por todo o material. Porém essa homogeneidade não se conserva à medida que o aço passa para o estado sólido, porque essas “sujeiras” geralmente não são tão solúveis no metal sólido quanto são no metal líquido. Essa diferença faz que, à medida que a solidificação ocorre, haja segregação das impurezas para a parte central do material, pois o resfriamento do material começa da periferia para o centro. A parte central além de ter o resfriamento mais lento, também tem seu ponto de solidificação abaixado por causa das impurezas acumuladas.

A heterogeneidade do material-base, nesse caso a chapa de aço, resulta na variação da composição química ao longo de toda a extensão da chapa, sendo mais puro na periferia e na base e mais impuro na região central. Essa variação pode acarretar diferenças nas propriedades mecânicas, como tornar o aço mais frágil, quebradiço e menos maleável, oferecendo um campo favorável à propagação de trincas.

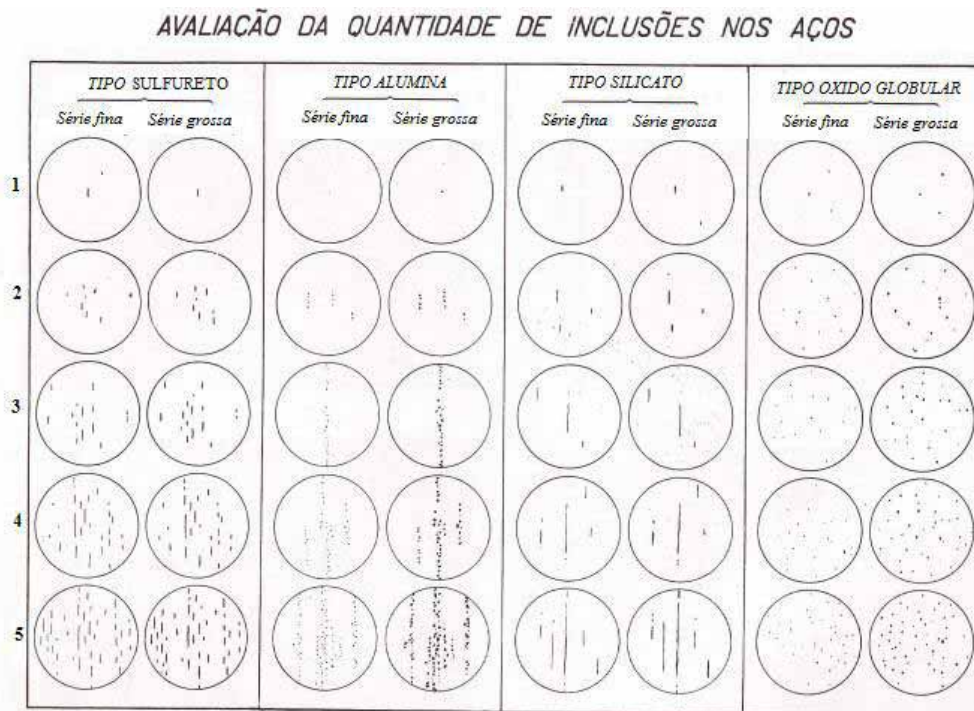
2.11 Inclusões

As inclusões são vistas ao microscópio antes do ataque, pois o ataque químico pode “mascarar” boa parte delas.

A influência das inclusões depende da quantidade, da distribuição, do tamanho e da forma das partículas. As inclusões afetam menos as propriedades do metal quando estão homogeneamente distribuídas. O material pode apresentar inclusões e mesmo assim se enquadrar nas exigências exigidas, possuindo alguns pontos fracos decorrentes destas (COLPAERT,1974).

A classificação que se sobressai em relação às inclusões foi feita pela *Jernkontoret* (Associação dos Siderurgistas Suecos), que divide as inclusões em quatro classes: sulfureto, alumina, silicato e óxido. Essas classes se subdividem de acordo com a quantidade de inclusões, sendo numerados de 1 a 5. O no 1 designa uma quantidade pequena de inclusões e o no 5 uma quantidade elevada, sendo que cada número admite ainda duas modalidades, finas e grossas. A Figura 2.7 ilustra a classificação das inclusões em relação a sua quantidade e distribuição destas.

FIGURA 9: Classificação para avaliação micrográfica das inclusões dos aços, adotada pela Associação dos Siderurgistas Suécicos (*Jernkontoret*).



Fonte: (COLPAERT,1974).

2.12 Importância da Avaliação da Tenacidade em Juntas Soldadas de Aços ARBL

Os defeitos resultantes dos processos de soldagem são classificados em três grandes categorias (JUTLA, 1996): planares (*e.g.* trincas), volumétricos (*e.g.* poros) e geométricos (*e.g.* desalinhamento), e uma principal aplicação das rotinas de avaliação de tenacidade é a investigação da integridade estrutural de soldas contendo tais defeitos.

Portanto as soldas são geralmente defeituosas, aumentando assim o risco de falhas em comparação aos componentes não soldados. Uma importante diferença entre esses dois casos e que tem de ser considerada é a heterogeneidade microestrutural e de propriedades mecânicas existentes nas regiões da solda.

A tenacidade de um material pode ser medida utilizando-se de ensaios de impacto (Charpy ou equivalente) ou através da mecânica da fratura (K_{IC} , J_C , CTOD). Todavia, em uniões soldadas esta questão se torna mais complexa devido à natureza heterogênea das regiões originadas pelo processo de soldagem. Mesmo pequenas variações na localização e orientação do entalhe de fadiga podem resultar em valores significativamente diferentes de tenacidade. Adicionalmente, as medições de tenacidade em juntas soldadas pelo processo HF/ERW apresentam dificuldades particulares devido às reduzidas dimensões daquela região. Além de seu tamanho reduzido, regiões frágeis no interior da linha de fusão, inerentes ao processo, podem ter grande influência na integridade de uma estrutura em relação à falha por mecanismo frágil. Portanto, em junções soldadas, a tenacidade à fratura por clivagem é frequentemente controlada pelas *zonas frágeis localizadas/ZFL*, e ambos, o tamanho das zonas frágeis e a posição da trinca em relação a elas, são parâmetros importantes a serem considerados. Consequentemente, procedimentos realistas para a avaliação de defeitos em estruturas soldadas devem considerar a complexa inter-relação entre o efeito da heterogeneidade mecânica e a formação de *zonas frágeis localizadas* sobre a resistência à fratura de juntas soldadas.

2.13 Formação de Zonas Frágeis Localizadas (ZFL).

Zonas frágeis localizadas/ZFL são discretas regiões microestruturais de baixa tenacidade circundada por microestruturas de maior tenacidade e presentes em cada e todos os tubos produzidos (LIESSEM e ERDELEN-PEPPLER, 2004). Portanto, a prevenção de

fratura frágil em juntas soldadas depende do conhecimento de suas propriedades de tenacidade à fratura e ao entalhe, em especial das ZFL's existentes.

Estas regiões são denominadas “zonas frágeis localizadas (ZFL)” quando apresentam valores de CTOD menores que 0,1mm, e são caracterizadas como “o elo mais fraco” em uma estrutura, cuja fratura é iniciada por clivagem local. A ZFL é uma região onde a fratura por clivagem pode iniciar em um aço de característica dúctil. Visto que a clivagem alivia a energia elástica e causa deformação local no material ao redor (matriz), a ZFL pode direcionar a uma dramática redução da tenacidade à fratura.

Assim, as ZFL's são potenciais desencadeadores de falhas frágeis catastróficas.

Na ZTA de juntas soldadas de chapas de aço C-Mn os microscópicos fatores característicos das ZFL's são (TOYODA, 1989):

- fragilização, associada ao aumento no tamanho de grão e à mudança da morfologia dos carbonetos na vizinhança da linha de fusão;
- formação de constituintes A-M (austenita-martensita).

Todavia, apesar do substancial progresso no sentido de se entender a natureza metalúrgica das ZFL's e em medir seus efeitos na tenacidade à fratura, progressos em avaliar a importância delas no desempenho estrutural de aços soldados têm sido limitados. Como consequência, alguns construtores de linhas dutoviárias, por exemplo, qualificam a tenacidade da junta de aços soldados, antes de sua compra, com base nas exigências de códigos e normas industriais. A existência de ZFL's e sua localização afetam tanto os valores de tenacidade à fratura de uma estrutura, como a avaliação de seu desempenho/comportamento na fratura. Quando o tamanho total da ZFL ao longo da frente da trinca diminui, a dispersão dos valores de tenacidade aumenta e a tenacidade média aparente aumenta. As consequências típicas da diminuição do tamanho das ZFL's são: *i*) características de dispersão dos valores de tenacidade à fratura; *ii*) pseudo *pop-in* (trincas curtas frágeis retidas); *iii*) adequação do método de extração e avaliação do menor valor de tenacidade à fratura (*lower bound*).

Como mencionado anteriormente, as ZFL's estão sempre presentes em uma união soldada. Em testes de tenacidade à fratura de juntas soldadas, vários tipos de materiais e microestruturas são experimentados pela frente da trinca que avança. Com a trinca posicionada na linha de fusão da solda, a iniciação da fratura é controlada pelas ZFL's presentes. Neste caso, em ensaios de tenacidade CTOD, é requerido que a ponta da trinca seja posicionada na região contendo as ZFL's. Assim, a preparação dos corpos-de-prova soldados

necessita de cuidados especiais para corretamente posicionar a trinca, e análises posteriores são essenciais para verificar se a trinca foi de fato localizada na região de interesse.

Portanto, quando conduzindo testes de tenacidade em juntas soldadas, a ponta da trinca deve interceptar grande quantidade de zonas frágeis, a fim de produzir resultados representativos (TOYODA, 1989). Assim, após o teste é importante verificar se a ponta da trinca de fadiga interceptou regiões de baixa tenacidade (ZFL's), através de microscopia óptica (MO) ou eletrônica de varredura (MEV). Tal procedimento é parte integrante das normas industriais para testes de tenacidade em juntas soldadas. Tais medições são úteis para comparações entre os resultados obtidos interlaboratoriais.

No processo de soldagem HF/ERW, a presença de zonas frágeis na ZTA é praticamente inevitável, e a dimensão e o nível de tenacidade delas variam bastante com o tipo de aço, o processo, as condições e os parâmetros de soldagem. Os tubos de linhas dutoviárias de grandes diâmetros são tipicamente afetados por esse problema. Também, as exigências de soldabilidade, conformabilidade e tenacidade à fratura de tubos para linhas dutoviárias conduzem à necessidade de se manter uma baixa fração em volume de inclusões não-metálicas (as quais devem ser pequenas e globulares), o que de certa forma demanda baixo conteúdo de enxofre (S) e oxigênio (O).

2.14 Ensaios de Impacto Charpy-V

O teste de impacto Charpy é provavelmente o mais conhecido dos vários testes designados a estudar a resistência do material ao carregamento de impacto na presença de concentradores de tensão normalizados. A Fig. 2.8 apresenta detalhes dos ensaios de impacto Charpy e Izod (CALLISTER, 2002)

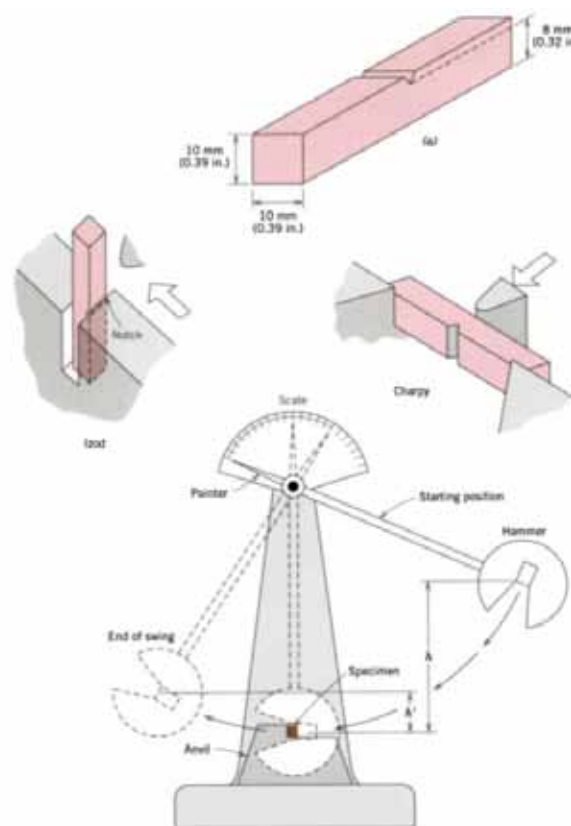
Tais testes fornecem dados comparativos entre diferentes materiais, usando um procedimento normalizado e barato que registra a energia absorvida induzida por um pêndulo e que pode ser aplicado para analisar a composição do aço, as diferentes corridas e as diferentes regiões através de uma junta soldada.

Um patamar superior é obtido quando a falha ocorre por um processo dúctil. Melhorando-se a energia Charpy neste patamar, melhora-se a resistência da estrutura à propagação de uma falha dúctil. Diminuindo-se a temperatura de transição, usualmente, mas não sempre, implica aumento da margem de reserva contra a fratura frágil de uma estrutura.

As incertezas surgem porque os efeitos da geometria e da taxa de deformação variam com o material.

Enquanto os testes Charpy não podem prever diretamente o comportamento dúctil ou frágil dos aços como comumente usado em grandes massas, ou componentes de grandes dimensões, estes testes podem ser usados na aceitação ou na identificação de diferentes lotes do mesmo aço, ou na escolha entre diferentes aços.

FIGURA 10: Representação dos ensaios de impacto Izod e Charpy .



Fonte: (CALLISTER, 2002).

Análises químicas, testes de tração ou dureza podem não indicar a influência de alguns dos importantes fatores de processamento que afetam a susceptibilidade à fratura frágil, nem permitem compreender os efeitos das baixas temperaturas em induzirem ao comportamento frágil. Por essas e outras razões, o ensaio Charpy é provavelmente o mais utilizado também na avaliação da tenacidade de juntas soldadas,. A geometria dos corpos-de-prova e as condições de ensaio são especificadas em normas, as quais diferem pouco uma das outras. No entanto, o ensaio Charpy não constitui um método muito confiável para medir a tenacidade de uma dada

microestrutura da ZAC. Assim, a avaliação da tenacidade através do ensaio Charpy é meramente qualitativa e constitui uma medida indireta da resistência à fratura. Todavia, trata-se de um método de realização rápida, barato e que fornece resultados muito úteis em termos comparativos.

2.15 Mecânica da fratura

A teoria da elasticidade leva em consideração que um corpo sendo analisado é contínuo, homogêneo e isotrópico, o que macroscopicamente descreve com relativo sucesso o comportamento dos materiais. Microscopicamente, no entanto, os materiais não são isotrópicos, homogêneos e contínuos, mas inerentemente possuem defeitos.

Neste sentido, a mecânica da fratura considera que sempre haverá defeitos como trincas (ou que poderão originá-las) em um componente estrutural e, desta forma, seu objetivo é determinar o maior tamanho de trinca que pode ser tolerado quando submetida a uma certa tensão, sem ocorrer falha do componente.

A mecânica da fratura estabelece que um corpo-de-prova de pequena escala pode caracterizar a resistência à iniciação da fratura e os resultados obtidos podem ser usados para prever a resistência à fratura da estrutura real. Isto é verdade para a fratura linear elástica e elasto-plástica, mas ela não é aplicável à situação completamente plástica de uma estrutura de aço, visto que, neste caso, os resultados são fortemente influenciados pelo modo de carregamento, pela restrição plástica na ponta da trinca e pela temperatura.

Em 1961 Wells (apud ANDERSON, 1995) estabeleceu que há um crítico e único valor do deslocamento de abertura da trinca na interface entre a ponta da trinca e a zona plástica. Em um ensaio de fratura em materiais de média e alta tenacidade, quando a carga é aumentada para as condições de escoamento generalizado, as cargas admissíveis tendem a um valor limite enquanto o valor de deslocamento de abertura da trinca (COD) aumenta continuamente até a condição de falha ser atingida. Surgiu, assim, a Mecânica da Fratura com Escoamento ou Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP). De acordo com essa metodologia, ocorre fratura quando o COD atingir um valor crítico, o qual define a tenacidade à fratura do material.

Em 1968, Rice (apud ANDERSON, 1995) propôs uma aproximação alternativa para tratar problemas de fratura em condições elasto-plásticas. Os trabalhos de Hutchinson, Rice e

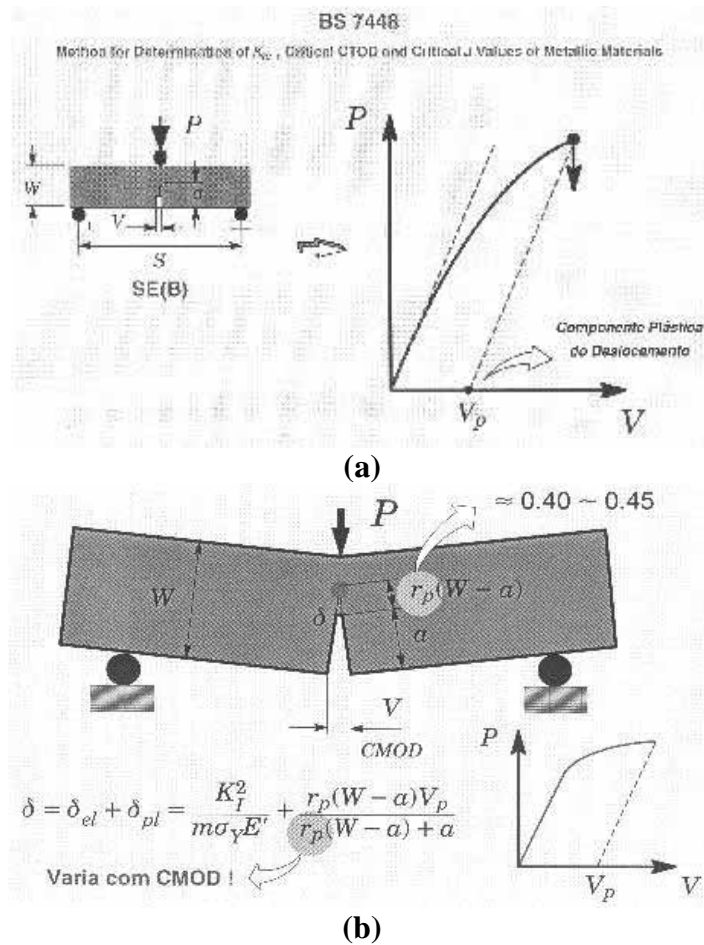
Rosengren (HRR) mostraram que em condições elasto-plásticas também existe uma única distribuição de tensão e deformação na ponta de uma trinca, associada a um único parâmetro, a integral J . Essa metodologia possibilitou o tratamento de problemas de fratura elasto-plástica da mesma forma que a metodologia de K (*fator intensidade de tensão*) em condições de fratura linear-elástica (ANDERSON, 1995).

Portanto, a MFEP é a alternativa desenvolvida para o estudo da fratura em materiais que exibem considerável plasticidade na ponta da trinca, quando então os critérios de dominância K não são obedecidos e as soluções da MFLE não podem ser utilizadas (ANDERSON, 1995)..

2.15.1 O parâmetro CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*)

A mecânica da fratura clássica (convencional) emprega um parâmetro único para descrever as condições de propagação instável da fratura (ANDERSON, 1995).., o que permite, sob condições de plasticidade restrita nas vizinhanças da trinca, i.e. escoamento em pequena escala (*Small Scale Yielding*), estabelecer uma correlação direta entre valores de tenacidade medidos experimentalmente e o comportamento à fratura de um componente estrutural em serviço. O conceito fundamental que permite o emprego desse procedimento (mecânica da fratura correlativa) é a existência de similaridade dos campos de tensões entre corpos-de-prova ou amostras laboratoriais (i.e. com dimensões reduzidas) e o comportamento estrutural em serviço (ANDERSON, 1995). Na região de transição entre os modos frágil e dúctil (correspondente às temperaturas usuais de avaliação de tenacidade para aços estruturais ferríticos), os níveis de plasticidade na região do defeito violam as condições de plasticidade limitada (por exemplo, às estabelecidas pela ASTM A399), sob as quais o parâmetro elástico linear K (fator intensidade de tensão) é válido. Sob tal regime de plasticidade (elasto-plástico), a mecânica da fratura utiliza a Integral J e o CTOD para caracterizar as condições de fratura dentro de uma zona microestruturalmente significativa nas vizinhanças de um defeito (Zona de Processo de Fratura) (ANDERSON, 1995).. A Figura 2.9 apresenta uma ilustração esquemática do ensaio e definição experimental do CTOD segundo a especificação BS7448 (BSI BS 7448, 1991).

FIGURA 11: (a) Medição experimental do CTOD por meio de curvas carga *vs.* deslocamento CMOD (*Crack Mouth Opening Displacement*); (b) Definição do CTOD segundo o modelo de rótula plástica especificado pela norma BS 7448 .



Fonte: (BSI BS 7448, 1991).

O teste CTOD é usado normalmente em condições de muito maior ductilidade, onde a mecânica da fratura linear elástica (MFLE) torna-se inválida (BSI BS 7448, 1991). Devido à sua relativamente maior simplicidade conceitual e operacional, o parâmetro CTOD (e sua correspondente medida experimental de tenacidade, comumente denominada δ_c) emergiu nos últimos anos como o parâmetro mais largamente difundido para caracterizar a tenacidade de materiais estruturais, particularmente aços ferríticos estruturais e suas juntas soldadas. É prática comum a especificação de valores mínimos de δ_c por diversos códigos e normas de projeto e construção de estruturas (por exemplo, ASMT 1104 (ASME 1104), DNV OS-F101 (DNV OS-F101, 2000) entre diversas outras) como forma de garantir requisitos mínimos de tenacidade tanto no material-base como na junta soldada (metal de solda e ZAC).

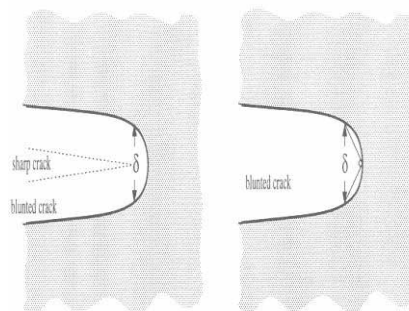
2.15.2 Definição de CTOD

Uma aproximação da MFEP é baseada no deslocamento da abertura da trinca, COD (*Crack Opening Displacement*), referido também como deslocamento da abertura da ponta da trinca, CTOD. Esta aproximação considera que a propagação da trinca acontece quando a abertura da ponta desta trinca atinge um valor crítico.

No desenvolvimento do CTOD, várias definições físicas têm sido propostas. Em uma delas, o movimento da ponta da trinca é causado pela contração do material na zona plástica e não pela formação de novas superfícies de trinca por crescimento estável.

A Figura 2.10 apresenta as duas definições de CTOD comumente empregadas na análise de tenacidade à fratura. Assim, a Figura 2.9 (esq.) representa o deslocamento na ponta da trinca original e a Figura 2.10 (dir.), sugerido por Rice (apud BROEK, 1991) e amplamente empregado em análises por elementos finitos, define CTOD como sendo a abertura resultante da intersecção de duas linhas, partindo a 90° da ponta da trinca, com as faces da trinca (BROEK, 1991).

FIGURA 12: Definições de CTOD.



Fonte: (BROEK, 1991).

Uma vez que se procura reproduzir no ensaio as condições de serviço das construções em estudo é, portanto, requerido que o ensaio seja realizado em corpos-de-prova com espessura igual àquela da estrutura considerada. A tenacidade medida pelo COD ou CTOD depende sabidamente da temperatura e da triaxialidade de tensões e, portanto, da espessura em estudo.

2.16 Aplicações futuras e o setor de desenvolvimento de tubos

Cerca de 8,5 quilômetros de tubos de aço grau API serão implantados no projeto onshore “Mexilhão da Petrobrás”. Os tubos serão instalados na unidade de tratamento de gás de Caraguatatuba (UCTGCA). Nesse caso o aço API N80 se torna adequado para tubulações que conduzem óleo ou gás por longas distâncias e sob altas pressões.

A TenarisConfab , juntamente com filiais situadas em outros países, conquistaram o contrato de fornecimento de 530 quilômetros de tubos para a MMX Mineração e Metalicos. O projeto engloba a construção de um dos maiores minerodutos do mundo que leva de Conceição do Mato Dentro (MG) até o Complexo Portuaria do Açu, em São Joaquim da Barra (RJ). A Tenaris fornecerá 4.400 toneladas de tubos N80 com conexões.

3 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

3.1 Material

O material a estudado é o aço microligado ao boro, grau API 5CT N80, de alta resistência, excelentes tenacidade e soldabilidade. O aço em questão foi importado da empresa americana *Lake Erie Works*, pertencente ao grup *United Steels*, no ano de 2009 e cedido ao projeto pela empresa APOLO TUBULARS S.A. na forma de tubos soldados pelo processo HF/ERW (para análise das juntas soldadas e dos efeitos das deformações inerentes ao processo) de diâmetro igual a 139,7 mm (5 1/2”) e espessura de 7,72 mm (0.304in).

As bobinas fornecidas pela empresa *Lake Erie Works*, de corridas 1BB09 e 1BA09, foram processadas termomecanicamente e laminadas a quente na dimensão de 11 mm x 1040,0 mm x 140000 mm, com excelente acabamento superficial. Posteriormente as chapas foram conformadas pela APOLO TUBULARS S.A. na forma cilíndrica por meio de uma matriz e, em seguida, soldadas nas extremidades em todo o seu comprimento pelo processo HF/ERW (*High Frequency/Electrical Resistance Welding*) (NICHOLS, 1999) até a forma tubular final.

3.2 Análises químicas

As análises químicas foram realizadas juntamente com a empresa-parceira APOLO TUBULARS S.A. e os resultados são apresentados na seção 4.1. Foram realizadas dez análises químicas por corrida, seguindo as recomendações da norma ASTM A 751 em amostras de 50 mm², utilizando-se de um espectrômetro de emissão ótica.

3.3 Ensaios mecânicos de tração

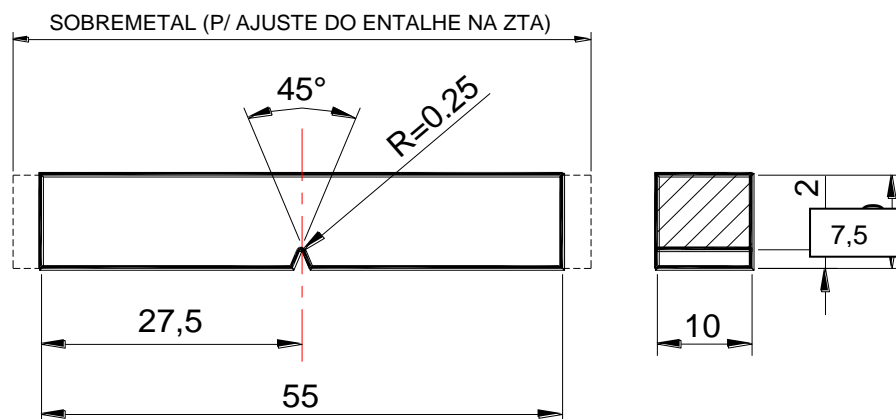
Do material citado, foram confeccionados corpos-de-prova de tração para a caracterização das propriedades mecânicas básicas. Os ensaios foram realizados em conformidade com a norma ASTM E 8M, na temperatura ambiente e por meio de uma máquina eletromecânica MTS/Sintech 30D. Somente os valores obtidos nos ensaios de corpos-de-prova retirados paralelamente ao sentido de laminação do material foram utilizados

na comparação com os valores especificados pela norma API 5CT (API 5CT, 2002). Os ensaios foram realizados na empresa-parceira APOLO TUBULARS S.A.

3.4 Ensaio Charpy-V

Os ensaios de impacto Charpy V foram realizados em corpos-de-prova confeccionados conforme recomendações da norma ASTM E 370, com os entalhes posicionados: na linha de solda e na zona termicamente afetada (ZTA). Os ensaios foram realizados em um equipamento Pantec de 300 J de capacidade. A Figura 3.2 apresenta as dimensões dos corpos-de-prova de impacto Charpy-V.

FIGURA 13: Dimensões do corpo-de-prova de impacto Charpy-V.



Fonte: (ASTM E 370,)

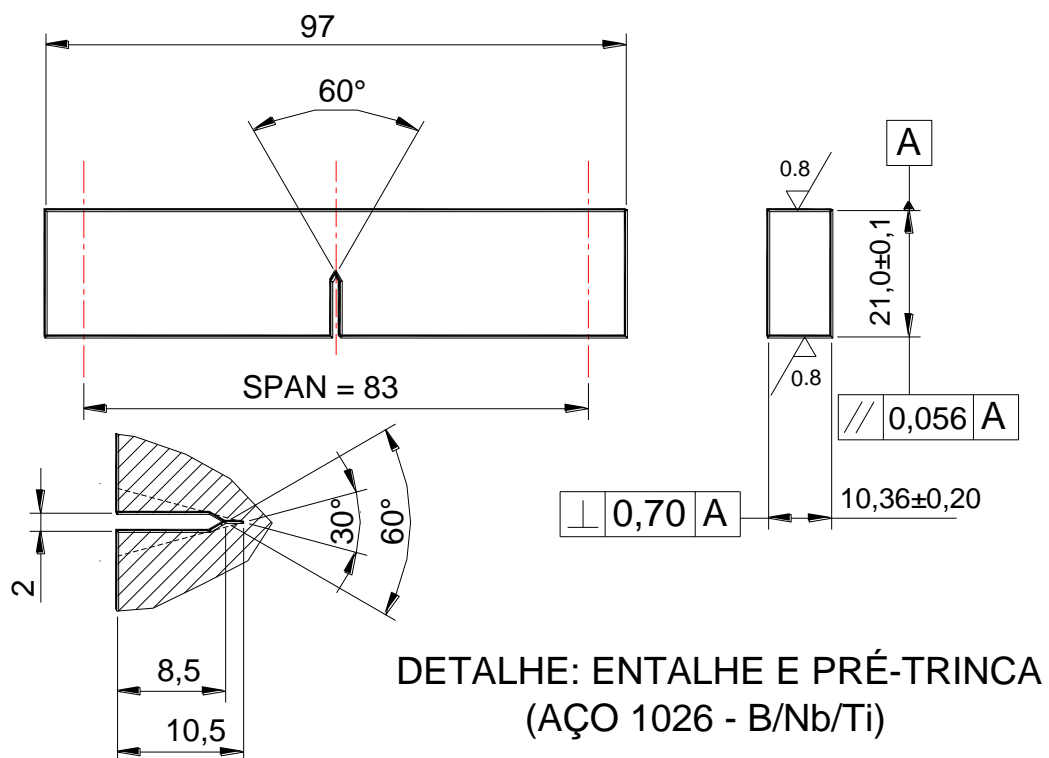
3.5 Ensaio CTOD

De forma geral, as metodologias empregadas pelos códigos e norma internacionais para ensaios de tenacidade à fratura recomendam que o projeto e a fabricação dos espécimes contemplem, sempre que possível, a total espessura da estrutura a ser analisada. No caso de tubos, particularmente os que possuem restrições quanto à relação diâmetro/espessura de parede, como os analisados neste projeto de pesquisa, o *Welding Institute* recomenda que os espécimes sejam planificados, flexionando ambos os lados do entalhe (extremidades do corpo-de-prova) de forma que os três pontos submetidos à aplicação da carga pelo

equipamento de ensaio estejam alinhados. Tal procedimento foi adotado neste projeto de pesquisa, e a Figura 3.6 apresenta as etapas utilizadas na confecção dos corpos-de-prova de flexão por três pontos, SE(B), para ensaios de tenacidade CTOD.

A Figura 3.3 apresenta as dimensões estimadas dos espécimes, em razão da espessura de parede do tubo em estudo, as quais foram determinadas com base nas recomendações das principais normas e códigos para ensaios de tenacidade CTOD de flexão por três pontos.

FIGURA 14: Corpo-de-prova CTOD de flexão por três pontos.



Fonte: (ASTM E 370.)

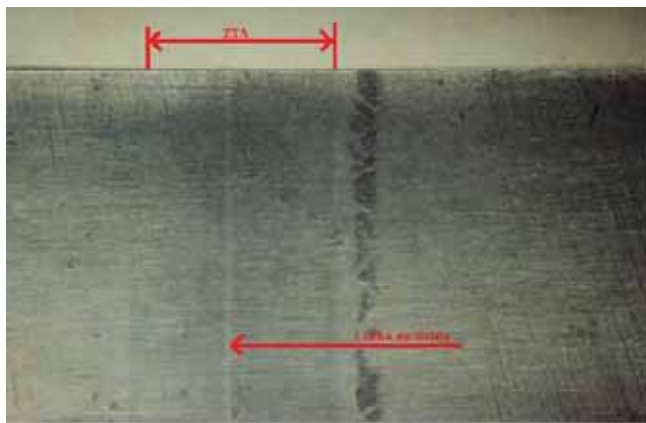
3.5.1 Lixamento e revelação da Linha de Solda

Para a precisa localização dos entalhes, os corpos-de-prova SE(B) foram submetidos a acabamento superficial nas faces com papel de granulometria decrescente (#100 até #600) e atacados com Nital a 10% para revelação da linha da solda HF/ERW (Figura 3.4).

Figura 15: (a) Corpo de prova após o lixamento. (b) Linha de solda revelada juntamente com sua ZTA após ataque Nital 10%, parte superior. (c) Linha de solda revelada na parte lateral do corpo de prova.



(a)



(b)



(c)

Fonte: (O autor, 2014)

3.5.2 Marcação e Confecção dos entalhes e das pré-trincas de fadiga

Primeiramente, fez-se a marcação da linha de solda revelada, para posteriormente ser feita a confecção dos entalhes. (Figuras 3.5 e 3.6)

FIGURA 16: Corpo-de-prova com linha de solda revelada e marcada.



Fonte: (O autor, 2014)

FIGURA 17: Lote de corpos-de-prova.



Fonte: (O autor, 2014)

Na sequência, os entalhe foram confeccionados por eletro-erosão (Fig. 3.7 e 3.8). Os ensaios de flexão por três pontos estão sendo realizados numa máquina universal (servo-

hidráulica) de modelo INSTRON 8801, de 100 kN de capacidade. As pré-trincas foram geradas no mesmo equipamento com razão de carga $R=0,1$; frequência de 15 Hz e na temperatura ambiente, conforme recomendações da norma ASTM E 1820. A Figura 3.10 apresenta um corpo-de-prova SE(B) submetido à carregamento cíclico para confecção da pré-trinca e o dispositivo desenvolvido para o ensaio.

Um projetor de perfil (Fig. 3.9) foi utilizado a fim de realizar uma medição das dimensões do entalhe, se em conformidade com a norma ASTM E1820.

FIGURA 18 : Corpo-de-prova com entalhe na linha de solda.



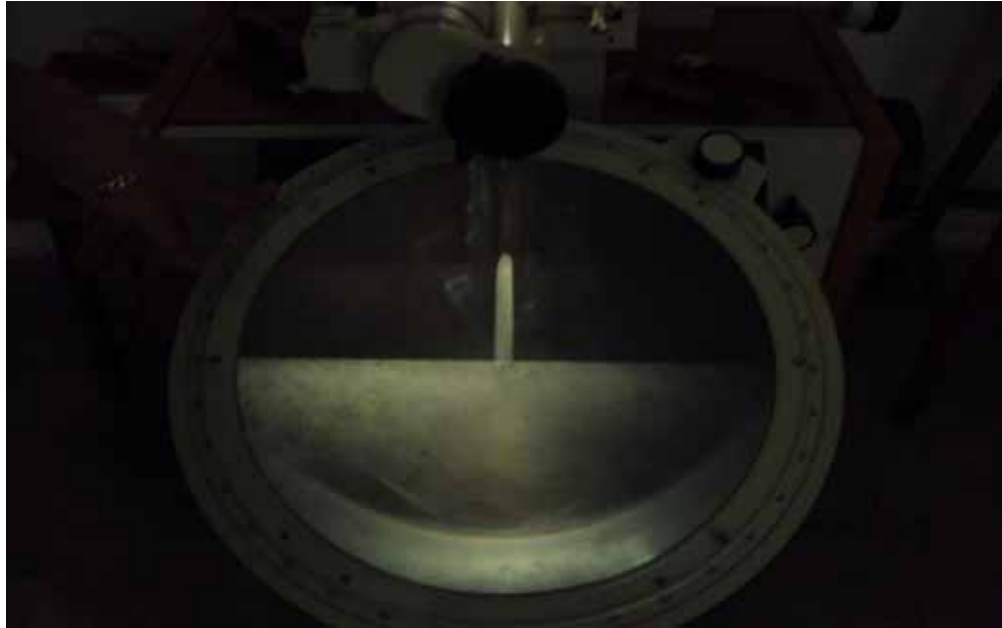
Fonte: (O autor, 2014)

FIGURA 19: Lote de corpo-de-provas entalhados.



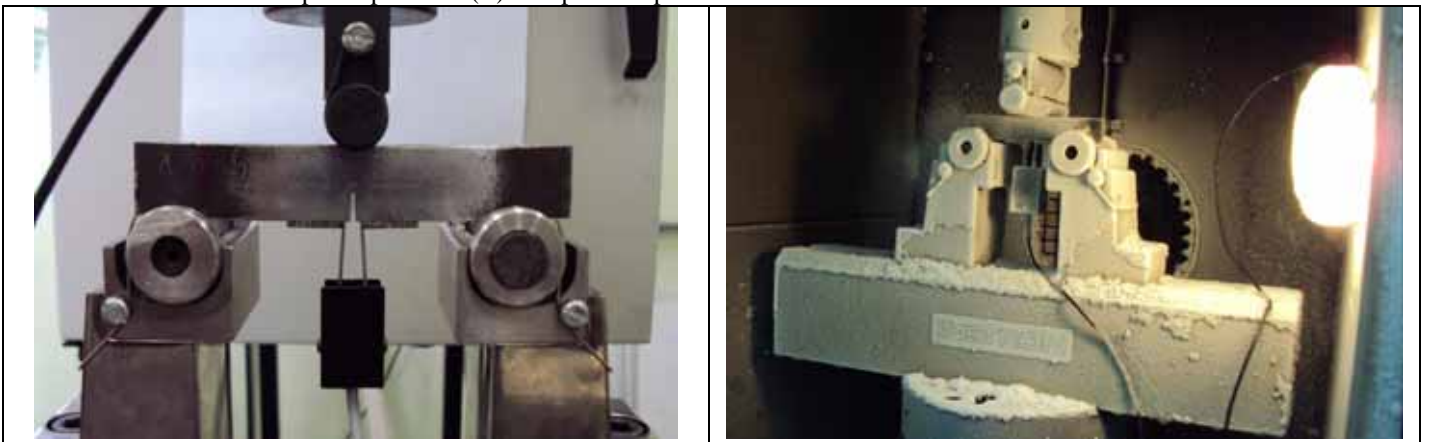
Fonte: (O autor, 2014)

FIGURA 20: Medição do tamanho do entalhe utilizando um projetor de perfil.



Fonte: (O autor, 2014)

FIGURA 21 - Corpo-de-prova SE(B) e dispositivo para ensaio CTOD.



Fonte: (O autor, 2014)

3.6 Análise Metalográfica (MO) e Microdureza

Sem ataque químico

A análise por microscopia óptica sem ataque químico foi realizada com o objetivo de se observar as inclusões não metálicas do aço API N80.

Após acabamento superficial com lixas com grana decrescente de #100 até #1500 e polimento com pasta de diamante 6 μ m e 1 μ m, foram realizadas análises de amostras

metalográficas representativas das regiões de interesse (material-base e junta soldada) sem ataque químico, com o objetivo de verificar a presença de inclusões não-metálicas.

Com ataque químico.

A análise das amostras por microscopia óptica com ataque químico foi realizada com o objetivo de observar a microestrutura do metal de base e da junta soldada.

A análise das microestruturas das regiões citadas foi realizada após feito todo o processo de acabamento (lixamento), polimento e ataque com Nital 2%. Como referência, serão adotados os procedimentos propostos na norma API RP 2Z, utilizada na determinação da significância das ZFL's nos valores de tenacidade à fratura de juntas soldadas.

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. Paralelamente às análises metalográficas, foram levantados os valores de microdureza do material-base e da região da solda.

3.7 Ensaio de Microdureza

A partir das amostras preparadas para o ensaio metalográfico, foi realizado o ensaio de dureza com auxílio do equipamento SHIMADZU HARDNESS TESTER. Com ele, foram realizados testes nas posições especificadas nas imagens, sendo que, em cada ponto, foram realizadas três medições.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Análise Química

As análises revelam que a composição química para o aço em estudo, para as duas corridas analisadas, atende aos requisitos da norma API 5CT (API 5CT, 2002), como mostrado na Tabela 4.1.

Tabela 4.1: Composição química para o aço API N80.

Aço	C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	Mo
API 5CT N80	-	-	0,030max	0,030max	-	-	-	-
Corrida 1BB09	0,262	1,44	0,014	0,0046	0,181	0,015	0,016	0,011
Corrida 1AE09	0,279	1,33	0,013	0,0038	0,185	0,015	0,018	0,01
Corrida 1AZ09	0,256	1,39	0,012	0,0043	0,168	0,033	0,017	0,011
Aço	Sn	Al	B	Nb	V	Ti	Ceq	Pcm
API 5CT P110	-	-	-	-	-	-	-	-
Corrida 1BC09	0,0083	0,034	0,0005	0,0072	0,001	0,001	0,506	0,344
Corrida 1AE09	0,0059	0,034	0,0005	0,0074	0,0012	0,001	0,505	0,356
Corrida 1AZ09	0,0079	0,036	0,0006	0,0072	0,0014	0,001	0,493	0,337

O limite máximo para concentração de enxofre pode ser aumentado, se acordado, até 0,006% para tubos soldados. Para esses níveis altos de enxofre em tubos soldados, razões mais baixas de Ca/S podem ser acordadas.

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \leq 0,29 \quad (\text{Ito \& Bessyo, adotado pela Japanese Welding Engineering Society})$$

Conforme os resultados obtidos para as corridas 1BC09, 1AE09 e 1AZ09, o material foi considerado aprovado conforme os requisitos da API 5CT para os graus J55 e N80Q. Esta composição química também atende aos outros graus da API 5CT, como: L80 e P110.

*Para o grau Q125-1 o elemento químico manganês ultrapassa a concentração máxima de 1,35% não sendo aprovado para este grau.

4.2. Ensaio Charpy

No ensaio Charpy realizado foi utilizado amostra em tamanho reduzido (sub-size), tendo, então, seu valor de Charpy multiplicado por um fator de redução, de acordo com a norma API 5CT. Na Tabela 4.2 são apresentados os valores obtidos para o ensaio Charpy seguindo a norma API 5 CT (0 °C). A Tabela 4.3 apresenta as exigências da norma API 5CT para tubos de aço N80 e a Tabela 4.4 apresenta os fatores de redução aplicáveis aos espécimes Charpy de tamanho reduzido. Todos os valores obtidos estão de acordo com o especificado pela referida norma.

Tabela 4.2: Resultado de Charpy após Tratamento Térmico no Forno [Q&T], amostra Sub-Size 5,0x10,0x55,0 mm.

Temperatura (°C)	Metal Base			Média	Full-Size
	1	2	3		
0	42	43	41	42	84

Tabela 4.3: Especificações para Charpy após Formação [F-16] e Tratamento Térmico no Forno [Q&T], amostra Full-Size 10,0x10,0x55,0 mm

Energia Absorvida Requerida (J)			
Temperatura °C	Grau	F-16 J55	Q&T N80Q
21		20	-
0		-	14

Tabela 4.4: Fator de redução para amostras em tamanho reduzido (Norma API 5CT).

Tamanho do cdp	Dimensões	Fator de Redução
Tamanho normal	10,0 x 10,0	1
¾ do Tamanho	10,0 x 7,5	0,8
½ do Tamanho	10,0 x 5,0	0,55

4.3. Ensaio de Tração

Os resultados obtidos nos ensaios de tração são mostrados na Tabela 4.4 e os requeridos pela norma estão apresentados na Tabela 4.5.

Tabela 4.5: Valores obtidos nos Ensaio de Tração.

Condição	Corrida	Limite de escoamento		Limite de Resistência		Alongamento (%)
		(Mpa)	(kPSI)	(Mpa)	(kPSI)	
Bobina	1BC09	448	64.9	578	83.8	28
Bobina	1AE09	438	63.5	587	85.1	29
Bobina	1AZ09	454	65.8	551	79.9	28
Formadora	1BC09	420	60.9	592	85.8	31
Formadora	1AE09	465	67.4	589	85.4	31
Formadora	1AZ09	443	64.2	567	82.2	32
Forno	1BC09	689	99.9	772	111.9	24
Forno	1AE09	701	101.6	788	114.2	22
Forno	1AZ09	694	100.6	782	113.4	25

Tabela 4.6: Especificações da Norma API 5CT para ensaios de tração.

Norma	Espec.	Limite de escoamento				Limite de Resistência				Alongamento (%)
		(Mpa)		(kPSI)		(Mpa)		(kPSI)		
		Min	Max	Min	Max	Min	Max	Min	Max	Min
API 5 CT	N80	552	758	80	110	689	-	100	-	15

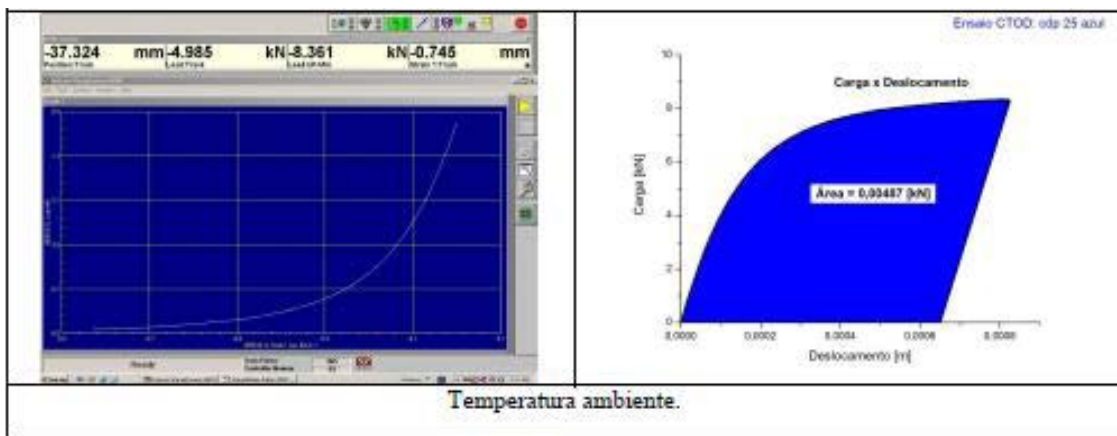
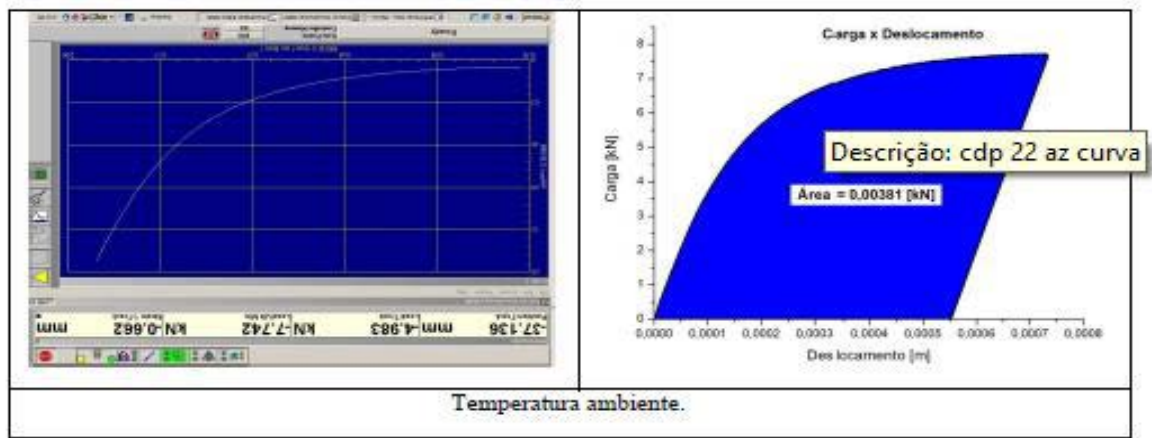
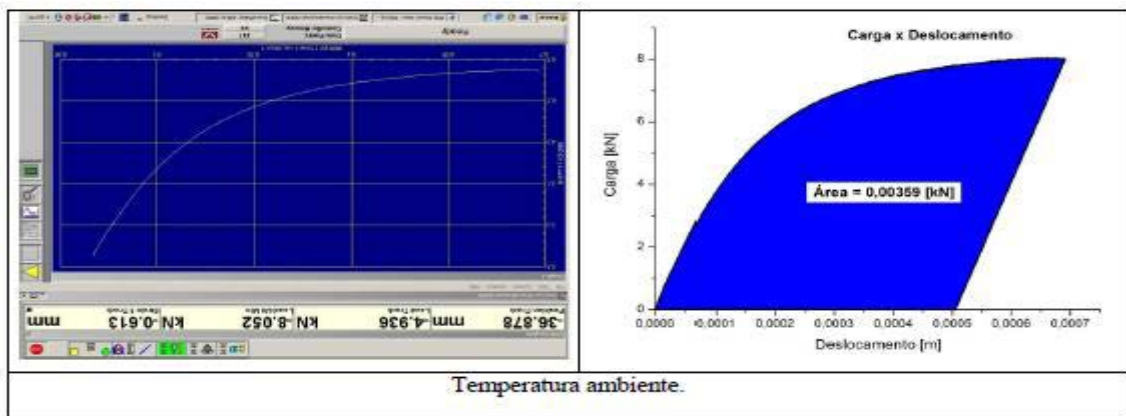
Constata-se que os resultados estão em conformidade com as especificações da norma API 5CT para o Grau N80 após o processo de tratamento térmico.

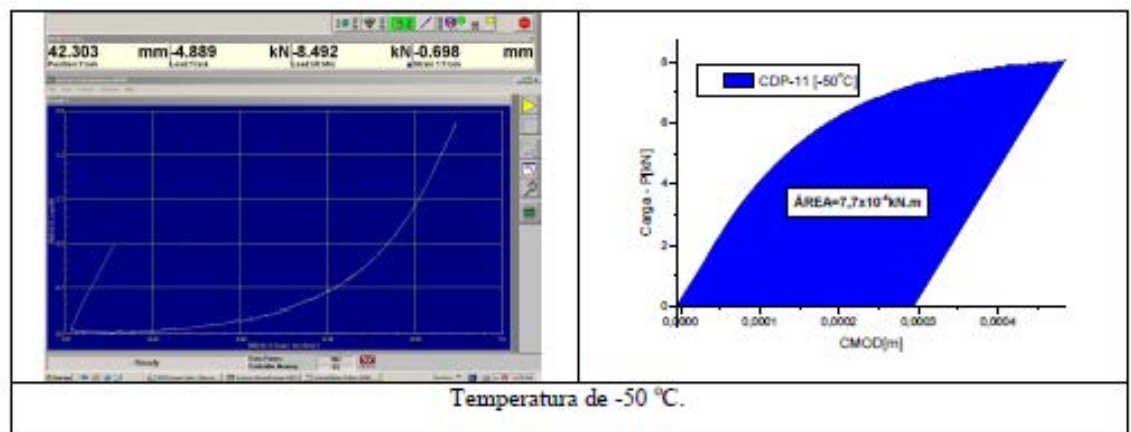
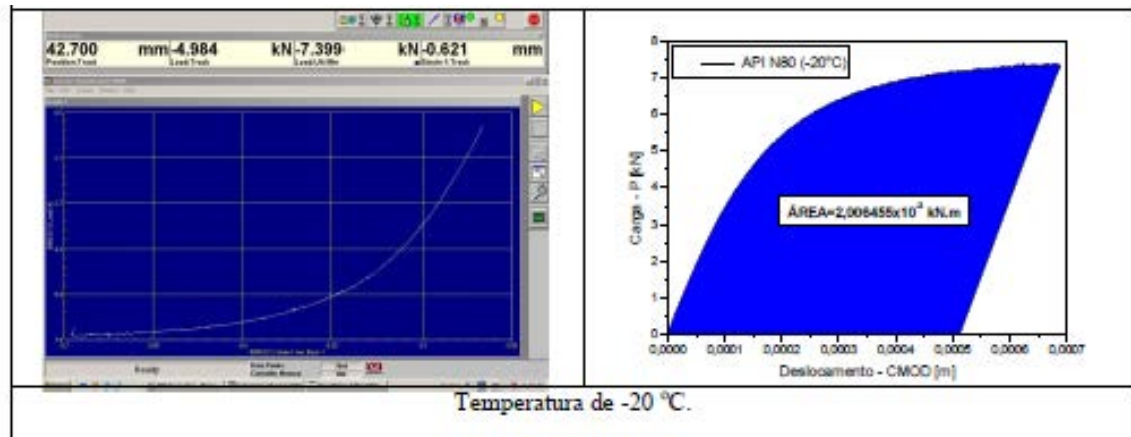
4.4 Ensaio CTOD

Foram realizados ensaios CTOD com pré-trincas no material-base e na linha de solda e nas temperaturas ambiente, -20o C e -50o C, com três espécimes para cada condição. A Fig. 4.1 apresenta algumas curvas carga vs. deslocamento (CMOD), a partir das quais se pode inferir que os ensaios foram bem sucedidos. Todos os outros resultados, ainda em análise, serão apresentados no relatório final do projeto Jovem Pesquisador ao qual este relatório está vinculado. A Fig. 4.1 apresenta a curva gerada pelo equipamento de ensaios (esq.) e a curva confeccionada com base nos dados coletado com o *clip gage* (dir.). O valor correspondente à área embaixo da curva foi determinado com base na norma ASTM E1820. Tal procedimento, de fato, não se aplica à norma BS 7448. Algumas curvas da esquerda foram propositalmente

invertidas considerando que o carregamento aplicado foi de compressão. Na sequência, a Tabela 4.7 apresenta alguns valores de CTOD, na temperatura ambiente, determinados com base na norma BS 7448 - Parte II. A partir da Tabela 4.7, constata-se que os valores de CTOD indicam baixa tenacidade do tubo confeccionado de aço API N8, mesmo na temperatura ambiente.

FIGURA 22 : Curvas carga vs. CMOD dos ensaios CTOD em variadas temperaturas.





Fonte: (O autor, 2014)

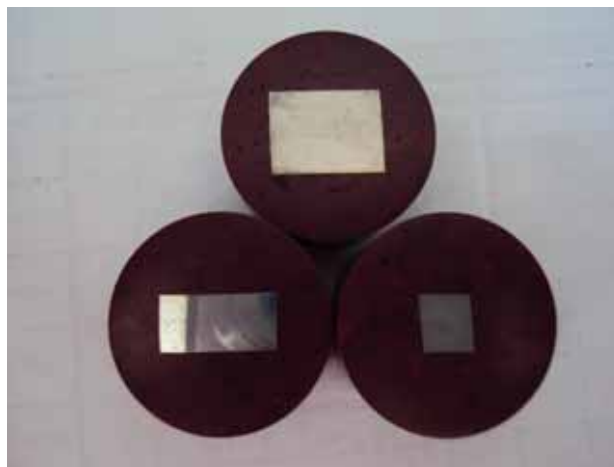
Tabela 4.7: Valores de CTOD do material-base do tubo, na temperatura ambiente.

Determinação dos valores de CTOD (Norma BS 7448) à temperatura ambiente													
cdp21az													
B	W	S	z	Ao	α_{ys}	E	ν	F	Vp	f(a0/W)	e	p	CTOD
[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[Mpa]	[Mpa]	[-]	[N]	[mm]	[-]	[mm]	[mm]	[mm]
7,700	15,400	62,000	1,600	7,700	558,567	550,000	0,330	8052,000	0,613	2,663	0,004	0,153	0,156
cdp22az													
B	W	S	z	Ao	α_{ys}	E	ν	F	Vp	f(a0/W)	e	p	CTOD
[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[Mpa]	[Mpa]	[-]	[N]	[mm]	[-]	[mm]	[mm]	[mm]
7,700	15,400	62,000	1,600	7,700	558,567	550,000	0,330	7742,000	0,662	2,663	0,004	0,165	0,169

4.5 Análise Metalográfica

Para a realização da análise metalográfica do aço API N80, cortou-se o corpo-de-prova CTOD em tamanhos adequados, com auxílio do equipamento ISOMET 100, para que as partes fossem embutidas e em seguida lixadas e polidas. Foram cortados três pedaços do corpo-de-prova, para análise microestrutural longitudinal, transversal e na linha de solda do tubo (Figura 4.2).

FIGURA 23: Corpo-de-provas embutidos

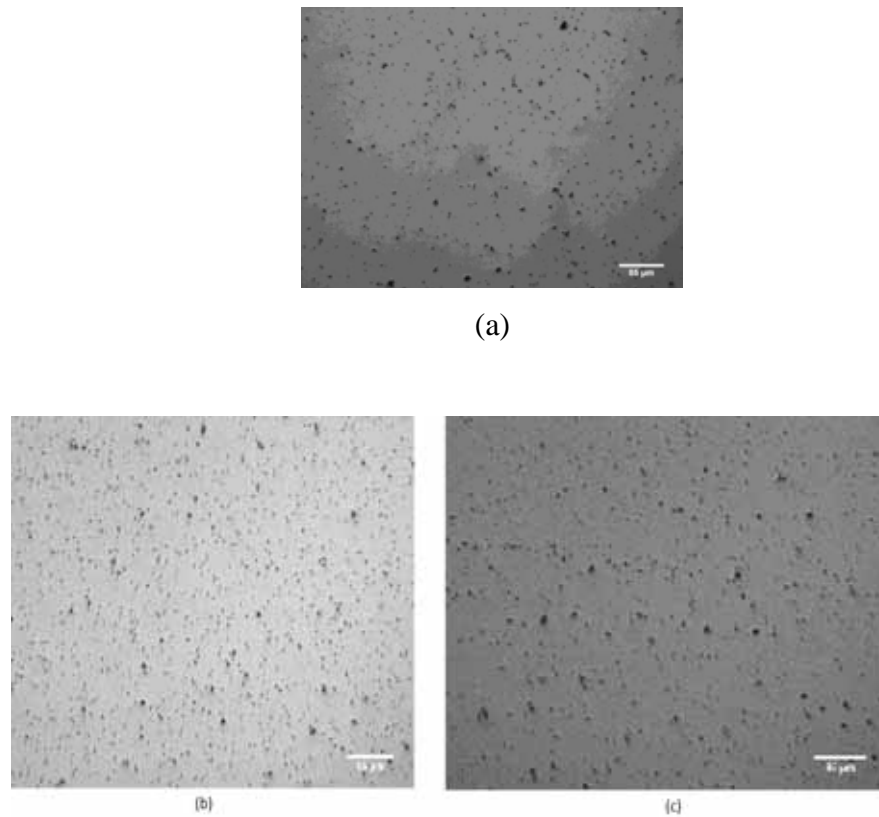


Fonte: (O autor, 2014)

A análise metalográfica foi realizada com o auxílio de microscópio óptico. Foi utilizado o reagente Nital 10% para análises macrográficas e Nital 2% para análises micrográficas, conforme descrito no Capítulo 3.

A análise metalográfica, sem ataque, revelou a presença de inclusões por todo o material (Figura 4.3), com o que se concluiu que o material estudado é, no jargão industrial, considerado “sujo”.

FIGURA 24: Análise Metalográfica sem ataque da região da (a) linha de solda, (b) longitudinal e (c) transversal. Ampliação de 100x.

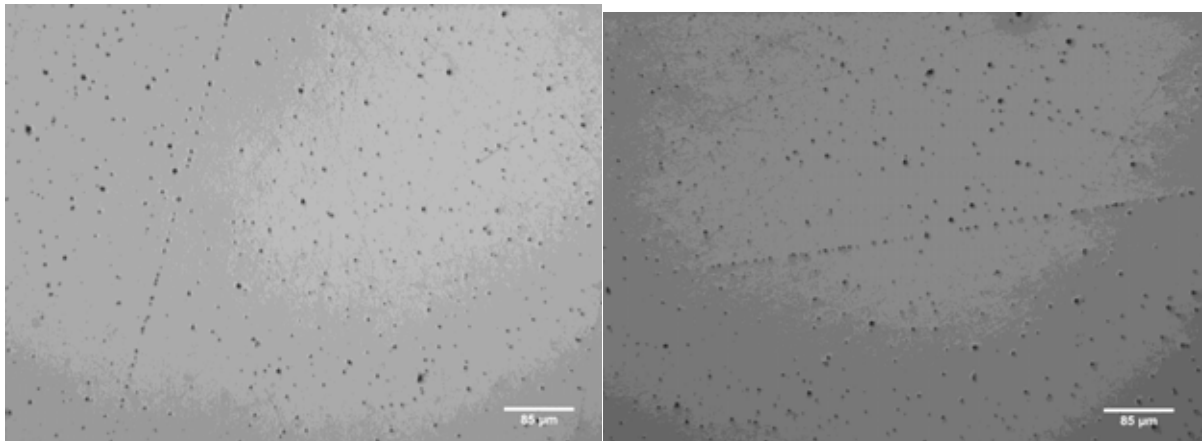


Fonte: (O autor, 2014)

Segundo a classificação de *Jernkontoret* (COLPAERT, 1974) (Figura 2.7), as impurezas presentes no material em estudo são óxidos globulares de série grossa e nível 4.

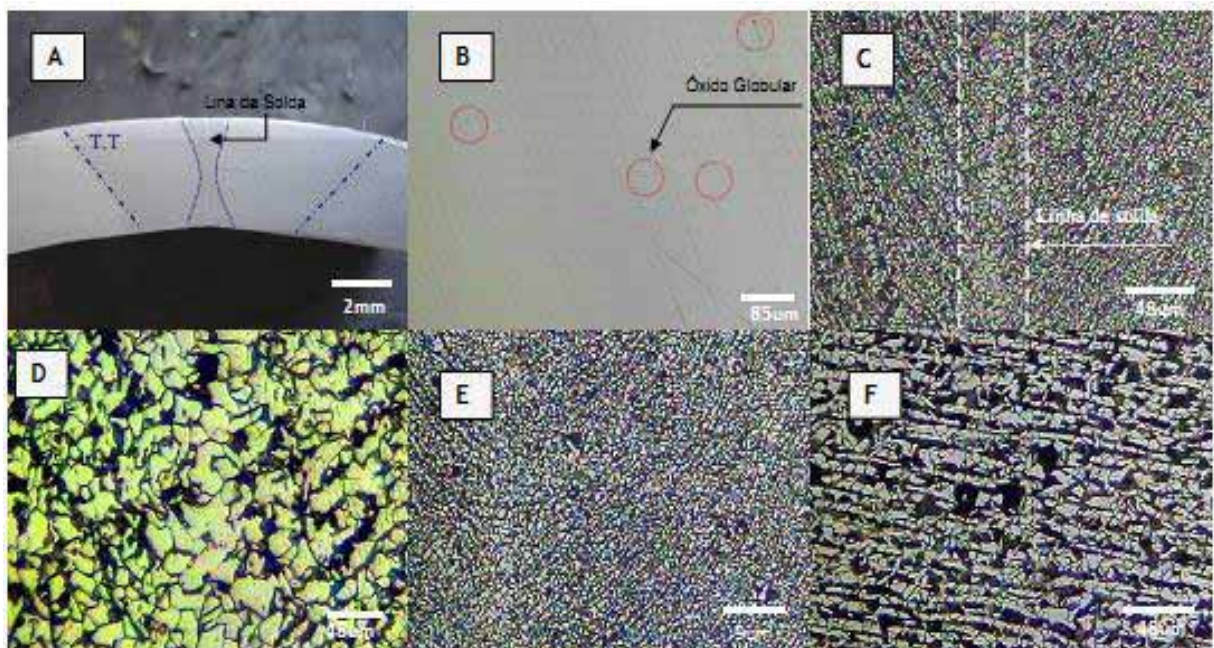
Outra impureza que se pôde observar na microscopia foi a do tipo alumina série fina e nível 3 (Figura 4.4). Essa impureza apareceu tanto no sentido longitudinal como no vertical, o que pode acarretar defeito durante o processo de soldagem e na junta.

FIGURA 25 : Inclusões de Alumina.



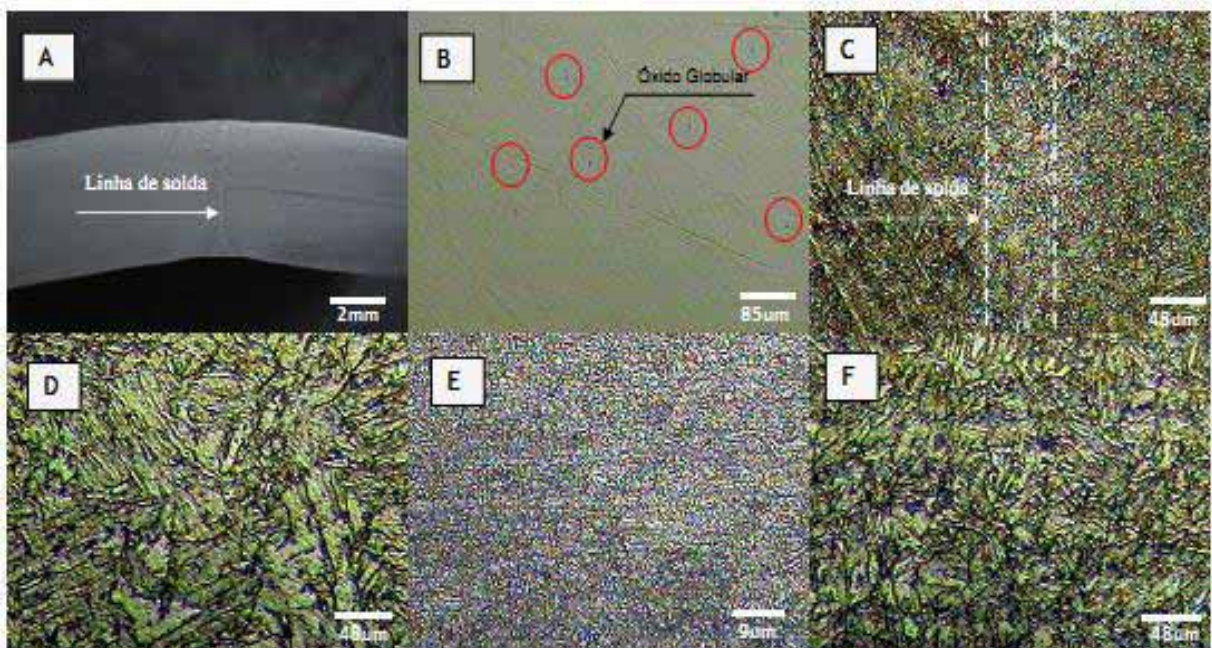
Fonte: (O autor, 2014)

Figura 26: Após Formadora. Macrografia, nital 8%, 2x [A]; Inclusão, sem ataque, 100x [B]; Linha de Solda, nital 3% 200x [C] 800x [D]; Região Normalizada, nital 3%, 200x [E], Metal Base, nital 3%, 200x, [F]



Fonte: (Apolo, 2014)

Figura 27: Após Tratamento Termico. Macrografia, nital 8%, 2x [A]; Inclusões, sem ataque, 100x [B]; Linha de Solda, nital 3%, 200x [C] 800x [D]; Metal Base, nital 3%, 200x [E]; 800x [F].



Fonte: (Apolo, 2014)

FIGURA 28: Análise Metalográfica, ataque Nital 2%, priorizando a linha de segregação formada. [A] Copo-de-prova longitudinal, [B] corpo-de-prova transversal, [C] longitudinal, 50x, [D] transversal, 50x, [E] longitudinal, 100x, [F] transversal, 100x, [G] longitudinal, 500x, [H] transversal, 500x, [I] longitudinal, 1000x, [J] transversal, 1000x.

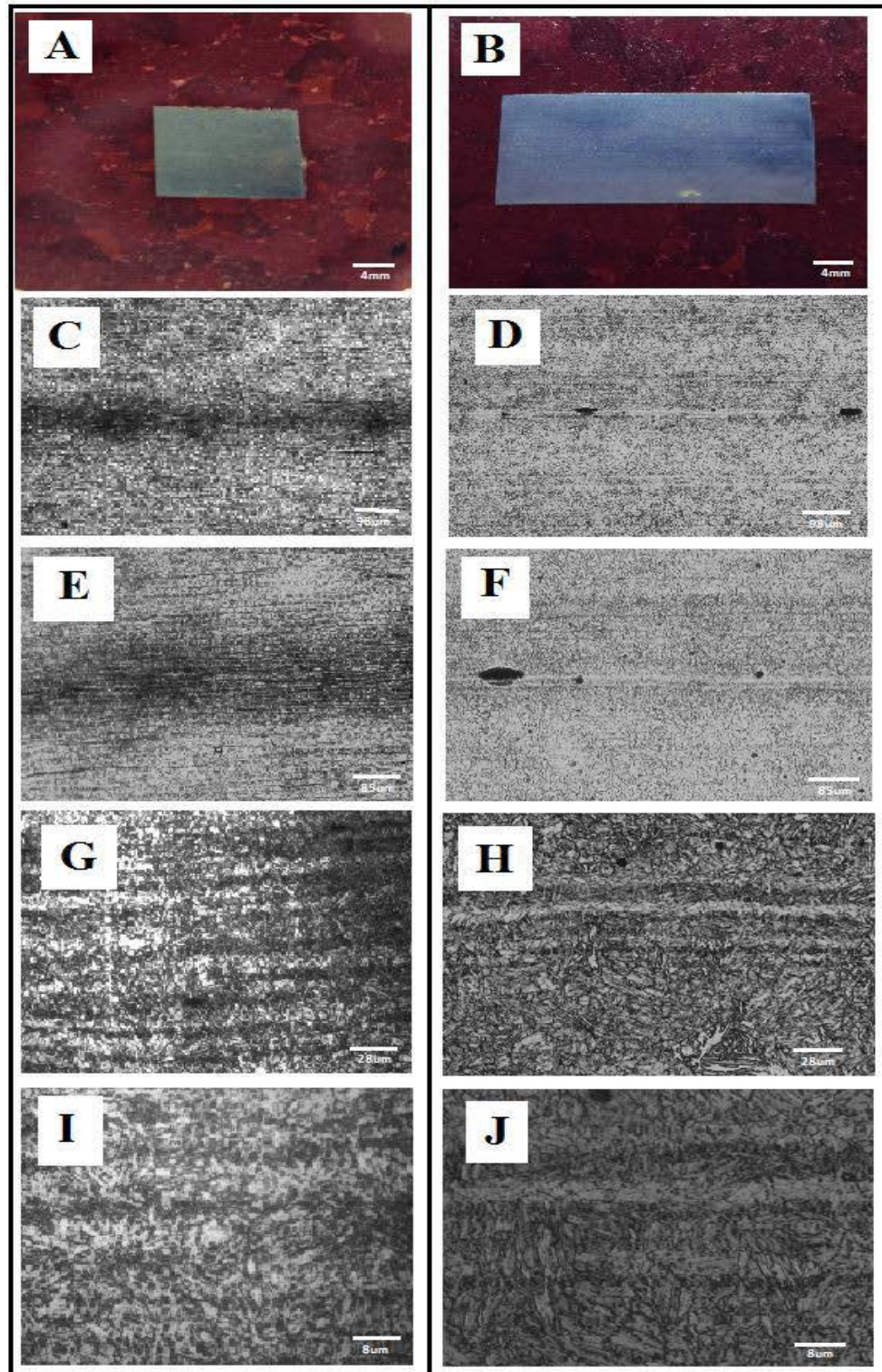


Figura 29: Corte Longitudinal da Linha de Solda. Inclusão, sem ataque, 100x [A, B e C].

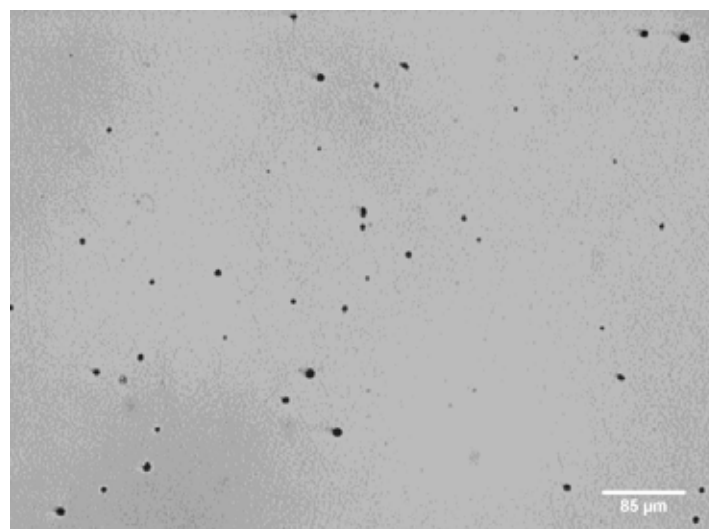


Fonte: (Apolo, 2014)

4.7 Contagem de Inclusões

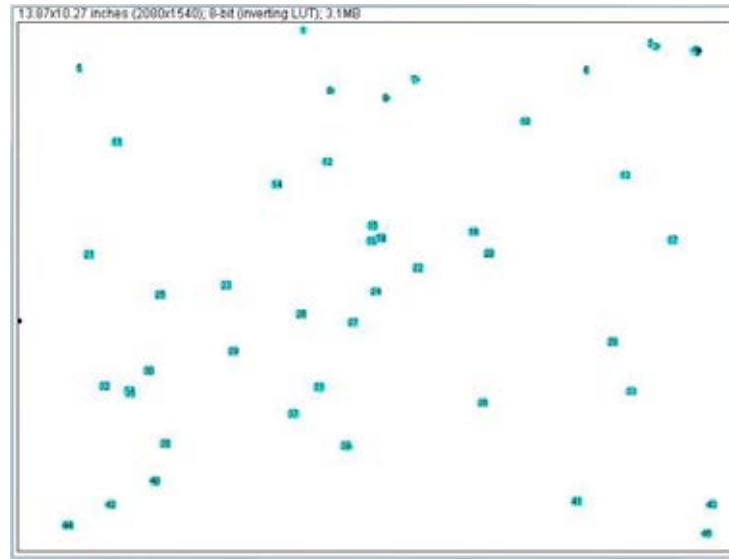
Foram contabilizados 45 pontos de inclusões feitos para uma amostra transversal com aumento de 100x. Nota-se que as inclusões se encontram espalhadas de forma homogênea. Essa homogeneidade na distribuição e no tamanho das inclusões apresenta pouca influência nas propriedades mecânicas e tenacidade do material devido à menor resistência (barreiras) oferecida à movimentação ou mobilidade das discordâncias, principal micromecanismo responsável pelo aumento da resistência mecânica dos aços.

Figura 30: Análise metalográfica com ampliação de 100 x.



Fonte: (O autor, 2014)

Figura 31: Contagem de Inclusões feita no Software ImageJ



Fonte: (O autor, 2014)

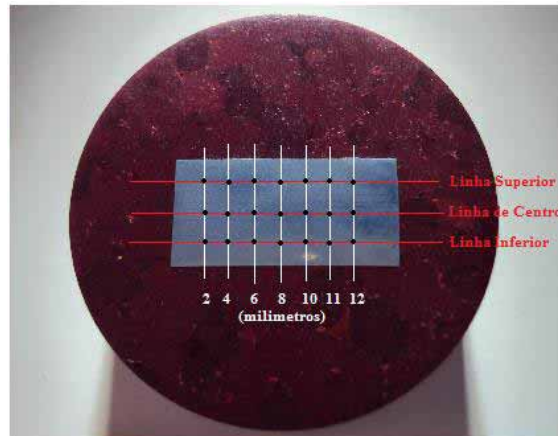
4.7 Ensaio de Microdureza

Os resultados dos ensaios de microdureza estão apresentados nas Tabelas 4.8 à 4.16, conforme mapas de distribuição de impressões mostradas nas Figuras 4.11, 4.14 e 4.17.

4.7.1 Ensaio de dureza no sentido transversal do tubo

Observa-se, na Figura 4.12, que não há diferenças marcantes entre os valores nas três posições apresentadas, certamente em razão da pequena espessura de parede do tubo, exceto a 2 mm da superfície externa, região que sofreu as maiores deformações e, conseqüentemente, apresentou os maiores valores de dureza, decorrentes do encruamento.

FIGURA 32: Mapa de microdureza: amostra metalográfica transversal.



Fonte: (O autor, 2014)

Tabela 4.8: Valores obtidos para ensaio de dureza na amostra transversal na Linha Superior

AMOSTRA TRANSVERSAL - LINHA SUPERIOR														
Distância	2mm		4mm		6mm		8mm		10mm		12mm		14mm	
Unidade	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV
1	300	29,7	256	23,3	254	22,9	251	22,6	256	23,3	240	20,4	249	22,2
2	303	30,1	261	24,1	240	20,5	254	22,9	268	25,4	243	21,3	258	23,7
Média	301,5	29,9	258,5	23,7	247	21,7	252,5	22,75	262	24,35	241,5	20,85	253,5	22,95
Desvio Padrão	2,121	0,283	3,536	0,566	9,899	1,697	2,121	0,212	8,485	1,485	2,121	0,636	6,364	1,061

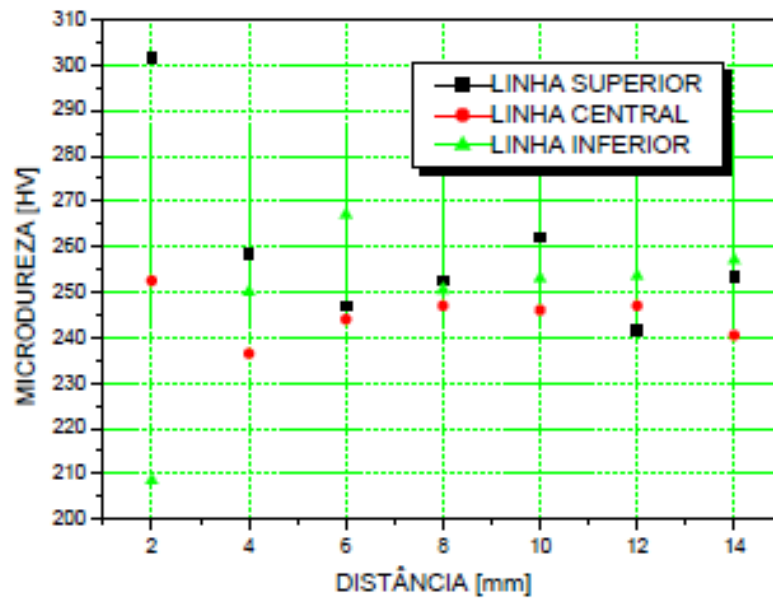
Tabela 4.9: Valores obtidos para ensaio de dureza na amostra transversal na Linha de Centro

AMOSTRA TRANSVERSAL - LINHA DE CENTRO														
Distância	2mm		4mm		6mm		8mm		10mm		12mm		14mm	
Unidade	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV
1	258	23,7	243	20,9	249	22	249	22,2	243	20,9	251	22,6	238	20
2	247	21,8	230	18	238	20	245	21,3	249	22,2	243	21,3	243	20,9
Média	252,5	22,8	236,5	19,5	244	21	247	21,75	246	21,55	247	21,95	240,5	20,45
Desvio Padrão	7,778	1,344	9,192	2,051	7,778	1,414	2,828	0,636	4,243	0,919	5,657	0,919	3,536	0,636

Tabela 4.10: Valores obtidos para ensaio de dureza na amostra transversal da Linha Inferior

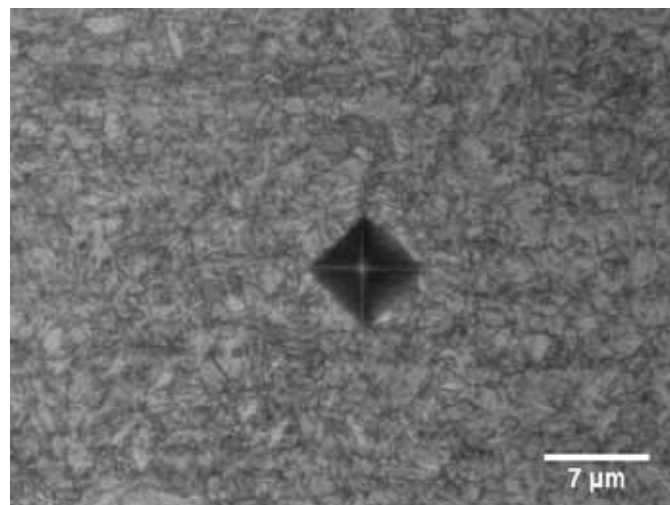
AMOSTRA TRANSVERSAL - LINHA INFERIOR														
Distância	2mm		4mm		6mm		8mm		10mm		12mm		14mm	
Unidade	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV
1	289	28,4	249	22,2	266	24,9	243	21,3	256	23,3	256	23,3	258	23,7
2	128	20	251	22,6	268	25,4	258	23,7	249	22,2	251	22,6	256	23,3
Média	208,5	24,2	250	22,4	267	25,2	250,5	22,5	253	22,75	253,5	22,95	257	23,5
Desvio Padrão	113,844	5,94	1,414	0,283	1,414	0,354	10,607	1,697	4,95	0,778	3,536	0,495	1,414	0,283

FIGURA 33: Perfil de dureza HRC ao longo do tubo, sentido transversal.



Fonte: (O autor,2014)

FIGURA 34: Impressão de microdureza na seção transversal do cdp. Ampliação 400x



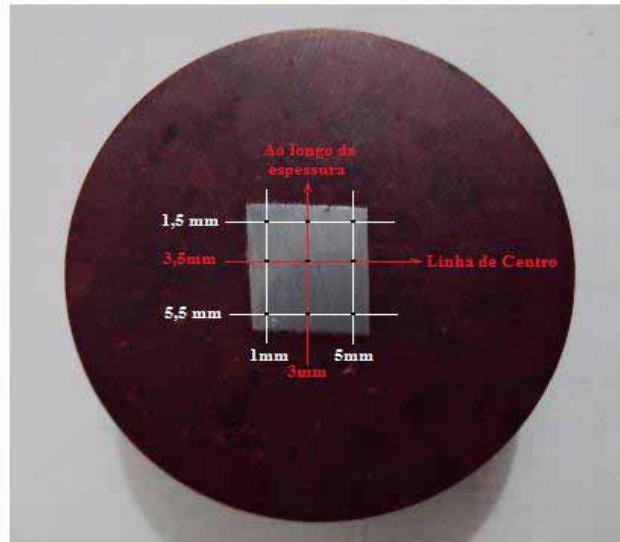
Fonte: (O autor, 2014)

4.7.2 Ensaio de dureza no sentido longitudinal do tubo

Observam-se, no gráfico apresentado, maiores valores de dureza na região próxima à superfície externa do tubo (linha horizontal superior) na comparação com a região próxima à superfície interna (linha horizontal inferior). Isto pode ser consequência das maiores

deformações impostas ao material naquela região, e que pode ter resultado em maior encruamento nas camadas mais externas do tubo.

FIGURA 35: Mapa de impressões de microdureza na seção longitudinal do cdp



Fonte: (O autor, 2014)

Tabela 4.11: Valores obtidos para ensaio de dureza na amostra longitudinal na Linha Horizontal posicionada a 1,5 mm.

AMOSTRA LONGITUDINAL - LINHA HORIZONTAL (1,5 mm)						
Distância	1 mm		3 mm		5 mm	
Unidade	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV
1	238	20	268	25,4	263	24,5
2	271	25,8	266	24,9	251	22,6
Média	254,5	22,9	267	25,15	257	23,55
Desvio Padrão	23,335	4,101	1,414	0,354	8,485	1,344

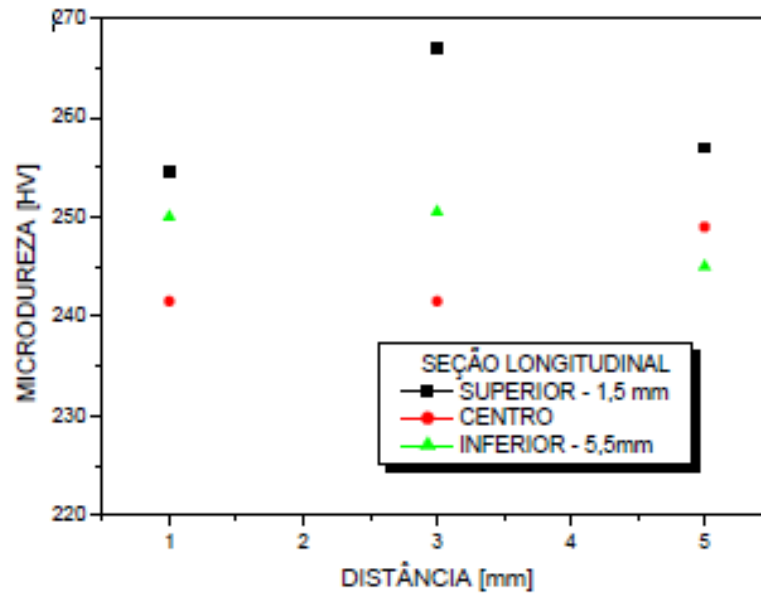
Tabela 4.12: Valores obtidos para ensaio de dureza na amostra longitudinal na Linha de Centro.

AMOSTRA LONGITUDINAL - LINHA DE CENTRO (3,5 mm)						
Distância	1 mm		3 mm		5 mm	
Unidade	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV
1	238	20	247	21,8	240	20,5
2	245	21,3	236	19,5	258	23,7
Média	241,5	20,65	241,5	20,65	249	22,1
Desvio Padrão	4,95	0,919	7,778	1,626	12,728	2,263

Tabela 4.13: Valores obtidos para ensaio de dureza na amostra longitudinal na Linha Horizontal posicionada a 5,5 mm.

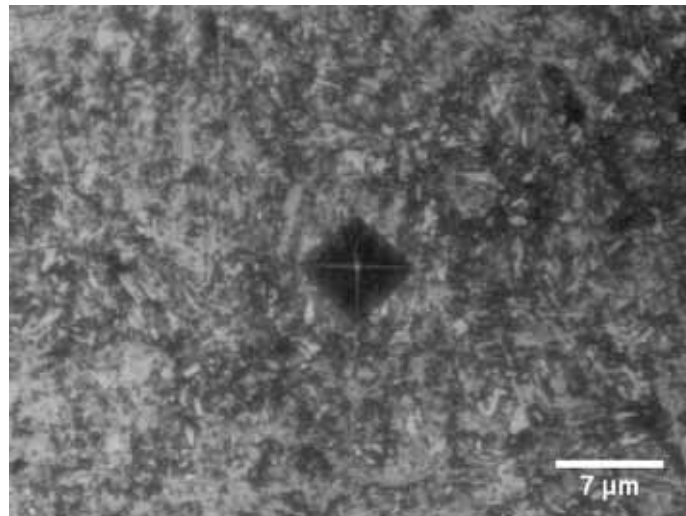
AMOSTRA LONGITUDINAL - LINHA HORIZONTAL (5,5 mm)						
Distância	1 mm		3 mm		5 mm	
Unidade	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV
1	251	22,6	254	22,9	236	19,5
2	249	22,2	247	21,8	254	22,9
Média	250	22,4	250,5	22,35	245	21,2
Desvio Padrão	1,414	0,283	4,95	0,778	12,728	2,404

FIGURA 36: Perfil de dureza HRC ao longo do tubo, sentido longitudinal.



Fonte: (O autor, 2014)

FIGURA 37 : Impressão de microdureza na seção longitudinal do cdp (400x).



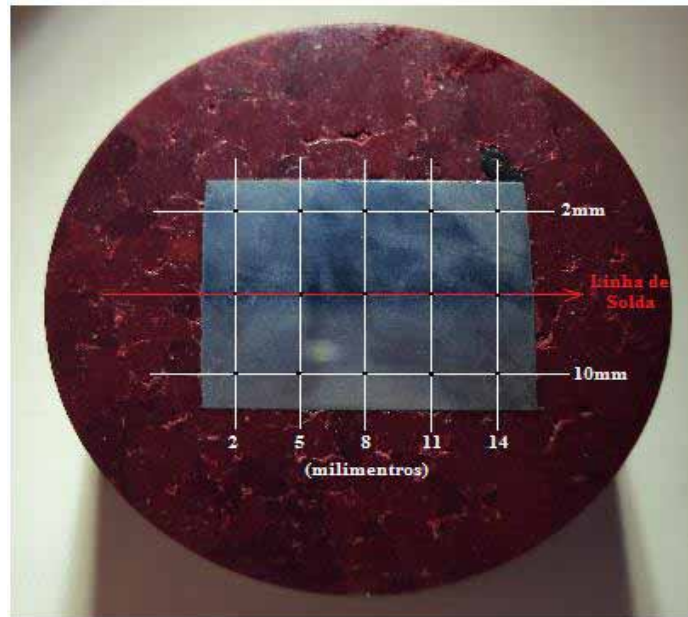
Fonte: (O autor, 2014)

Adicionalmente, observa-se que a região central apresenta valores de dureza mais baixos, indicativo da não ocorrência de segregação, ou acúmulo de “impurezas”, 53 naquela região. Isto pode ser explicado considerando-se a relativamente pequena espessura de parede do tubo. De forma geral, observa-se em todas as amostras a presença de estrutura martensítica revenida com pequenas ilhas de ferrita (0,26%C).

4.7.3 Ensaio de dureza na região da solda

Os valores de microdureza apresentados na região da solda revelam eficiência do processo de soldagem por resistência elétrica HF/ERW. Tais resultados podem ser explicados pela equivalência nos tamanhos dos grãos resultantes do processo de soldagem e do tratamento térmico. Em outras palavras, observa-se que a região da solda apresenta homogeneidade, pois a dureza apresentada pela Tabela 4.13 é referente às corridas feitas na linha de solda e na zona termicamente afetada (ZTA) e apresentaram um desvio padrão pequeno em relação aos outros ensaios. Novamente, constata-se a presença de microestrutura martensítica revenida com ilhas de ferrita (relacionadas à porcentagem de carbono de 0,26%) em todas as regiões analisadas (material-base, ZTA e linha de solda).

FIGURA 38: Mapa de microdureza na linha de solda.



Fonte: (O autor, 2014)

Tabela 4.14: Valores obtidos para ensaio de dureza da linha horizontal (2mm) na região da solda.

AMOSTRA REGIÃO DA SOLDA - LINHA HORIZONTAL (2 mm)										
Distância	2mm		5mm		8mm		11mm		14mm	
Unidade	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV
1	263	24,5	273	26,2	247	21,8	273	26,2	266	24,9
2	263	24,5	243	20,9	245	21,3	273	26,2	276	26,6
Média	263	24,5	258	23,55	246	21,55	273	26,2	271	25,75
Desvio Padrão	0	0	21,213	3,748	1,414	0,354	0	0	7,071	1,202

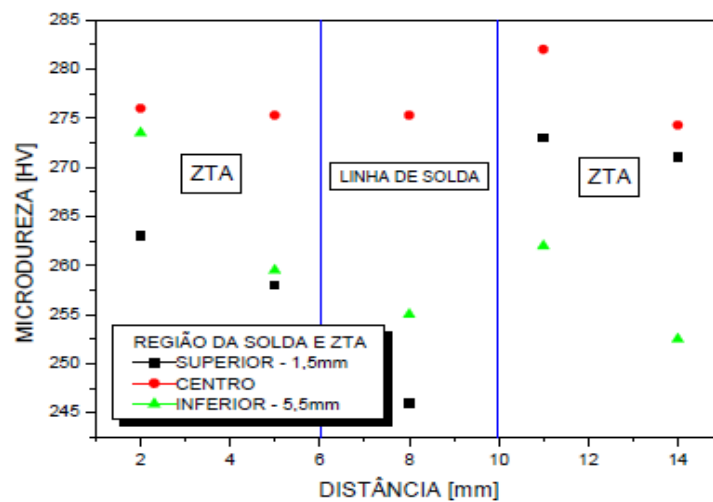
Tabela 4.15: Valores obtidos para ensaio de dureza na linha de solda.

AMOSTRA REGIÃO DA SOLDA - LINHA DE SOLDA										
Distância	2mm		5mm		8mm		11mm		14mm	
Unidade	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV
1	281	27,3	276	26,6	271	25,8	281	27,3	28,4	27,7
2	276	26,6	279	26,9	276	26,6	281	27,3	26,8	25,4
3	271	25,8	271	25,8	279	26,9	284	27,7	271	25,8
Média	414	39,85	413	39,65	413	39,65	423	41,15	163,1	39,45
Desvio Padrão	5	0,751	4,041	0,569	4,041	0,569	1,732	0,231	140,529	1,229

Tabela 4.16: Valores obtidos para ensaio de dureza da linha horizontal (10mm) na região da solda.

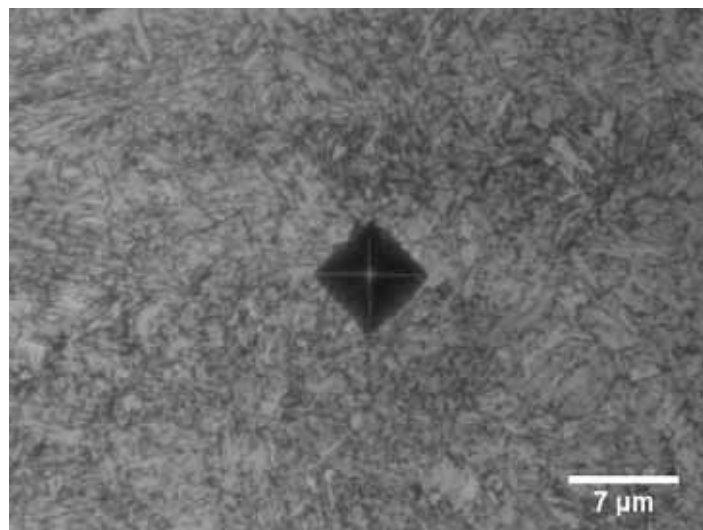
AMOSTRA REGIÃO DA SOLDA - LINHA HORIZONTAL (10 mm)										
Distância	2mm		5mm		8mm		11mm		14mm	
Unidade	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV	HV	HCV
1	276	26,6	268	25,4	254	23	258	23,7	254	23
2	271	25,8	251	22,6	256	23,3	266	24,9	251	22,6
Média	273,5	26,2	259,5	24	255	23,15	262	24,3	252,5	22,8
Desvio Padrão	3,536	0,566	12,021	1,98	1,414	0,212	5,657	0,849	2,121	0,283

FIGURA 39: Perfil de dureza HRC na Região da Solda.



Fonte: (O autor, 2014)

FIGURA 40: Impressão de microdureza na linha de solda do cdp (400x)



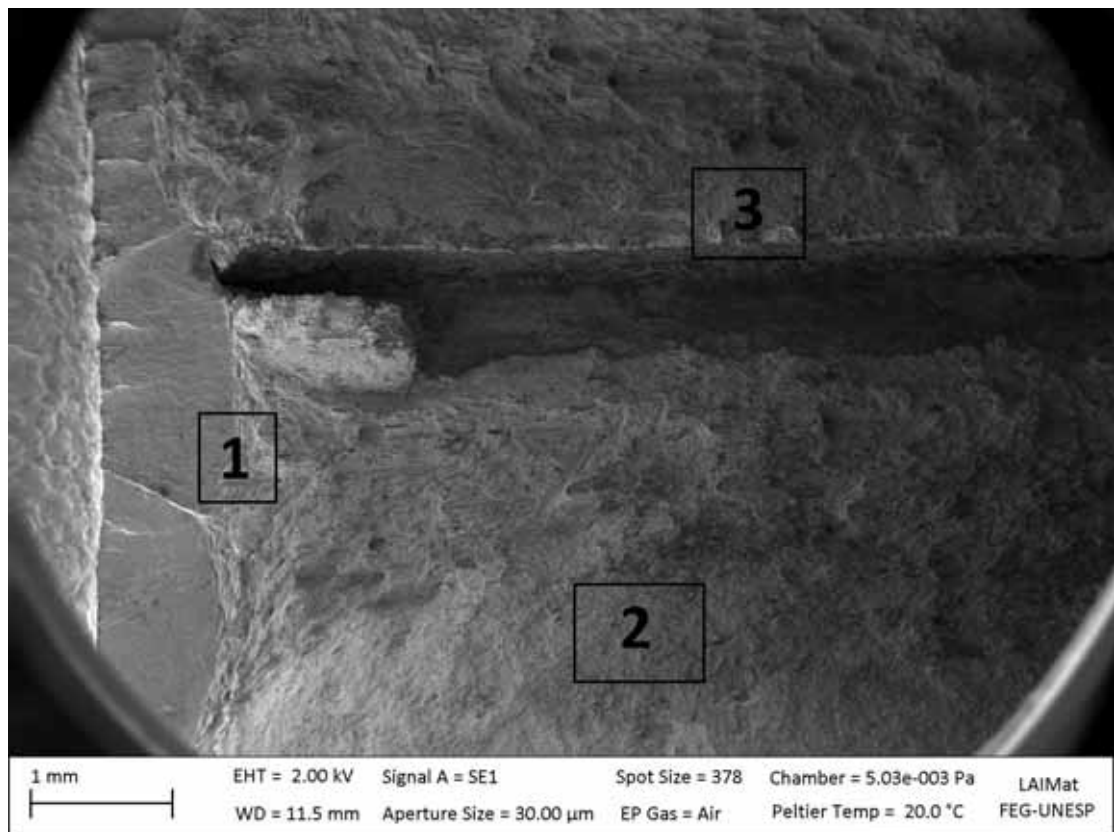
Fonte: (O autor, 2014)

4.8 Análise da superfície de fratura (MEV)

As Figuras de 4.20 a 4.24 apresentam detalhes da superfície de fratura de um corpo-de-prova de flexão por três pontos, SE(B)-CTOD.

Apesar da relativamente pequena espessura de parede do tubo, observa-se na Figura 4.20 uma falha da superfície de fratura do material conhecida como “delaminação” (ausência de material na região central da amostra). Tal ocorrência tem sido constatada em aços ARBL fabricados por laminação controlada e podem mascarar os valores de tenacidade obtidos para o estado plano de tensão, o qual é fundamentalmente dependente da espessura efetiva da material ensaiado. Por outro lado, observa-se que a pré-trinca de fadiga foi bem executada, validando o ensaio realizado.

Figura 41: Vista geral da fratura do corpo de prova CTOD

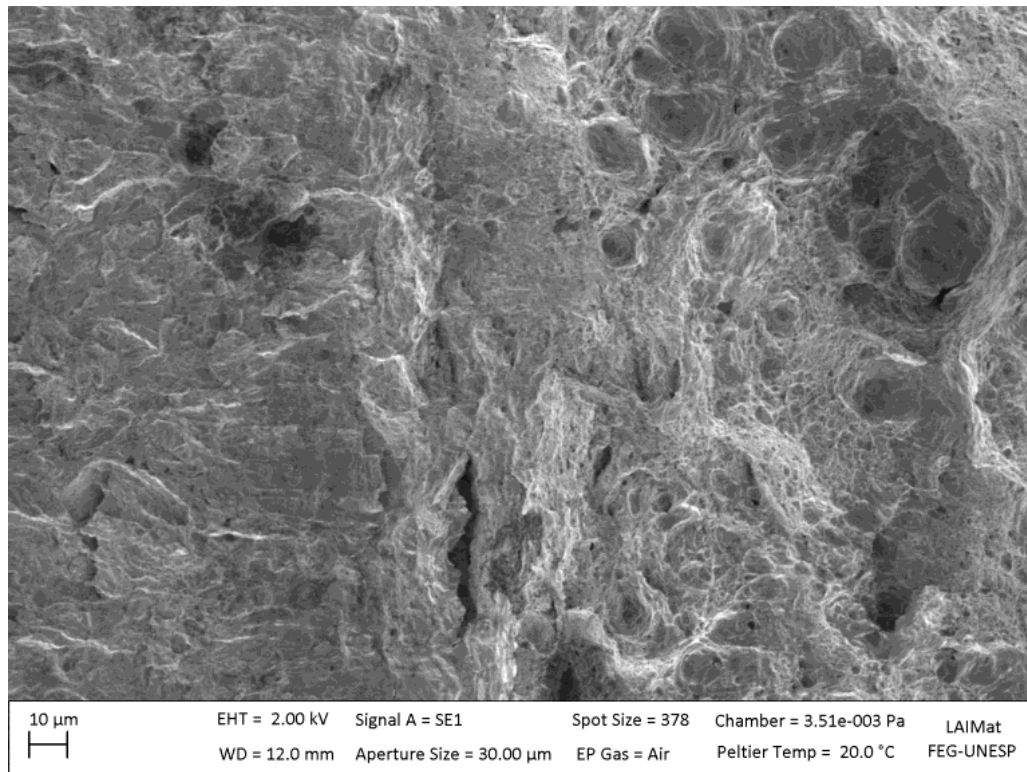


Fonte: (O autor, 2014)

- AREA 1 – Interface entre a pré-trinca (esquerda) e a região de propagação estável da trinca (à direita).

Nota-se pela Figura 4.21 que a fratura ocorreu de forma heterogênea, formando planos de fratura de tamanhos diversificados.

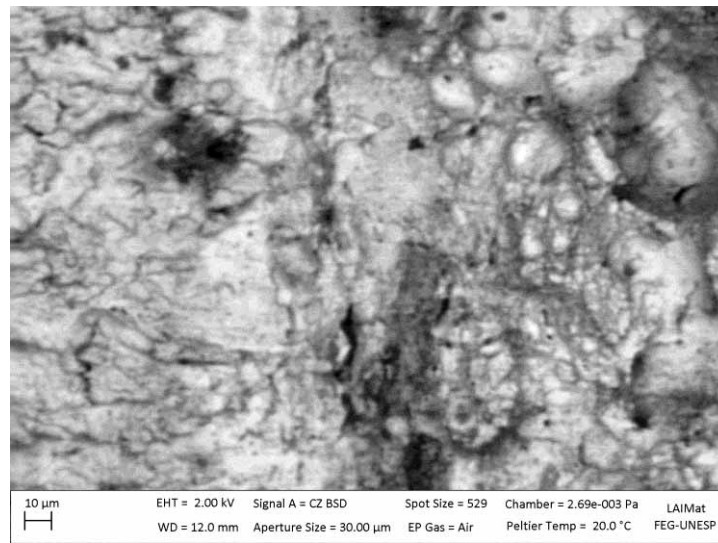
Figura 42 : Análise Metalográfica MEV – Área de Fratura – Ampliação de 1000 vezes – Feixe SE.



Fonte: (O autor, 2014)

Nesse caso, utilizou-se feixe de elétrons retroespalhados (BSE) para comprovar a existência de inclusões, as quais aparecem na Figura 4.22 em preto escuro.

Figura 43: Análise Metalográfica MEV – Área de Fratura – Ampliação de 1000 vezes – Feixe BSE.

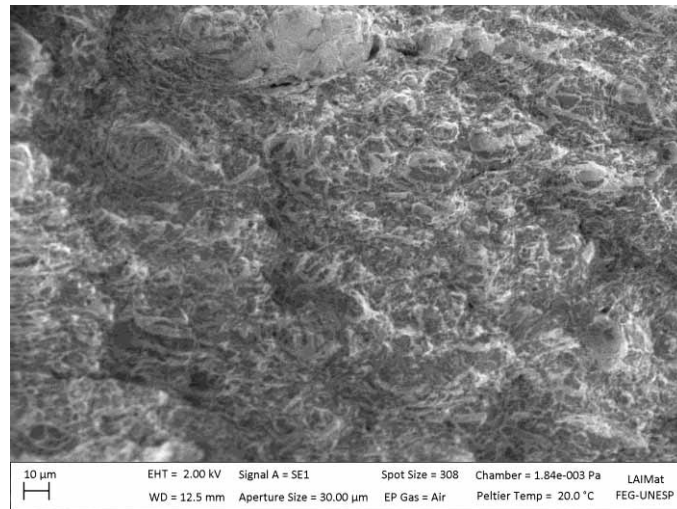


Fonte: (O autor, 2014)

- AREA 2: Zona de Estiramento

Figura 44 : Análise Metalográfica MEV – Zona de Estiramento – Ampliação de 100x e 1000x respectivamente.

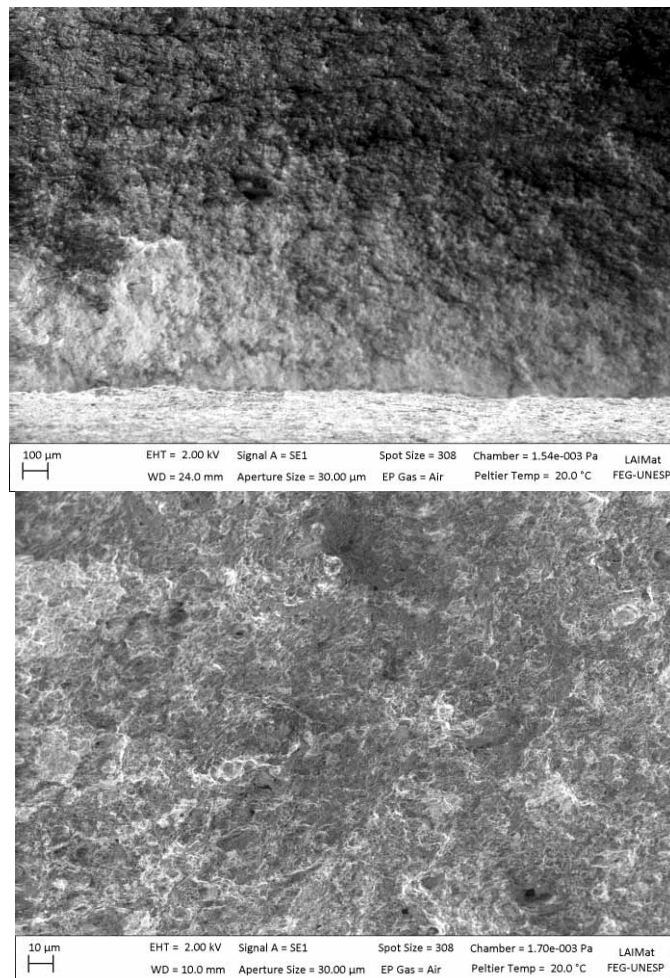




Fonte: (O autor, 2014)

- AREA 3: “Lábios” da fratura.

Figura 45: Análise Metalografica MEV nos “lábios” da fratura – Ampliação de 100x e 1000x respectivamente.



Fonte: (O autor, 2014)

5. CONCLUSÕES

Este trabalho apresentou a alta aplicabilidade dos tubos soldados pelo processo HF/ERW (*High-Frequency/Electric Resistance Welding*) frente à necessidade de maior segurança e durabilidade dos materiais utilizados na prospecção de petróleo e gás. Foi demonstrado que a utilização de materiais microligados na construção de linhas dutoviárias tornou-se uma tendência muito forte nas indústrias petrolíferas e de gás natural. Tendência essa explicável pela dificuldade de exploração das reservas recém-descobertas e das exigências cada vez mais restritivas da comunidade mundial na tolerância a falhas que causem prejuízos catastróficos ao meio ambiente e a vidas humanas.

Os aços microligados conhecidamente possuem uma alta resistência mecânica e boa tenacidade permitindo que segurança e viabilidade econômica sejam aliados em projetos que amparam o crescimento sustentável do setor. A Mecânica da Fratura, através do ensaio CTOD, é a ferramenta que auxilia no conhecimento da tenacidade do materiais selecionados para esse fim e dá subsídios fundamentais para implementação, instalação e controle de tais materiais, no que tange à falha ou fratura também no processo de exploração e prospecção desses insumos em águas profundas.

Nos ensaios CTOD realizados com o aço API 5CT N80 as curvas obtidas mostraram pouca dispersão dos pontos coletados. Contudo, os valores de tenacidade CTOD obtidos foram baixos. As análises metalográficas forneceram informações valiosas sobre a microestrutura e morfologia da matéria-prima empregada na fabricação dos tubos e demonstraram que o aço estudado tem uma quantidade excessiva de óxidos globulares e alumina, tanto no sentido longitudinal como no vertical, o que pode gerar defeitos durante o processo de soldagem e explicar os baixos valores de tenacidade CTOD obtidos. Aliás, uma das grandes dificuldades encontradas em se trabalhar com esse tipo de matéria-prima é a sua falta de produção nacional, fato que obriga a sua importação e convivência constante com grandes quantidades de impurezas.

Em relação aos valores de CTOD encontrados (0,156 mm e 0,169 mm), de fato, eles estão abaixo do valor mencionado na DNV (CTOD maior ou igual a 2 mm para material soldado) e, portanto, faz-se necessário pesquisar por novos fornecedores da matéria-prima em questão, de melhor qualidade. Todavia, as propriedades mecânicas atenderam às recomendações da norma API 5CT para o aço de grau N80.

O uso desse tipo de aço oferece potenciais benefícios em termos de maior pressão na linha sem a necessidade de aumentar a espessura da parede, resultando em um menor custo na fabricação dos tubos e no transporte do produto, mas estas suidades devem ser mais bem analisadas e ensaios mais aprofundados devem ser feitos para verificar qual o seu real impacto sobre a aplicabilidade do material.

REFERÊNCIAS

AKASAKI, H. Progress in Pipe and Tube Technology and Its Future Prospect – Application and Manufacturing. Nippon Steel Technical Report, n. 90, July, pp. 75-81, 2004.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. API Specification 5L, Specification for Line Pipe Steel. United States, Fortieth second Edition, New York, 2004.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. API Specification 5CT, Specification for Casing and Tubing. United States, Seventh Edition, New York, 2002.

ANDERSON, T. L. Fracture Mechanics: Fundaments and Applications – 2nd Edition, CRC Press, New York, 1995.

ANDREWS, R. M., Developments in Fracture Control Technology for Gas Pipelines Utilizing High Strength Steels. Acesso: <http://www.google.com> em 2006, 11p.

BARALLA, E., Tommasi, C. Integrated System for Process Control of High Frequency Electric Resístanse Welded Steel Pipe. In: Rio Pipeline' 2003, Rio de Janeiro/RJ, Brazil.

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.

BRASIL. Agência Nacional do Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis. Anuário Estatístico, período 2000-2009. Rio de Janeiro: ANP, 2010.

BRASIL, Transportadora Brasileira Gasoduto Bolívia-Brasil S.A., Rio de Janeiro, Sítio Institucional, disponível em <http://www.tbg.com.br>.

BRITO, V. L. O., Estudo da Tenacidade da ZTA no Aço ASTM A537 C1 e em Tubos API 5L X70 Soldados com Arco Submerso. Dissertação. Mestrado em Engenharia Mecânica. FEG/UNESP, 111p., Guaratinguetá/SP, 1999.

BRITO, V. L. O., Estudo da Tenacidade da ZTA no Aço ASTM A537 C1 e em Tubos API 5L X70 Soldados com Arco Submerso. Dissertação. Mestrado em Engenharia Mecânica. FEG/UNESP, 111p., Guaratinguetá/SP, 1999.

BROEK, D., The Practical Use of Fracture Mechanics, Kluwer Academic Publishers, OH, USA, 3th Edition, p. 522, 1991.

BS 7448, British Standard Institution. Fracture Mechanics Toughness Tests, 1991.

CALLISTER Jr., W. D. Ciência e Engenharia de Materiais.

COLPAERT, H., Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. 3ª Edição, 1974

DET NORSKE VERITAS, Submarine Pipelines Systems, Offshore Standard OS-F101, 2000.

GLOVER, A., Application of Grade X80 and Grade X100 in Artic Climates. Application & Evaluation of High-Grade Linepipes in Hostile Environments, pp. 33-52, 2002.

HILLENBRAND, H-G., Liessem, A., Biermann, K., Heckmann, C.J., Schwinn, V., Development and Production of Linepipe Steels in Grade X100 and X120. In: Seminar of X120 Grade High Performance Pipe Steels, Technical Conference, July 28-29, Beijing, China, 11p. 2005.

JÚNIOR, E. H. Investigação Experimental do Comportamento Dúctil de Aços API-X70 e Aplicação de Curvas de Resistência $J-\sigma$ para Previsão de Colapso em Dutos. São Paulo/SP. 2004. 167p. Tese, Escola Politécnica da USP/EPUSP, Departamento de Engenharia Naval.

JUTLA, T. Caterpillar Incorporation, Fatigue and Fracture Control of Weldments. Fracture Mechanics, Damage Tolerance, and Life Assessment. American Society for Metals/ASM, Metals Park, Ohio, pp. 434-449.

LEE, W. B.; HONG, S. G.; PARK, C. G.; KIM, K. H.; PARK, S. H. Influence of Mo on precipitation hardening in hot rolled HSLA steels containing Nb. Scripta Mater. 43 (2000), pp. 319-324.

LIESSEM, A., E.-Pepler, M., A Critical View on the Significance of HAZ Toughness Testing. In: Proceedings of International Pipeline Conference - IPC 2004, October 4-8, 2004, Calgary, Alberta, Canada, p. 8.

KRAUSS, G. Steel: heat treatment and processing principles. Ohio: ASM INTERNATIONAL, p. 171-181.

MAKSUTI, R., Mehmeti, H., Oette, H. The Influence of the Plastic Deformation on the Metal Flow During High Frequency Electric Resistance Welding of Longitudinally Welded Pipes. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. The Iron and Steel Institute of Japan, p. 6, 2007.

MODENESI, P.J., Soldagem das ligas metálicas, 3º Ed., Belo Horizonte: UFMG, 2004.

NAKASUKI, H., Matsuda, H., Tamahiro, H. Steels for Line Pipe and Pipeline Fittings. Metals Society, v.90, 1973.

NICHOLS, R. K. (P.E.). High Frequency Welding the Process and Application. 1999.

PD 6493:1991 (PD-7910:1999). Guidance on methods for assessment the acceptability of flaws in fusion welded structures. British Standards Institution/BSI, 1991.

PEREIRA, C. P. M., Comportamento à Fratura da ZTA de Juntas Soldadas de Aços Microligados, Utilizados em Baixas Temperaturas. Livre-Docência, FEG/UNESP, Guaratinguetá/SP, 1999.

SALANI, M., AMORIN, A., Desenvolvimento do Tratamento Térmico de Tubos Sem Costura API 5CT grau N80 na Tenaris Confab, uma Visão Industrial. In: 61o Congresso da ABM Internacional, ABM'61, pp. 3571-3579, 2006.

SATOK, K., Toyoda, M., Guidelines for Fracture Mechanics Testing. Working Group on Fracture Mechanics Testing of Weld Metal/HAZ. Institute of Welding, Commission X, IIW Document X-1113-86.

TAMURA, I., Sekine, H. Tanaka, T., Ouchi, C. Thermomechanical Processing of High-Strength Low-Alloy Steels. Butterworths, 1988.

TOYODA, M., Fracture Toughness Evaluation of Steel Welds (Review Part I and II). Osaka University, Faculty of Engineering, Department of Welding & Production Engineering, Japan, 1989, p. 157.

WATANABE, N., Funaki, M., Sanmiya, S., Kosuge, N., Haga, H., Misuhashi, N. An Automatic Power Input Control System in High Frequency Electric Resistance Welding. Technical Report, Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. The Iron and Steel Institute of Japan, v. 26, pp. 453-460, 1986.

WINSOR, F. J., *Welding of Low-Alloy Steels*, 1984, Welding, Brazing and Soldering, American Society of Metals, ASM Handbook, Metals Park, Ohio, v. 6, pp. 662-676.