

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE**  
**CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**EPITÁCIO BRONZEADO NETO**

**AVALIAÇÃO DE TENACIDADE À FRATURA DE JUNTAS SOLDADAS DO AÇO API  
5L X80 UTILIZANDO PROCESSOS MANUAL E ROBOTIZADO**

Campina Grande  
2018

EPITÁCIO BRONZEADO NETO

AVALIAÇÃO DE TENACIDADE À FRATURA DE JUNTAS SOLDADAS DO AÇO API  
5L X80 UTILIZANDO PROCESSOS MANUAL E ROBOTIZADO

Dissertação apresentada ao Programa de  
Pós-graduação em Engenharia Mecânica  
em nível de mestrado como requisito para  
obtenção do título de MESTRE EM  
ENGENHARIA MECÂNICA.

Linha de pesquisa: Análise e Projeto Termomecânico

Orientador: Theophilo Moura Maciel -Dr.

Orientador: Marco Antonio dos Santos-Dr.

Campina Grande-PB

2018

- B869a      Bronzeado Neto, Eptácio.  
Avaliação de tenacidade à fratura de juntas soldadas do aço API 5L X80 utilizando processos manual e robotizado / Eptácio Bronzeado Neto. – Campina Grande, 2018.  
77 f. : il. color.
- Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia, 2018.  
"Orientação: Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel, Prof. Dr. Marco Antonio dos Santos".  
Referências.
1. Aços API 5L X80. 2. Junta Soldada. 3. Tenacidade à Fratura. 4. Microestrutura. I. Maciel, Theophilo Moura. II. Santos, Marco Antonio dos. III. Título.
- CDU 621.791.052(043)

AVALIAÇÃO DE TENACIDADE À FRATURA EM JUNTAS SOLDADAS COM AÇO  
API 5L X80 UTILIZANDO PROCESSOS MANUAL E AUTOMÁTICO.

**EPITÁCIO BRONZEADO NETO**

Dissertação Aprovada em 27/02/2018 pela Banca Examinadora constituída dos seguintes  
membros:



**Dr. Theophilo Moura Maciel**

Orientador

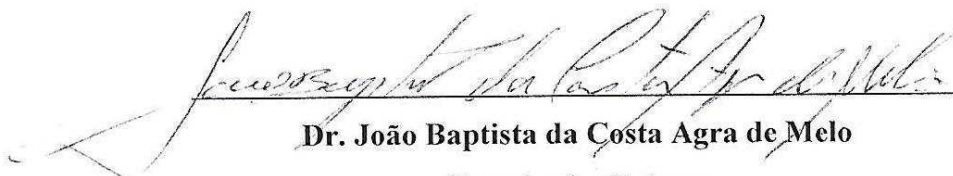
PPGEM/UAEM/CCT/UFCG



**Dr. Marco Antonio dos Santos**

Orientador

PPGEM/UAEM/CCT/UFCG



**Dr. João Baptista da Costa Agra de Melo**

Examinador Externo

UAEM/CCT/UFCG



**Dr. Marcos Mesquita da Silva**

Examinador Externo

IFPB – Campina Grande-PB.



## **DEDICATÓRIA**

**Dedico este trabalho a minha mãe, que ao seu modo, desde as primeiras palavras escritas por mim, foi minha maior incentivadora.**

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço aos meus pais Edvaldo e Vera Regina Seixas Bronzeado pelos princípios que em mim edificaram.

A minha esposa Chris e minhas duas filhas Sofia e Helena por me fazerem querer ser uma pessoa melhor a cada novo dia.

Aos meus avós Américo Seixas, Davla Seixas, Epitácio Bronzeado, Ezy Bronzeado, que foram primordiais em minha formação pessoal (in memorial).

As minhas irmãs Elayne, Maira, Vanessa e meus sobrinhos Beatriz, Matheus, Marina e todos familiares por estarem presente na minha vida nos momentos tristes e alegres.

Aos meus orientadores professores Theophilo e Marco Antonio pela confiança em mim depositada, todo apoio, conselhos e direcionamento.

Ao professor João Batista e os técnicos João Vitor e Cícero pelo suporte nos ensaios e momentos de descontração.

A todos os integrantes do Laboratório de Soldagem ( LabSol) da Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica da UFCG, pelo apoio e companheirismo.

Aos técnicos do Departamento Mário, Fernando e Jurandir pelo suporte técnico e todos os momentos descontraídos.

A secretária do programa de pós-graduação em Engenharia Mecânica Wanda por ser um exemplo de empenho no funcionalismo publica.

Ao IFPB campus Cajazeiras nas pessoas do então coordenador do curso de Automação Industrial Raphael Falcão e ao técnico Walter Belarmino pelo acolhimento e suporte na usinagem nos corpos de prova.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico CNPq pelo fornecimento da bolsa de estudo e suporte financeiro à pesquisa

Aos colegas de mestrado e todos que de forma direta ou indireta contribuíram para realização desta dissertação.

BRONZEADO NETO, E. Avaliação de tenacidade à fratura de juntas soldadas do aço API 5L X80 utilizando processos manuais e robotizado. 2017, 77 f. (**Mestrado em Engenharia Mecânica**), Universidade Federal de Campina Grande. Programa de pós-graduação em engenharia mecânica. Campina Grande, 2017.

## RESUMO

O presente estudo documentado neste trabalho buscou investigar a possível correlação existente entre os valores de tenacidade à fratura obtida por meio de ensaios CTOD com a microestrutura da região de grãos grosseiros da região termicamente afetada de juntas do aço API 5L X80, fabricados no Brasil soldados por meio do processo manual e robotizado. Na soldagem manual foi utilizado processo SMAW onde nos passes de raiz foram realizados com eletrodo AWS E9010-G, os passes de preenchimento e acabamento foram realizados com eletrodo AWS E9018-G. Na soldagem robotizada, os passes de raiz foram realizados com processo GMAW e com arame ER120S-G, os demais, passes de preenchimento e acabamento foram realizados com arame tubular AWS E101T-1 tipo flux-cores com proteção gasosa de Ar+25%CO<sup>2</sup> (FCAW-G) ou AWS E91T8-G com arame auto protegido (FCAW-S). Após as soldagens foram usinados corpos de prova do tipo SE(B) normatizados segundo a ASTM E1820 com entalhe posicionado na região mais propícia a fragilização de acordo com as avaliações da metalográfica e microdureza com intuito de evidenciar o efeito deletério da presença de zonas frágeis (ZF) localizadas nesta região da junta soldada. Foi possível observar que indiferentemente do processo de soldagem houve uma redução significativa na tenacidade à fratura na RGG devido à presença de regiões frágeis constituídas de ilhas de Martensita e Austenita denominadas de microconstituente AM devido a formação de microtrincas e heterogeneidade microestrutural principalmente no processo manual. Por fim, observou-se que o processo robotizado apresentou melhor repetibilidade e resultados mais favoráveis desde uma melhor distribuição microestrutural, perfil de dureza mais homogêneo e maiores valores de tenacidade à fratura.

Palavras-chave: Aços API 5L X80, junta soldada, tenacidade à fratura, microestrutura.



BRONZEADO NETO, E. Evaluation of fracture toughness of API 5L X80 steel welded joints using SMAW and FCAW processes. 2017, 77 f. (**Master's degree in Mechanical Engineering**), Federal University of Campina Grande. Graduate program in mechanical engineering. Campina Grande, 2017.

## ABSTRACT

The present study investigated the correlation between the fracture toughness values, obtained by CTOD test, with the microstructure of the coarse grains regions of the heat affected zone (HAZ) of API 5L X80 steel welded joints obtained by manual Shielded Metal Arc Welding (SMAW) and by automated Gas Metal Arc Welding Process (GMAW). In the robotized welding, the root passes were made with GMAW process and with ER120S-G wire, the others, composite fill and finishing passages made with AWS E101T-1 type flux-color tubular wire with clay protection Ar + 25% CO<sub>2</sub> (FCAW-G) or AWS E91T8-G with self-protected wire (FCAW-S). SE(B) test specimens standardized according to ASTM E1820 with notch positioned in the most critical regions of the HAZ according to the metallographic and microhardness evaluations in order to evidence the deleterious effect of the fragile zone were done. It was possible to observe that there was a considerable reduction of CTOD value in region with the presence of Austenite and Martensite island nominated AM constituent due to formation of microcracks and microstructural heterogeneity mainly in the manual process.

The results also showed that HAZ obtained using the automated GMAW process presented better repeatability, microstructural distribution and CTOD values.

Keywords: API 5L X80 steels, welded joint fracture toughness, microstructure.

## Sumário

CAPÍTULO I.....	10
1.0 INTRODUÇÃO.....	10
1.1 Motivação/Justificativa .....	12
1.2 Objetivos .....	12
1.3 Delimitação do trabalho .....	13
1.4 Estrutura do trabalho .....	13
CAPÍTULO II.....	14
2.0 REVISÃO DA LITERATURA .....	14
2.1 Aços API 5L.....	14
2.2 Influências dos Elementos de liga .....	18
2.3 Laminação e influência das taxas de resfriamento .....	21
2.4 Soldagem .....	22
2.5 Soldabilidade.....	27
2.6 Regiões da união soldada .....	28
2.7 MECANISMOS DE FRAGILIZAÇÃO E FORMAÇÃO DE ZONAS FRÁGEIS .....	30
2.8 SOLDAGEM MULTIPASSE .....	31
2.9 MECÂNICA DA FRATURA.....	33
CAPÍTULO III.....	38
3.0 METODOLOGIA .....	38
3.1 Fase 1 – Definição do problema .....	39
3.2 Fase 2: Preparação das amostras.....	40
3.3 Fase 3: Caracterização metalográfica .....	43
3.4 Fase 4: Ensaio Mecânicos .....	46
3.5 Fase 5: Análise dos resultados obtidos de extensão da ZTA, microestrutura e microdureza.....	49
CAPÍTULO IV.....	50
4.0 RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	50
4.1 EXTENSÃO DA ZONA TERMICAMENTE AFETADA .....	50
4.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL .....	51
4.3 PERFIL DE MICRODUREZA .....	54

4.4 ENSAIO DE TRAÇÃO.....	55
4.5 ENSAIO DE CTOD .....	57
CAPÍTULO V.....	70
5.0 CONCLUSÕES .....	70
CAPÍTULO VI.....	71
6.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	71

# CAPÍTULO I

## 1.0 INTRODUÇÃO

A utilização de dutos não é recente, o transporte de fluidos já podia ser observado na china antiga com o uso de bambus para o transporte de água como nas tubulações de chumbo utilizadas por gregos e romanos. Da mesma forma, os gasodutos implementados na Inglaterra em meados de 1800 para viabilizar a distribuição, mesmo que pontual, de fontes energéticas empregavam redes de dutos instalados para abastecer os lampiões dos postes de iluminação (GUEDES, 2009).

O primeiro Oleoduto foi construído nos Estados Unidos no estado da Pensilvânia em 1865 para o transporte de hidrocarbonetos. Possuía duas polegadas de diâmetro em ferro fundido e o comprimento total da linha chegava a 8 km. O Oleoduto foi instalado para facilitar o escoamento da produção e ligava o parque onde era produzido a uma estação para escoar a produção por meio de ferrovia (GUEDES, R.P., 2009).

No Brasil a primeira linha de oleodutos entrou em operação na região do recôncavo baiano em 1949, quatro anos antes da fundação da Petrobras, pouco mais de uma década após a inauguração do mesmo, inicia-se as operações do primeiro duto de grande extensão implantado no início da década de 60 com extensão de 365 km ligando a refinaria de Duque de Caxias a Belo Horizonte.

Com o grande desenvolvimento tecnológico das indústrias em geral no decorrer das últimas décadas e com as consideráveis estimativas de crescimento no consumo de petróleo e Gás natural nos próximos cinco anos, a ampliação da matriz energética torna-se uma fundamental prioridade para a realidade atual. (GOMES, 2013)

Hoje o Brasil enfrenta um grande desafio, uma vez que, grande parte das reservas descobertas encontra-se em águas profundas tornando a viabilidade econômica da iniciativa de exploração parte essencial do projeto, deste modo precisam-se encontrar maneiras de construir dutos com maiores diâmetros e boas propriedades mecânicas, porem buscando estruturas com menores espessuras e conseqüentemente menos peso.

Neste panorama de crescente demanda por matrizes energéticas expõe-se de maneira imperativa a necessidade do desenvolvimento de novos materiais e aprimoramento no

processamento dos mesmos com a finalidade de atender os desafios de minimizar os riscos, custos e tempo em ambientes altamente corrosivos sob elevadas pressões em diferentes níveis de temperatura.

Os aços de alta resistência de baixa liga (ARBL) classificados pela API -*American Petroleum Insitute* (Instituto Americano de Petróleo) são produzidos com processo de laminação controlada seguido de rápido resfriamento que conferem a este, chapas com alta resistência, boa tenacidade e soldabilidade como ilustrado na Fig. 1, todavia, os aços produzidos no Brasil (API 5L X80) não realizam o processo de resfriamento rápido compensando a ausência desse processo com a adição de elementos microligados.

Figura 1 - Requisitos básicos pretendidos nos aços ARBL.



Fonte: Autoria Própria.

As requeridas características mecânicas encontradas nos aços API, entretanto, podem ser deterioradas gerando zonas frágeis devido à imposição local dos ciclos térmicos dos processos de soldagem, principalmente em soldas multipasses. Estudos apontam que a perda localizada da tenacidade à fratura pode estar relacionada com a formação de constituinte MA MOHSENI (2014).

Por fim, devidos às condições críticas supracitadas, torna-se indispensável uma abordagem teórica-experimental para um maior entendimento das consequências geradas pelas mudanças nas propriedades do aço levando em conta as alterações metalúrgicas sofridas tanto no processo de produção quanto nas instalações dos dutos sob o emprego dos mais variados processos de união por solda.

## 1.1 Motivação/Justificativa

Os Aços de alta resistência e baixa liga tem sido objeto de estudo há alguns anos devido as suas características mecânicas principalmente no tocante a alta resistência e boa tenacidade, entretanto, a produção do Aço API 5L X80 no Brasil é realizada sem o resfriamento acelerado, com isto, torna-se indispensável à adição de elementos de liga para fins de compensar a redução na resistência mecânica.

Desta forma surgiu o interesse no presente trabalho, em estudar a tenacidade á fratura de aços API 5L X80 fabricado no Brasil, unidos por diferentes processos de soldagem em regiões suscetíveis a fragilização devido à influência dos ciclos térmicos sob múltiplos passes de solda.

## 1.2 Objetivos

### OBJETIVO GERAL

Avaliar a tenacidade à fratura com base nos resultados obtidos utilizando corpos de prova SE(B) pelo teste de CTOD – “*Crack-tip opening displacement*” (deslocamento da abertura na ponta da trinca) em juntas soldadas do aço API 5L X80 utilizando os processos Manual e Robotizado.

### OBJETIVOS ESPECÍFICOS:

- Avaliar a extensão, a microestrutura e o perfil de microdureza da zona termicamente afetada em função da variação do processo de soldagem;
- Relacionar os resultados obtidos nos ensaios CTOD com a caracterização micro estrutural, com perfil de microdureza em diferentes regiões da ZTA da junta soldada.

### 1.3 Delimitação do trabalho

A proposta de abrangência do presente estudo compreende a análise de tenacidade à fratura em juntas soldadas com aço API 5L X80 por meio de processos de soldagem com arco elétrico e o estudo da relação dos resultados obtidos de tenacidade à fratura com a microestrutura, com os valores de microdureza na região de propagação da trinca na região de grãos grosseiros na ZTA da união soldada.

### 1.4 Estrutura do trabalho

O presente trabalho foi montado em forma capitular, sendo a introdução o primeiro dos 5 capítulos expostos e dar-se-á na sequência com a seguinte estrutura:

Capítulo 2: Revisão da literatura referente a Aços de Alta Resistência e Baixa Liga, sua produção nacional e características, processos de soldagem, parâmetros e metalurgia física da soldagem, mecânica da fratura, propriedade de tenacidade à fratura e os ensaios para obtê-la, além dos estudos recentes utilizados para o conhecimento do estado da arte.

Capítulo 3: Apresentação dos materiais, equipamentos e ferramentas utilizados no estudo, bem como descrição da metodologia utilizada para definição do problema, planejamento e execução dos experimentos realizados nesse trabalho.

Capítulo 4: Apresentação e discussão a respeito dos resultados obtidos através dos ensaios realizados no Capítulo 3

Capítulo 5: A partir dos resultados obtidos e análises realizadas fundamentou-se as conclusões do estudo.

## CAPÍTULO II

### 2.0 REVISÃO DA LITERATURA

O presente Capítulo é compreendido pela revisão dos conteúdos teóricos abordados por este trabalho e abrange os estudos que envolvem o tema em questão. As informações pesquisadas nortearam o desenvolvimento deste estudo e conseqüentemente os demais capítulos do trabalho. Pretende-se ainda expor as particularidades do aço utilizado, o entendimento do método de união aplicado, suas vantagens, possíveis inconvenientes gerados pelo processo de união e mecanismos que possibilitem a obtenção de valores quantitativos de propriedades do material, permitindo ainda, avaliar a permissibilidade das falhas (trincas) em zonas frágeis. A exposição deste capítulo dar-se em subdivisões desta revisão apresentadas nas seguintes seções:

- Aços API 5L X80;
- Soldagem;
- Mecânica da fratura.

#### 2.1 Aços API 5L

Devido à crescente demanda em nível mundial por energia e por consequência o crescente aumento do transporte de petróleo e gás sobre condições mais severas, provoca a necessidade de se transportar quantidades cada vez maiores desses insumos energéticos. O posterior desafio lançado à engenharia acontece quando a imposição de maiores diâmetros de tubos sobre altas pressões com intuito de atender as carências supracitadas defronta-se com a necessidade de projetos com decréscimo de peso minimizando os custos com transporte, instalação e peso da própria estrutura. Nesse cenário desafiador que oportunamente foram aprimorados os aços de ARBL - Alta Resistência e Baixa Liga que são aços com baixo teor de carbono, ou seja, boa soldabilidade e microligados buscando atender os requisitos mecânicos desejados.



### 2.1.1 Desenvolvimento dos aços ARBL

Os aços ARBL através da API – *American Petroleum Institute* (Instituto Americano de Petróleo) tiveram seu início em 1948 com a especificação API 5L para tubulações de aço X42, onde os dois dígitos significa o mínimo de resistência ao escoamento em Ksi.

Os materiais aplicados na fabricação de tubos até então, restringiam-se aos aços e C-Mn (BRITO, V. L. O. 2000) ou endurecimento por solução sólida (adição de Mn e Si) e continuou a se desenvolver quando em 1959 foi apresentado o aço X52, com adição de Vanádio e laminação à quente seguido de tratamento térmico de normalização conferindo uma melhor resistência mecânica e com sutis melhoras na soldabilidade devido a redução de Carbono sendo adotado pela indústria de petróleo por meio da fabricação de tubulações e amplamente aplicados em dutos no decorrer da década de 60. Segundo Cruz (2012), estes aços possuíam percentual de carbono na faixa de 0,22 a 0,28% e percentuais de enxofre duas vezes mais alto quando comparando com os aços atuais.

A partir da década de 70 devido à expansão da extração de petróleo em regiões mais frias, buscou-se novos meios de produção, nesta busca, foi desenvolvida a produção TMCR – *Thermomechanical Controlled Rolling* (Laminação termomecanicamente controlada) em conjunto com a adição de elementos de liga (Vanádio e Nióbio) o que possibilitou a redução do custo de fabricação<sup>1</sup> devido a ausência de tratamento térmico de normalização, o acréscimo nas propriedades mecânicas pelo refino de grão e melhorias na soldabilidade devido a redução do teor de carbono permitindo a produção de aços com limite de escoamento mínimo de 485 MPa (ALBUQUERQUE, S. F. 2015)

Seguindo um continuo aprimoramento dos ARBL, no início da década de 80 foi introduzido ao processo TMCR o resfriamento acelerado (*Accelerated Cooling*), que consiste no rápido resfriamento na região onde não mais ocorre a recristalização, ou seja, entre 800 a 500°C. Surgiu desta forma o processo TMCP – *Thermomechanical Controlled Process* (processo com controle termo-mecânico) no qual austenita alongadas e bandas de deformação<sup>2</sup> provenientes da deformação impressa abaixo da temperatura de recristalização proporcionando

---

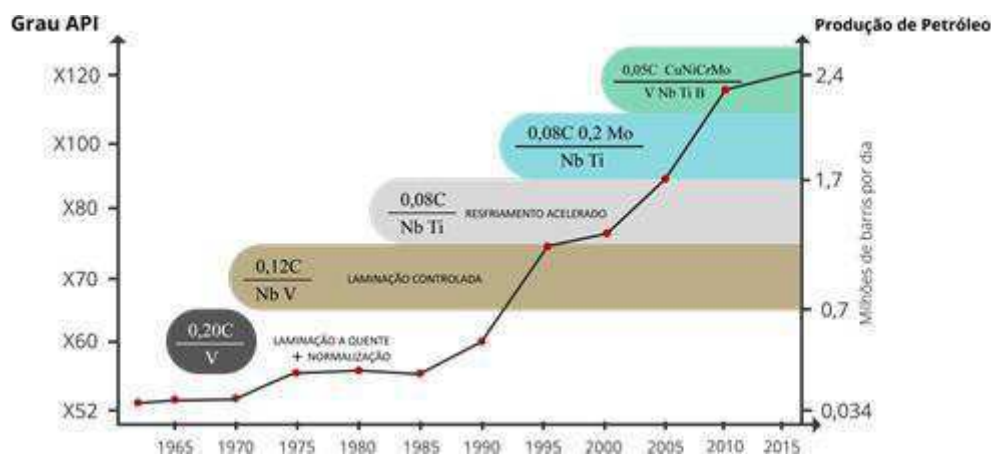
<sup>1</sup> A adição de nióbio calha de maneira muito útil, pois este elemento aumenta a faixa de temperaturas nas quais a austenita não se recristaliza. Elevando-se o teor de nióbio é possível diminuir a severidade da laminação para a fabricação do aço.

<sup>2</sup> Bandas de deformação são regiões vizinhas dentro de um mesmo grão que sofrem com rotações distintas, deslizamento cristalino aleatório e discordâncias.

condições para nucleação de grão de ferrita mais finos e posterior estrutura bainítica devido o rápido resfriamento.

As técnicas de laminação controlada e resfriamento acelerado possibilitaram o desenvolvimento do aço API 5L X80 como pode ser observado na Fig. 2, um aço de alta resistência e baixa liga com microestrutura predominante ferrítica e bainítica com resistência a escoamento mínima na ordem de 80Ksi (aproximadamente 550 MPa). A Fig. 2 apresenta da mesma forma, a evolução e desenvolvimento dos aços ARBL classificados pela API correlacionada com a produção de petróleo e conseqüentemente a necessidade de materiais que atendam os crescentes requisitos para transporte do mesmo e seus derivados.

Figura 2 - Desenvolvimento dos aços ARBL



Fonte: Autoria Própria.

Segundo BAI, J. (2001) a utilização do aço API 5L X80 quando comparada ao aço X65 em tubos de 42 polegadas podem gerar economia total, somando-se os custos diretos e indiretos em até 7,5%, afirma ainda que a diminuição da espessura deve não apenas baixar o custo da tubulação por metro como também gastos com consumível e diminuir a incidência de repetidos ciclos térmicos na região soldada.

Outra opção para o melhoramento no transporte por dutos defendida por HILLENBRAND, (1997) e reafirmado por SICILIANO, (2008) é conservar a espessura da tubulação inalterada possibilitando a ampliação do diâmetro interno, o que em conjunto com maiores pressões internas aumentaria a vazão e conseqüentemente o volume do fluido transportado. Ampliando da mesma forma as condições de segurança contra condições ambientais severas como corrosão e abalos sísmicos (IGI, S, 2011).

A elevada resistência mecânica, boa tenacidade e soldabilidade dos aços somado a economia de peso tornam o API 5L X80 uma ótima opção para o transporte “*onshore*”. Segundo ROZA, (2006) quando em um projeto decide-se optar pelo X80 ao invés do já consagrado X70 e mantendo-se as pressões e diâmetros originais, pode-se obter uma redução da espessura do tubo de 12,5%.

Todavia, em casos de transporte através de dutos em longas distâncias pode-se optar pela utilização de aços do tipo X100 ou X120, por causa da maior necessidade de redução de peso.

A obtenção de classes como X100 e X120 dar-se pelo incremento na quantidade de elementos de liga, tais quais; cromo, níquel, boro, molibdênio e cobre na atual rota de produção dos aços X80 em combinação com o aumento da taxa de resfriamento ( PALMER, A. C.; KING, R. A. 2008)

Segundo SOEIRO *JUNIOR* (2013) o aumento na taxa de resfriamento é mais eficaz na redução do tamanho de grão do que a adição de elementos de liga pois, deste modo, deseja-se evitar o aumento do carbono equivalente, a fim de evitar subtrações substanciais nos níveis de soldabilidade dos aços.

### 2.1.2 Produção Brasileira

No Brasil a produção de aços API deu-se na década de 60 com o aço X42 e teve continuidade com o desenvolvimento e produção dos aços X52 (1969), X56 e X60 (1975), X70 (1984), (PEREIRA 1992). O aço API 5L X80 com a rota de fabricação tradicional utilizando-se as técnicas de laminação controlada e resfriamento acelerado encontra-se em desenvolvimento. Todavia, a USIMINAS buscou uma rota de fabricação alternativa para produção do X80 que consiste no acréscimo compensatório de elementos de liga em busca de elementos microligados em conjunto com adequações nos parâmetros da laminação controlada.

Segundo a pesquisa de BOTT (2005), a maior quantidade de elementos de liga necessários para manter em equilíbrio a relação de resistência mecânica e tenacidade no aço X80 nacional causa a diminuição da tenacidade à fratura em regiões afetadas termicamente após o processo de soldagem, tais influências deletérias foram da mesma forma apresentadas por (SILVA, 2009 e FERNANDES, 2011) que elucidam a participação dos ciclos térmicos em

conjunto com a menor soldabilidade causada pela maior quantidade de elementos de liga no surgimento de zonas frágeis.

## 2.2 Influências dos Elementos de liga

A utilização de elementos de liga nos aços de alta resistência e baixa liga deu-se a princípio pela necessidade de se suprir as propriedades mecânicas perdidas com a tendência mundial para a redução gradual do carbono em busca de aços com maior soldabilidade.

Inicialmente a presença de Manganês (Mn) estava intimamente ligada à capacidade de neutralizar a pernicioso influência do enxofre e do oxigênio, contudo o manganês como estabilizador da austenita auxilia na diminuição da temperatura de transformação tornando mais lenta a taxa de transformação, promovendo um refino de grão de ferrita, acarretando em um aumento da resistência e da tenacidade do material (LIMA, 2011). O Mn favorece da mesma forma o endurecimento por solução sólida e a transformação de fase de austenita para bainita elevando os níveis de resistência e escoamento do aço tornando-o um elemento ligante usualmente de maior quantidade adicionada para suprir a redução de carbono. Segundo SOUZA, (2011) percentuais acima de 1,2% de Mn tendem a formar fases duras nas bandas de segregação o que poderia gerar trincas por hidrogênio.

Adições de Molibdênio (Mo) até valores de 0,8% segundo GROBNER (1979) melhoram a resistência a corrosão por via úmida. Espera-se da mesma forma contribuição na formação de finos carbonetos durante o revenido, pois o Mo afeta a cinética de decomposição entre de 600-700°C. A mudança causada nas curvas do diagrama CCT tende a formação de uma quantidade maior de ferrita acicular e bainita em detrimento da ferrita e perlita (COLLINS, 1983).

O Silício (Si) empregado comumente como desoxidante, tal como o Manganês costumam ser acrescentados aos aços em quantidades relativamente baixas (0,2- 0,35%), no entanto em ligas ARBL deseja-se ainda a melhora sensível a resistência mecânica alterando o formato de inclusões alongadas para globulares.

O Cromo (Cr) é mais um elemento endurecedor por solução sólida, promove formação de carbonetos e forma camadas de óxido de cromo que por serem impermeáveis ao hidrogênio aumentam a resistência à corrosão. Segundo MENDIBIDE, SOURMAIL, (2009) aços modificados com teores de cromo entre 0,65 e 1,30% apresentam melhorias também quanto a

resistência a fragilização por *Sulphide Stress Corosion* (Corrosão sob tensão), desde que adicionado em combinação com Nióbio, no entanto em, segundo CRUZ, (2012) em aços API X80 o cromo encontra-se em percentuais menores a 0,50% , pequenas adições que contribuem para o aumento da resistência, limite elástico e resistência ao choque.

O Nióbio (Nb) é predominantemente efetivo no mecanismo de endurecimento via refino de grão. É o mais importante elemento no retardo da recristalização da austenita e promove o endurecimento por solução sólida (ANTOSZCZYSZYN, 2014). A adição de Nb causa o aumento o na faixa de temperaturas onde a austenita não se recristaliza. Com maiores teores percentuais de Nióbio pode-se diminuir as cargas necessárias no processo de laminação.

O Alumínio (Al) é um elemento estabilizador da austenita, fazendo com que ocorra a formação de grãos finos de austenita e conseqüentemente grãos finos de ferrita, tornando-o material tanto mais resistência quanto com maior tenacidade (SAGE, 1995, apud HOSKINS, 2012). Por causa dos requisitos de soldabilidade e tenacidade, o alumínio atua na remoção de óxidos enquanto que a alumina remanescente atua como refinador de grão devido à formação de nitreto de alumínio.

A adição de Vanádio (V) é bastante efetiva no endurecimento por precipitação aumentando a resistência mecânica do material, todavia não permite manter-se com mesmo patamar de tenacidade. (LIMA, 2011). Segundo FERNANDES, (2011) aços microligados com Vanádio proporcionam menor densidade de discordância o que melhora a resistência resistida ao hidrogênio em ambiente ácido.

O Titânio (Ti) forma nitretos, elementos efetivos no aumento da temperatura de crescimento de grão da austenita prevenindo o crescimento de grão durante elevadas temperatura sobre o processo de soldagem (ZAGAR, 1995, apud HOSKINS, 2012).

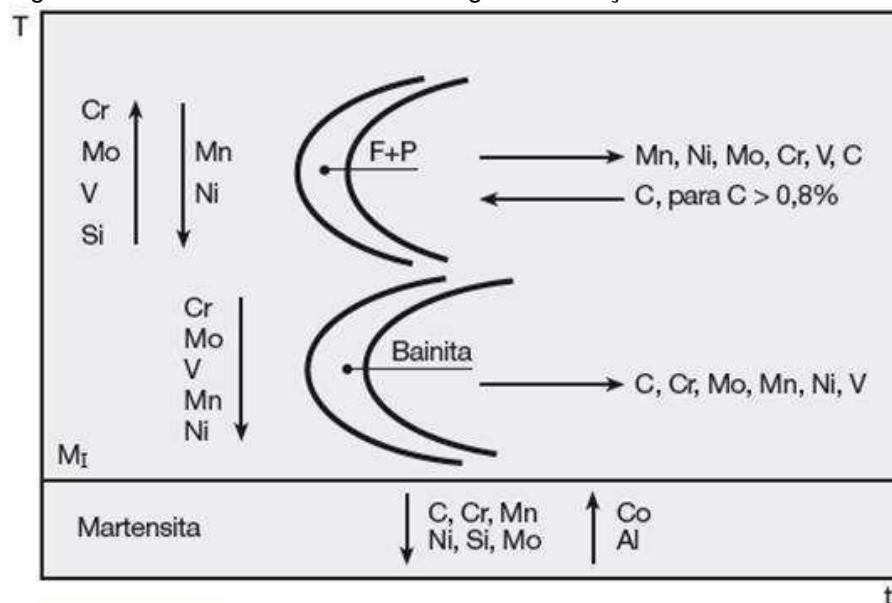
O Cobre (Cu) adicionado ao aço melhora o limite de escoamento, resistência à tração e corrosão, todavia, segundo SOUZA, (2011) para que se torne possível à formação de uma camada protetora dificultando a entrada de hidrogênio e por conseqüência evitando a fratura induzida por hidrogênio seria necessário percentuais superiores a 0,2%.

A adição de Níquel (Ni) atua na melhoria das propriedades mecânicas, pois acresce a resistência e a tenacidade do aço. Da mesma forma, auxilia no aumento da tenacidade à fratura em baixas temperaturas (LIMA, 2011). Entretanto pode atuar reduzindo a resistência a fragilização por hidrogênio.

O fósforo e enxofre atuam como impurezas nos materiais. Aços modernos com adição de microligados têm níveis somados de P e S baixos. O aço API 5L X 80 em estudo possui 0,022% combinados destes elementos.

Na figura 3 pode-se observar a influência dos elementos de liga na obtenção das microestruturas dos aços.

Figura 3 - Influência de elementos de liga na obtenção das microestruturas dos aços.



Fonte: Modenesi (2008).

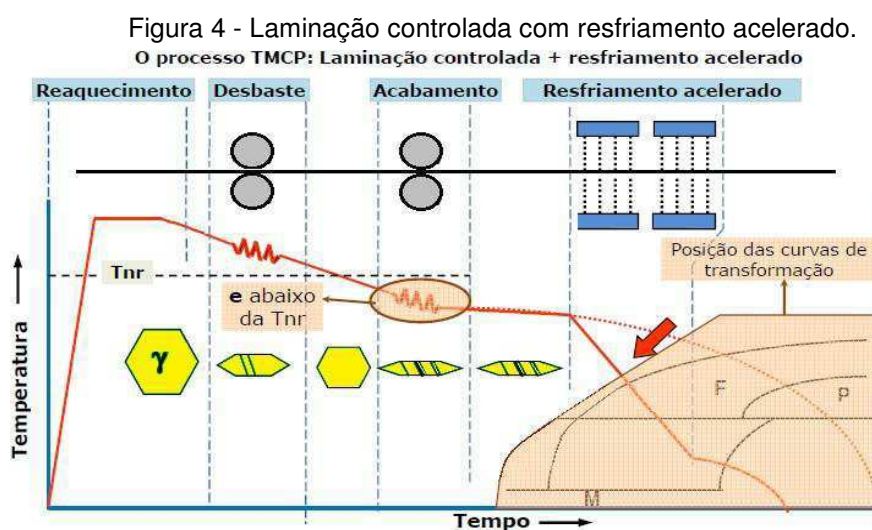
Pode-se constatar que a presença de elementos de liga imposta a aços API propendendo a reestabelecer ou ainda aperfeiçoar propriedades mecânicas reduzidas devido à diminuição gradual do carbono atendem a princípio os requisitos de resistência mecânica e de soldabilidade, entretanto, apenas a adição de microligantes não é suficiente para ampliar a resistência mecânica e garantir bons níveis de tenacidade. Partindo deste pressuposto observa-se que o processo de laminação controlada calha como oportuna solução para atender a requisitada relação resistência/tenacidade.

## 2.3 Laminação e influência das taxas de resfriamento

A laminação é um processo de conformação mecânica onde o material a ser laminado é deformado plasticamente, de forma a ter sua geometria seja alterada através da aplicação combinada de esforços de compressão e cisalhantes impostos por dois ou mais cilindros laminadores.

O processo comumente utilizado na produção de aços é a Laminação Controlada, realizada com a finalidade principal de acrescer a resistência mecânica pela deformação dos grãos de austenita e posteriormente, dado o resfriamento, a transformação em grãos de ferrita finos culminando no aumento tanto de resistência mecânica quanto de tenacidade, possibilitando a melhoria da soldabilidade dos aços devido a redução da quantidade de carbono nos aços ARBL (SILVA, 2009)

Na figura 4 é passível de se observar que pode-se dividir a Laminação Controlada em duas fases básicas, a primeira também nominada de desbaste ocorre sobre temperaturas mais elevadas (entre 950 e 1250° C) com intenção de se obter o refino de grão através da recristalização da austenita após o passe. A segunda fase ocorre em temperaturas inferiores à linha da TNR, ou seja, na região na qual os grãos deformados não mais recristalizam<sup>3</sup>. A laminação resulta em grãos de austenita estendidos e alinhados, sendo esta geometria alinhada e as bandas de deformação responsáveis melhoria faixas de resistência e tenacidade.



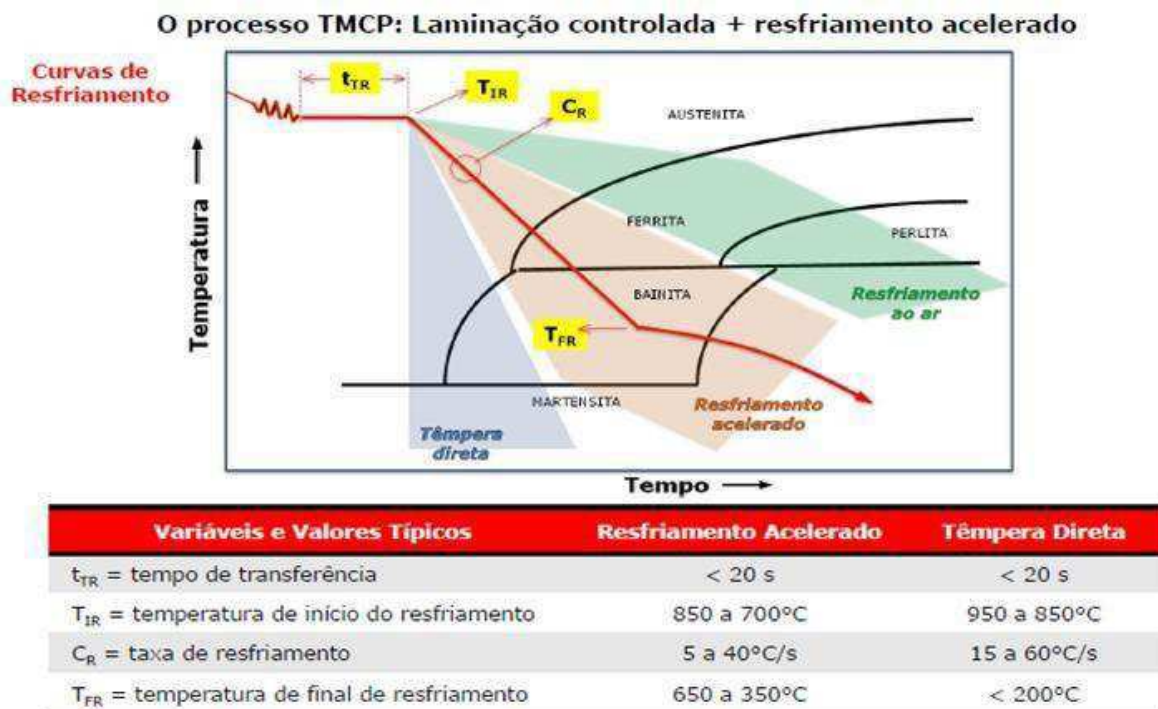
Fonte: Adaptado de TURAMI (2010).

<sup>3</sup>Nb e Ti auxiliam no aumento da temperatura da linha TNR



O resfriamento acelerado como pode ser observado na figura 05 uma microestrutura resultante formada basicamente por ferrita e bainita conferindo ao material excelente resistência mecânica.

Figura 5 – Detalhe do resfriamento acelerado em um processo TMCP.



Fonte - Adaptado de TURAMI (2010).

## 2.4 Soldagem

A soldagem pode ser definida com um processo de união entre partes que são unidas com o auxílio de calor, pressão ou ambos, entretanto devido à evolução e surgimento de novos processos de soldagem e sua praticidade operacional, alguns dos processos de soldagem passaram a ser utilizado no corte de materiais e na manutenção utilizando-se do auxílio da deposição de consumíveis para recuperar componentes danificados.

Apesar de sua relativa simplicidade na qual torna a soldagem amplamente difundida e aplicada nas mais diversas áreas da indústria, a soldagem envolve diversas áreas de conhecimento que vão desde a química e física aplicada, até a metalurgia dos metais e da soldagem propriamente dita. Ocorre então, que para obter-se êxito em tal método de união de



um determinado material, necessita-se de um conhecimento amplo que possa garantir a escolha apropriada de processo, parâmetros e sequência de soldagem (OKUMURA, 1982).

#### 2.4.1 Processos de soldagem

Estipula-se que existam mais de 50 processos de soldagem, nos quais se pode classificar dentre outras maneiras conforme o processo físico envolvido ou fontes de energia utilizada. Classificando os processos de soldagem de acordo com o processo físico envolvido obtém-se basicamente em três classes: Soldagem por fusão, soldagem por pressão e soldagem por capilaridades.

- Soldagem por Fusão: União das partes por meio de fusão química ou elétrica;
- Soldagem por pressão: União por meio da pressão e ou atrito entre as partes;
- Soldagem por capilaridade: As partes unidas por meio da fusão exclusiva do material de adição (OKUMURA, 1982).

Devido o alto grau de responsabilidade das soldas de dutos é de singular importância à utilização da elaboração do procedimento de soldagem (EPS) como também de soldadores qualificados conforme norma API 1104(2001) específica para soldagem de tubulações tendo como processos convalidados os seguintes:

SMAW (*Shield Metal Arc Welding*), comumente conhecido por eletrodo revestido;

GMAW (Gas Metal Arc Welding), no Brasil chamado de Mig ou Mag dependendo da utilização do gás de proteção;

FCAW (Flux Cored Arc Welding), que adiciona ao processo GMAW o arame tubular como citado por ALBUQUERQUE, (2015).

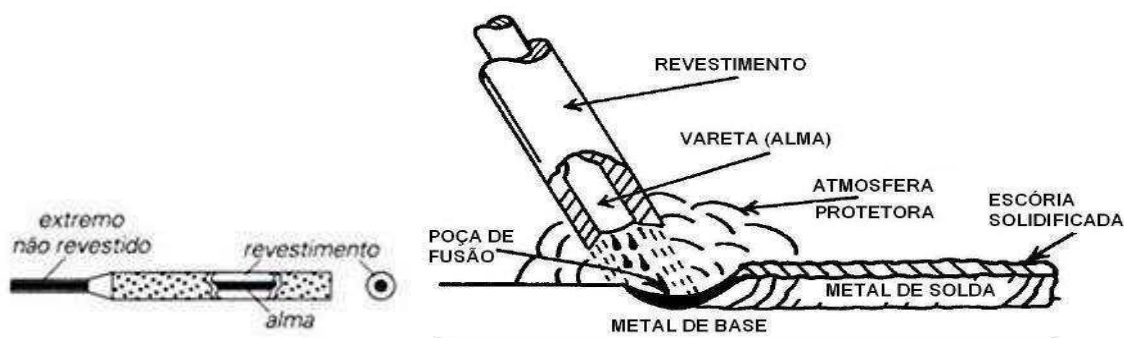
##### 2.4.1.1 Soldagem com eletrodo revestido (SMAW)

O processo de soldagem por arco elétrico com eletrodo revestido ou SMAW – *Shielded Metal Arc Welding* é amplamente difundido no Brasil pela simplicidade no processo e baixo

custo relativo possibilitando soldar tanto durante a produção em área fabril como em campo na instalação de estruturas metálicas ou dutos.

O processo de soldagem se dá por meio da formação do arco elétrico entre o metal base e o eletrodo consumível gerando energia térmica suficiente para fundir o consumível e a região a ser unida formando a poça de fusão. O eletrodo por sua vez é formado por um núcleo metálico e um revestimento que tem função de formação de gases e escória para proteção e redução da taxa de resfriamento da poça de fusão, estabilizar do arco, manter ou melhorar as propriedades mecânicas do metal de solda, possibilitar diferentes posições de soldagem e finalmente proteger a alma de aço para evitar curtos circuitos quando se trabalha com chanfros profundos. A Figura 6 ilustra o funcionamento do processo SMAW.

Figura 6 – Esquemática do processo de soldagem com eletrodo revestido.



Fonte – Adaptado Modenesi (2012).

O revestimento do eletrodo pode ser básico, celulósico, rufílico ou oxidante, variando com sua composição. Na soldagem de tubos de aço ARBL os eletrodos básicos e celulósicos são os tipos mais empregados.

Os eletrodos básicos proporcionam metais de solda com boa tenacidade e elevada resistência mecânica sendo adequado para soldagens de alta responsabilidade. Apresentam grandes quantidades de carbonato de cálcio e a fluorita em seu revestimento promovendo excelente proteção gasosa e conseqüentemente metais de solda com baixo teor de hidrogênio, reduzindo o risco de trincas. Entretanto, o revestimento é altamente higroscópico, sendo necessário mantê-lo sempre em estufa ou ressecá-los quando expostos por um maior período ao ar livre.

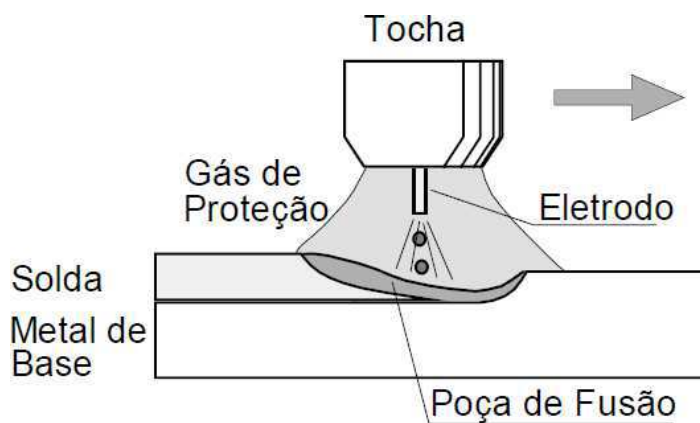
O eletrodo celulósico como o próprio nome indica, apresentam como principal constituinte o revestimento à celulose. Possui excelente penetração e alta taxa de solidificação

da poça de fusão sendo bastante utilizado para passes de raiz e permitindo soldar em todas as posições com depósito de solda com boas propriedades mecânicas. Todavia, o arco é mais turbulento e devido à quantidade elevada de hidrogênio no metal de solda aumenta o risco de fragilização por hidrogênio e por este motivo não é recomendado para uniões soldadas de peças com elevada espessura e alta resistência mecânica (OKUMURA, 1982).

#### 2.4.1.2 Soldagem com processo MIG/MAG – GMAW

O processo ao Arco Elétrico com Proteção Gasosa (GMAW – *Gas Metal Arc Welding*) proporciona uma maior taxa de deposição (quantidade de material fundido depositado por unidade de tempo) quando comparado com o processo SMAW. A união dos metais ocorre pelo aquecimento dos mesmos por meio de um arco elétrico estabelecido entre a peça e um eletrodo consumível contínuo que é direcionado para a peça na área através da tocha e acionado por um gatilho de forma a conduzi-lo simultaneamente com o gás de proteção onde fundido pelo calor formará a poça de fusão. Figura 04 ilustra o funcionamento do processo SMAW.

Figura 7 – Esquemática do processo de soldagem com MIG/MAG.



Fonte – Adaptado Modenesi (2012)

O processo GMAW é comumente conhecido no Brasil como MIG/MAG sendo MIG - *Metal Inert Gas* (metal com gás inerte) quando o gás de proteção utilizado é um gás inerte,

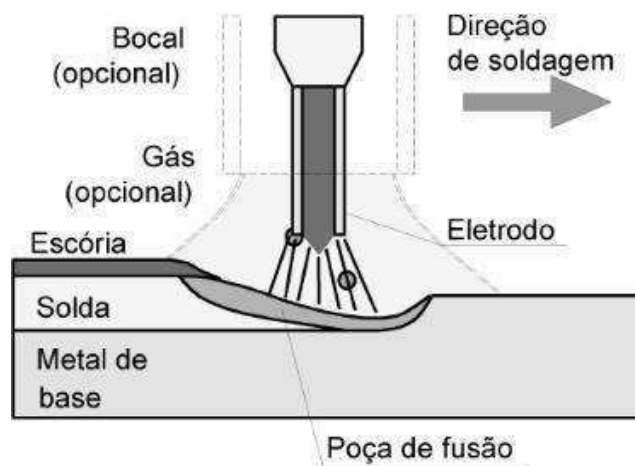
sendo Argônio (Ar) e o Hélio (He) os mais utilizados e MAG -*Metal Active Gas* (metal com gás ativo) quando se opta pelo gás ativo em geral CO<sub>2</sub> (MODENESI, P.J. 2012)

Além dos gases supracitados, outros gases complementares como N<sub>2</sub>, H<sub>2</sub> ou O<sub>2</sub> também podem ser acrescentados para auxiliar na estabilização do arco elétrico e ajuste de calor na poça de fusão (OKUMURA, 1982).

#### 2.4.1.3 Soldagem por Arame Tubular - FCAW

O processo ao Arco Elétrico com Arame Tubular (FCAW – Flux Cored Arc Welding) é similar ao processo GMAW utilizando basicamente o mesmo equipamento, entretanto, diferenciando devido à utilização de arame eletrodo vazado ou tubular que contem no seu interior um fluxo fundente que cumpre ainda as funções de estabilizar o arco e ajustar a composição da solda semelhante ao revestimento do eletrodo no processo SMAW. Devido a sua geometria e proteção apresenta soldas mais homogêneas com ótimas taxas de deposição e baixo teor de carbono no seu metal depositado. A figura 8 esquematiza o funcionamento do processo por Arame Tubular.

Figura 8 – Esquematização do processo de soldagem com arame tubular.



Fonte – Adaptado Modenesi (2012).

O processo de soldagem arame tubular quanto à proteção atmosférica pode ser classificado como: Processo com proteção gasosa (FCAW-G) onde uma proteção adicional é

conferida seguindo o mesmo procedimento do processo GMAW quando o gás é conduzido concomitantemente com o arame consumível e o processo auto protegido (FCAW-S) onde a fusão do fluxo origina o gás para proteção do metal de solda e poça de fusão ( MODENESI 2008)

## 2.5 Soldabilidade

Segundo a *American Welding Society* (AWS) soldabilidade de um material pode ser definida como “a capacidade de um material ser soldado nas condições de fabricação impostas por uma estrutura específica projetada de forma adequada e de se comportar adequadamente em serviço”, ou seja, a facilidade como que se obtém uma união satisfatória evitando-se maiores detrimientos do metal soldado.

A soldabilidade pode estar relacionada quanto à operação quando é influenciada pelo processo, posição de soldagem ou habilidade do soldador ou ainda pela metalurgia do processo, ou seja, associada às condições térmicas e químicas aplicadas a união que podem propiciar defeitos.

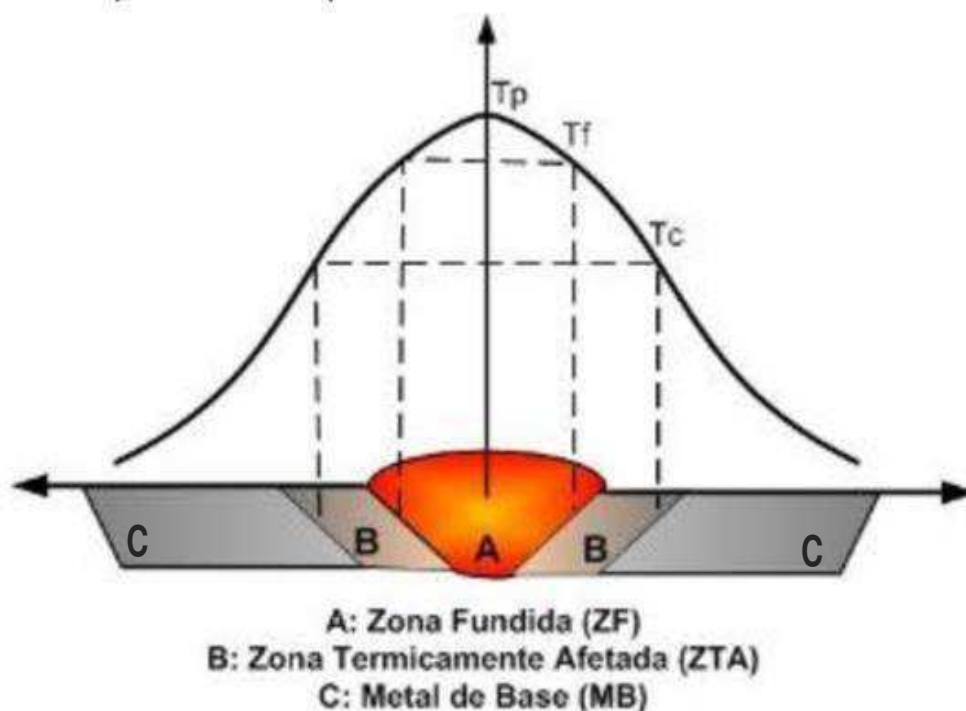
Durante o processo de soldagem uma carga térmica é imposta sobre o metal e na fronteira da Zona Fundida (ZF) observa-se uma região que não foi exposta a temperaturas suficientes para fundir o metal, entretanto suficientes para originar transformação de fase e com o resfriamento do metal, a austenita recém-transformada pode retornar na forma de diferentes microconstituintes (ROCHA, 2010). Essa região é definida como Zona Termicamente Afetada (ZTA).

Importante salientar que dependendo do ponto máximo de temperatura, a taxa de resfriamento e da composição química do metal base pode-se impor na ZTA alterações no tamanho de grão e formação de microestruturas duras e frágeis. (CAMPBELL, 1998).

## 2.6 Regiões da união soldada

O processo de soldagem impõe sobre o metal a ser unido um ciclo térmico, ou seja, a peça será exposta a um pico de temperatura que posteriormente decrescem a medida eu a fonte de calor se afasta dando seguimento a fusão de toda a região a ser unida, fig. 9. Partindo deste pressuposto três regiões básicas podem ser observadas:

Figura 9: Perfil térmico e a formação de diferentes zonas na união soldada.



Fonte – Adaptado SOARES (2011)

**Metal Base (MB):** Região onde as características do metal não foram afetadas pela energia térmica aplicada durante o processo de soldagem.

**Zona Fundida (ZF):** Como o próprio nome já denuncia, trata-se de uma região nas quais foram infringidos níveis de temperatura superiores a necessária para fusão do material.

**Zona Termicamente Afetada (ZTA):** Região intermediária entre as duas anteriormente citadas na qual não atingiu níveis de temperatura suficientes para fundir-se, no entanto, o calor induzido pela soldagem foi suficiente para alterar a microestrutura e propriedades em toda a área que circunda a solda (SOARES 2011).

Os aços API 5L X80 são produzidos principalmente visando diminuir a espessura de chapas e tubulações de transporte de derivados de petróleo contendo boas características mecânicas e soldabilidade, todavia trabalha-se para que os ciclos térmicos de soldagem produzam as menores alterações possíveis nas propriedades da zona térmica afetada (ZTA).

### 2.6.1 Zona Termicamente Afetada (ZTA)

A região compreendida pela ZTA mesmo que não fundida, apresenta alterações nas propriedades quando comparado ao metal base por causa da modificação microestrutural. No entanto, a própria ZTA é uma região heterogênea e possui uma grande variação na forma e dimensão de suas microestruturas. Desse modo podem-se subdividir a ZTA em outras quatro regiões em função da temperatura submetida durante o ciclo de soldagem e taxa de resfriamento (THE WELDING INSTITUTE, 1984), nominadas:

**RGG (Região de Grãos Grosseiros):** Região na adjacência a zona fundida que devido às altas temperaturas ocorre crescimento do tamanho de grão e por consequência maior temperabilidade. O tamanho do grão diminui na medida em que a distância para linha de fusão aumenta por causa do decréscimo do ponto máximo de temperatura.

**RGF (Região de Grãos Finos):** Contrastando com a RGG, a RGF apresenta um refino no grão, pois ocorre a temperatura imediatamente acima dos limites superiores onde as temperaturas mínimas para a recristalização completa. Em alguns casos a RGF apresentam propriedades mecânicas superiores as encontradas no próprio metal base.

**RI (Região Intercrítica):** Região parcialmente transformada onde ainda é possível observar refino do grão, no entanto a austenita recebe carbono da ferrita e dependendo da taxa de resfriamento a austenita pode gerar perlita, bainita ou até mesmo ilhas da constituinte AM.

**RS (Região Subcrítica):** Nesta região, não ocorre transformações microestruturais da austenita, entretanto ocorre movimentação de discordâncias, esferoidização e renucleação de carbonetos, similar ao ocorrido no tratamento térmico de revenido. Em liga com maiores quantidades de microligantes V e Mo pode-se decorrer um endurecimento secundário proveniente da interação entre carbonetos e discordâncias (SILVA, M. C., 2009)

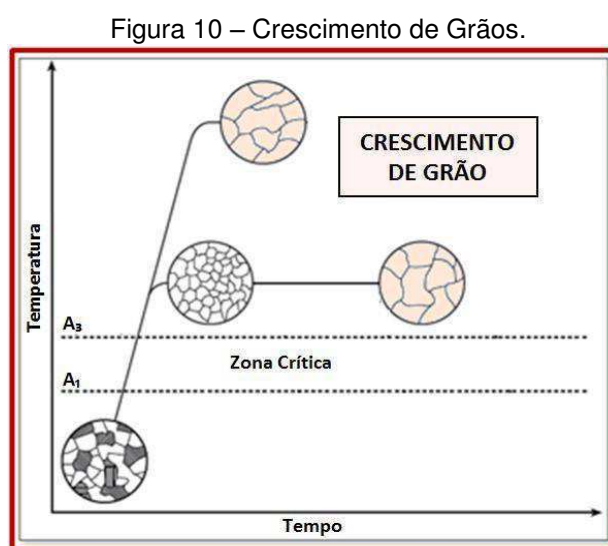
A importância do estudo na ZTA perpassa pela necessidade de conhecer em uma região heterogênea e com dimensões pequenas onde toda engenharia aplicada para se obter materiais melhores e mais seguros podem sofrer com condições deletérias em zonas frágeis.

Segundo XU CHEN, (2015, tradução nossa), seus experimentos demonstram que a resistência à ruptura na ZTA de grãos finos ou refinados (RFG) foi maior em toda a ZTA das juntas soldadas, e aponta como causa o tamanho de grão mais fino e a uniformidade dos grãos induzida pelo calor do processo de soldagem.

A ocorrência de fragilidade na ZTA segundo VALIN (2005) tende a se formar nas regiões RGG, RI ou RS e está intimamente ligada ao tipo de aço e processo de soldagem empregado<sup>4</sup>. VALIN, (2005) afirma ainda que aços como X80 aplicados a tubulações apresentam a maior fragilidade na ZTA.

## 2.7 MECANISMOS DE FRAGILIZAÇÃO E FORMAÇÃO DE ZONAS FRÁGEIS

A fragilização de zonas na região termicamente afetada se dá pela soma de fatores impostos à junta em conjunto com característica intrínsecas do material soldado. O pico de temperatura atingido e o tempo em que a região permanece acima da Zona Crítica (ZC) de transformação, como pode ser observado na figura 10, contribuem para o aumento do tamanho do grão de forma que se acresça por conseguinte a temperabilidade do aço, ou seja, aumenta significativamente a possibilidade de se obter a microestrutura martensítica.



Fonte - Adaptado DAVIS 2004.

<sup>4</sup> Aporte térmico - da taxa de resfriamento da junta a qual por sua vez dependerá dos parâmetros de soldagem ( $T_0$  e  $H$ ) e da dimensão da chapa (espessura).



Outra microestrutura deletéria a tenacidade da ZTA é a Bainita Superior. Esta microestrutura é normalmente obtida quando a região é exposta a altas temperaturas ocorrendo à transformação na nucleação de placas de ferrita que crescem lado a lado com os grãos prévios de austenita, durante o resfriamento do material (SILVA, 2009).

Wu e Davis (2004) afirmam que elementos como Nióbio e Vanádio podem precipitar e gerar uma matriz ferrítica com tamanho de grãos muito díspares e favorecer o processo fratura por conta da dissimilaridade de propriedades mecânicas na região.

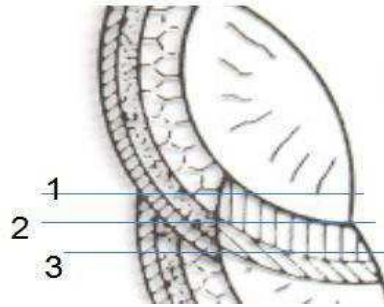
Segundo os resultados apresentados por CHEN, X. et al (2015, tradução nossa) a região de grãos grosseiros nas adjacências do metal fundido apresenta maiores riscos a fragilização, aponta da mesma forma como fator atuante para queda na tenacidade a fratura os precipitados esféricos de molibdênio.

## 2.8 SOLDAGEM MULTIPASSE

Como comentado anteriormente a soldagem infringe ao metal altos níveis de energia térmica concentradas em áreas relativamente pequenas o que proporciona a formação da ZTA que se subdivide em quatro regiões com microestrutura, tamanho de grão e propriedades mecânicas distintas. Todavia a grande maioria das soldas realizadas em dutos não é executada de modo a unir as partes com passe único, ou seja, são necessários diversos passes para aprontar a junta soldada.

A união sofre diversos ciclos térmicos com distintas máximas de temperaturas e sobreposições das sub-regiões da ZTA formando novas regiões com características próprias. Uma melhor classificação das regiões da ZTA de uma solda multipasse considera a interferência de passes subsequentes nas regiões formadas pelo passe anterior. Deste modo, classifica-se as regiões indicado na figura 11 de acordo com o descrito abaixo:

Figura 11- Regiões da ZTA após atuação do ciclo térmico de solda multipasse.



Fonte – MODENESI (2012)

UAGC (RGG reaquecida à mesma temperatura do passe anterior ou inalterada pelo passe seguinte) RGG que cruza a linha 1;

SCGR (RGG completamente refinada pelo passe posterior), primeira RGF após a linha de fusão onde passa a linha 2;

ICGC (RGG reaquecida pelo passe subsequente na zona crítica), primeira RI da linha 2 após a linha de fusão;

SCGC (RGG reaquecida abaixo da linha mínima da zona crítica pelo passe subsequente) RGG da linha 3.

Não obstante do intuito de compreender as sub-regiões da ZTA monopasse, a classificação da ZTA de soldas multipasse busca distinguir entre as diversas características geradas e entender qual ou quais regiões são mais suscetíveis à perda de tenacidade e fragilidade localizada.

A região de grãos grosseiros quando reaquecida pelo passe subsequentes a temperatura dentro da zona crítica, ou seja, a ICGC apresenta-se mais propícia a formação de microconstituente AM (COSTA, 2013) e nos estudos através de ensaios CTOD com entalhes dos corpos de prova localizados em cada uma das regiões da ZTA que os valores mais baixos ocorrem justamente na ICGC (TOYODA, 1989).

Segundo MODENESI, (2012) a RGG inalterada ou reaquecida à mesma temperatura do passe anterior (UAGC) devido ao crescimento de grão e grande temperabilidade

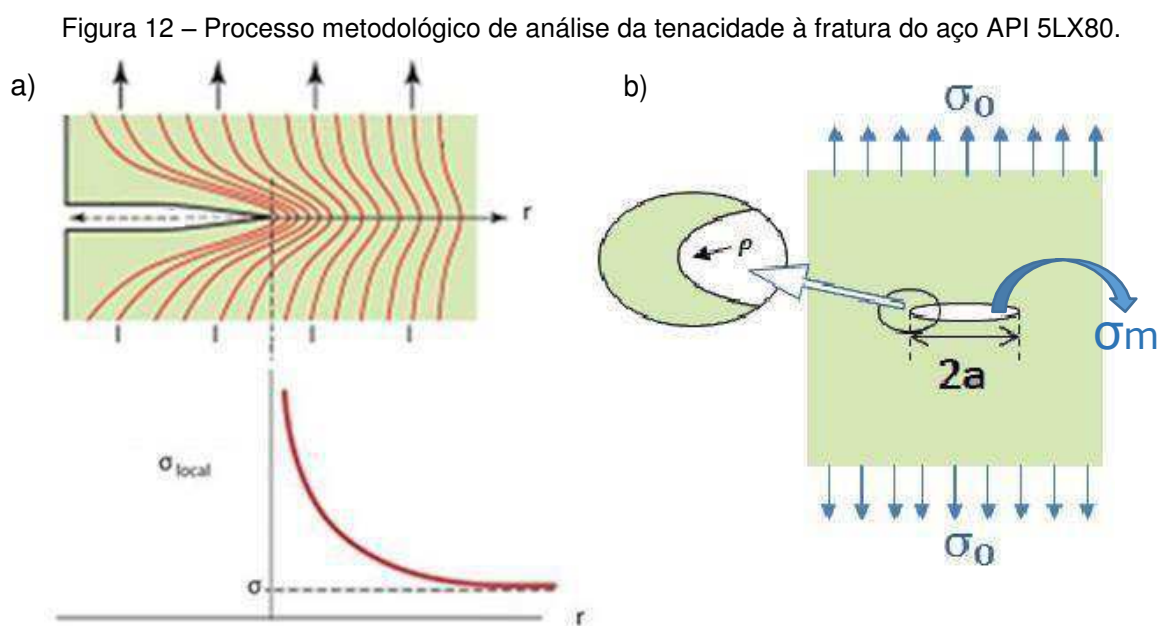
## 2.9 MECÂNICA DA FRATURA

A mecânica da fratura aborda os mecanismos que levam à propagação de trincas e outras falhas em condições análogas as encontradas na prática utilizando métodos analíticos e experimentais para calcular a tensão gerada por um defeito pré-existente e caracterizar a resistência do material à fratura. (HERTZBERG, 1996)

Essa ferramenta matemática permite o monitoramento no crescimento de uma trinca e detectar em que momento esse defeito pode afetar a resistência do componente ou estrutura, possibilitado então, a análise de defeitos permissíveis.

### 2.9.1 Campo de Tensão

Estipulava-se no início do século XX que a resistência do material poderia ser descrita como uma fração do módulo de resistência do material. Todavia, a fratura ocorria sobre tensões em até 100 vezes menores que o esperado. Pesquisadores como Griffith, Irwin e Orawan conceituaram que a redução na resistência do material ocorria devido à presença falhas no material. Inglis propôs que a presença de um defeito causaria uma alteração no campo de tensão de forma que as extremidades concentrariam mais linhas de tensões como demonstrado na Figura 12 a).



Fonte – Autoria própria.

Inglis demonstrou da mesma forma que nas extremidades do eixo maior da elipse, a tensão aplicada  $\sigma_0$  era ampliada de acordo com a expressão (01), de forma que o defeito mesmo que de pequenas dimensões com ângulos nas extremidades muito pequenos aumentava a tensão média na extremidade do na extremidade do defeito Fig.12 b).

$$\sigma_m = \sigma_0 \left[ 1 + 2 \times \left( \sqrt{\frac{a}{\rho}} \right) \right] \quad (1)$$

Onde:

$\sigma_m$  = Tensão na região da ponta da trinca.

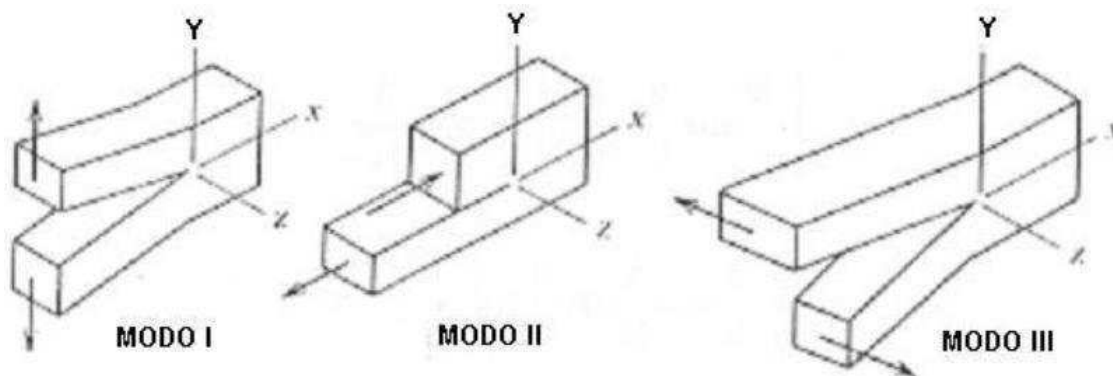
$\sigma_0$  = Tensão aplicada ao material

$a$  = Metade do comprimento total da trinca (2a)

$\rho$  = Raio na ponta da trinca

Westergaard propôs que a natureza das distribuições de campos tensões em uma trinca podem ser analisadas em três modos básicos de carregamento que tratam deslocamentos diferentes das superfícies da trinca, mostrados na figura 13.

Figura 13 - Principais modos de carregamento envolvendo diferentes deslocamentos de superfícies de trincas.



Fonte – Adaptado de STOHAECKER 2009.

O modo I apresenta um carregamento com tendência a abrir a ponta da trinca, o modo II com cisalhamento puro e o modo III que apresenta o deslocamento das superfícies paralelas entre si.

## 2.9.2 Tenacidade à Fratura

A tenacidade à fratura pode ser definida como um parâmetro de criticidade para avaliar a adequação de materiais ao serviço no qual possam ser aplicados baseado na mecânica de fratura, de forma a quantificar a tensão necessária para propagação de uma trinca ou defeito já existente. Uma vez que a ocorrência de falhas, mesmo que muito pequenas é praticamente inerente à fabricação e processamento dos aços.

As falhas podem ocorrer de diversas formas como trincas, defeitos de solda, inclusões metalúrgicas, geometrias do projeto entre outras. Em um projeto não consegue-se a afirmação absoluta de que um material está totalmente livre de falhas, logo, adotasse a presença de uma falha de tamanho pré-definido estará presente no material e usa-se a abordagem de mecânica de fratura elástica linear (LEFM) para avaliar componentes críticos. Essa abordagem emprega o tipo e tamanho da falha, as condições de carga e a propriedade do material para se quantificar a capacidade de um componente que resistir à fratura.

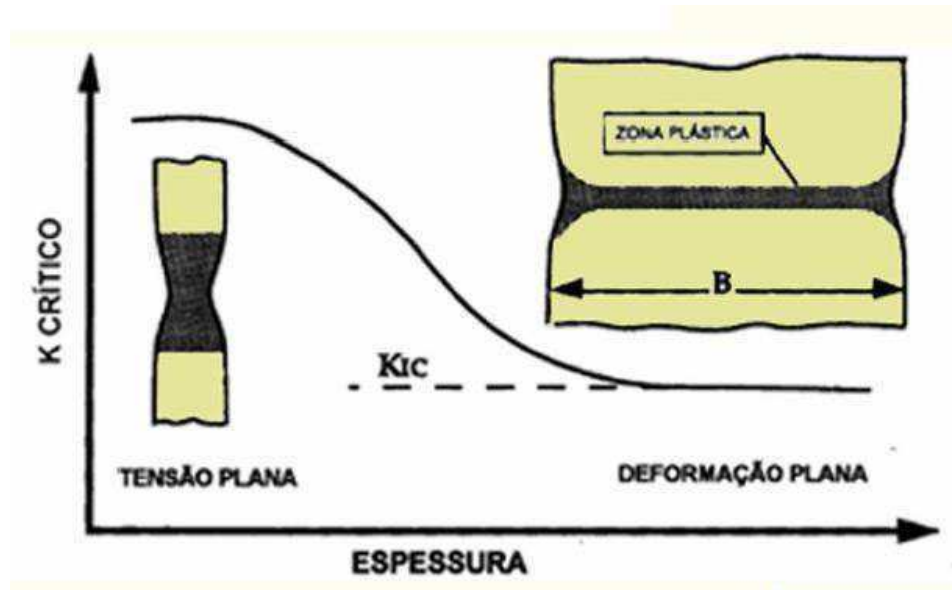
O fator de intensidade de tensão (K) é usado para determinar a tenacidade à fratura de diversos materiais. Um numeral romano subscrito indica o modo de fratura e os três modos de fratura ilustrados na Fig.10. O modo de carregamento I é encontrado na maioria dos casos e, portanto, apresenta um maior desenvolvimento nos métodos analíticos e experimentais que os outros modos de carregamento.

O fator de intensidade de tensão pode ser representado pela seguinte equação:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a \beta}$$

O valor máximo do fator de intensidade de tensão que causaria uma fratura, recebe o nome de valor crítico (K<sub>c</sub>) é descrito na literatura como a tenacidade à fratura do material, entretanto esse valor crítico tende a diminuir a medida que se aumenta a espessura do material até que se atinja um estado de tensão por deformação plana onde o K<sub>c</sub> passa a ser constante como se observa na Fig. 14.

Figura 14 – Variação do K crítico em função da espessura.



Fonte – Adaptado de MACHADO 2012.

A análise linear-elástica pressupõe um campo de tensões infinitas na ponta da trinca. Na prática, isso não acontece em materiais reais, pois as tensões próximas à ponta são linearizadas devido às deformações plásticas do material.

A deformação plástica é uma limitação do processo MFLE, o estudo das tensões perde a precisão a medida que a zona plástica aumenta. Conforme norma ASTM E1820 para que seja validado o  $K_{Ic}$  deve-se assegurar que o tamanho da zona plástica deva ser menor ou igual a 1/50 vezes as dimensões dos corpos de prova.

### 2.9.3 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP)

A parte da mecânica da fratura que estuda defeitos em materiais com elevada tenacidade é a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica. A MFEP trabalha em duas correntes distintas, a primeira é o método Crack Tip Open Displacement - CTOD que trata a problemática através de conhecimentos empíricos-experimentais onde a tenacidade à fratura é obtida analogamente a abertura da ponta da trinca. A segunda, utiliza embasamentos matemáticos para obter a tenacidade à fratura através da taxa de liberação de energia de deformação.

Neste estudo, será alvo de trabalho o método de medida de abertura da ponta da trinca CTOD, utilizado principalmente para os aços carbono-manganês e de baixa liga, na variação

de temperatura de transição dúctil/frágil, amplamente empregado também em procedimento de qualidade para processos de união por meio de soldagem para aços empregados para trabalho nas estruturas offshore.

Os ensaios de CTOD são especificados em diferentes normas pela sua importância na mensuração de tenacidade a fatura e a avaliação de defeitos permissíveis como: Padrão Britânico (BS 7448-91), pelo Padrão de Engenharia de Soldadura do Japão (WES 1108-95) e pelo Padrão ASTM Americano (ASTM 1820) entre outras.

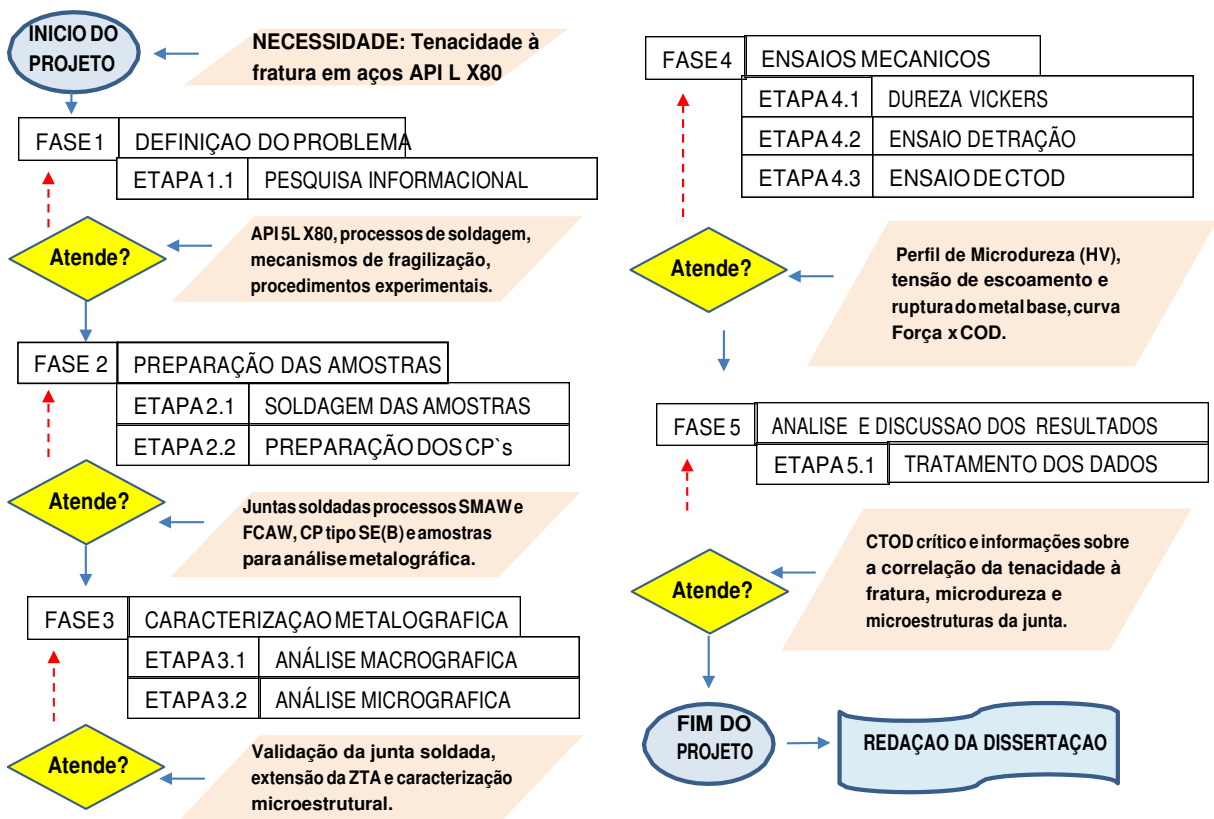
O corpo de prova do tipo flexão em três pontos, de modo que a espessura utilizada deve ser igual à do componente em serviço ou o mais próximo possível para evitar variações impostas pelo campo de tensão. Segundo STROHAECKER (2009) o corpo de prova é pré-trincado em fadiga com a finalidade de simular a maior severidade possível em um defeito, buscando equivaler ao pior defeito que pode ser encontrado na prática.

# CAPÍTULO III

## 3.0 METODOLOGIA

A metodologia utilizada para o desenvolvimento deste trabalho segue o Fluxograma da figura 15.

Figura 15– Processo metodológico de análise da tenacidade à fratura do aço API 5LX80.



Fonte – Autoria própria.

A necessidade estabelecida para o desenvolvimento deste trabalho foi a de analisar a tenacidade à fratura em juntas soldadas com aço API 5L X80. Logo que estabelecida esta necessidade deu-se início ao projeto. O processo de desenvolvimento foi concebido em 5 (cinco) fases denominadas: Fase 1 – Definição do Problema; Fase 2 – Preparação de Amostras; Fase 3 – Caracterização Metalográfica; Fase 4 – Realização de Ensaio Mecânicos; Fase 5 – Compilação e Análise dos Dados.



### 3.1 Fase 1 – Definição do problema:

A definição do problema destina-se ao aprofundamento nos conteúdos que norteiam a pesquisa sendo: Aços API 5L X80; Metalurgia da Soldagem; Mecânica da Fratura os temas escolhidos, para tanto, esta fase foi desdobrada em uma etapa que consiste na pesquisa de informações na literatura especializada. A ferramenta utilizada para o desenvolvimento da mesma foi o Quadro de Informações.

O metal de base utilizado foi o aço API 5L X80 sem resfriamento acelerado, cuja composição química pode ser vista na Tabela 1. O aço atente as especificações da norma API 5L X80.

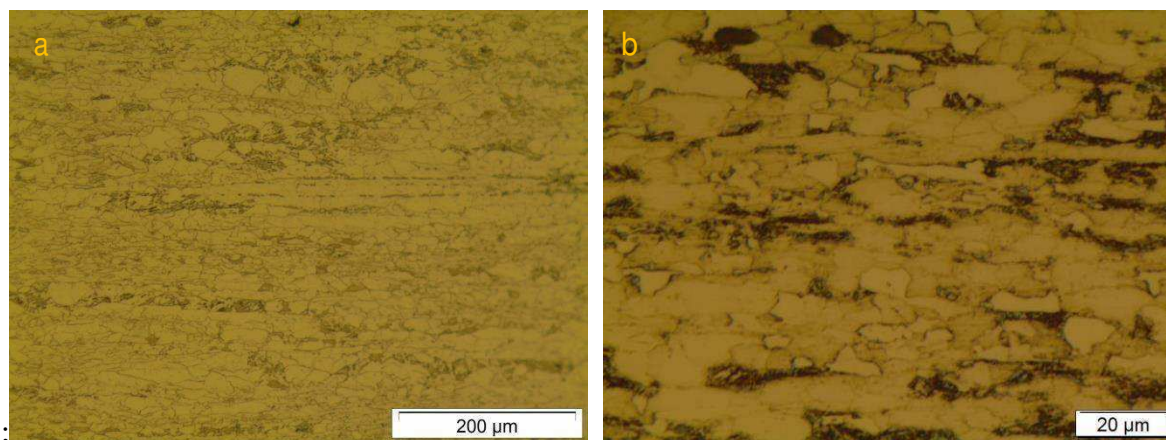
Tabela 1. Composição química do aço API 5L X80 (%massa)

C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Ti	Cr	Mo	Cu	B	Ni
0,041	1,654	0,192	0,016	0,005	0,032	0,063	0,031	0,013	0,142	0,212	0,024	0,003	0,023

Fonte: (ALBUQUERQUE 2015).

Na análise microestrutural, realizada primeiramente no metal base, foi possível observar características pertinentes ao processo de fabricação do aço como achatamento dos grãos (*pancakes*) que seguem na direção do desbaste ocorrido na laminação. Com maiores aumentos (1000 vezes) constatou-se da mesma forma a presença de bandas de ferrita e perlita fina ou bainita alinhadas no sentido da deformação da laminação como pode ser observado na fig. 16.

Figura 16 – Imagens obtidas da metal base do aço API 5L X80 com ataque de Nital 3% no microscópio óptico com diferentes aumentos.



Fonte: Autoria Própria.

### 3.2 Fase 2: Preparação das amostras

O corte da chapa de aço API X80 foi realizado através de plasma no laboratório de robótica, soldagem e simulação do Departamento de Engenharia Mecânica da UFMG conforme ilustrado na Fig. 17.

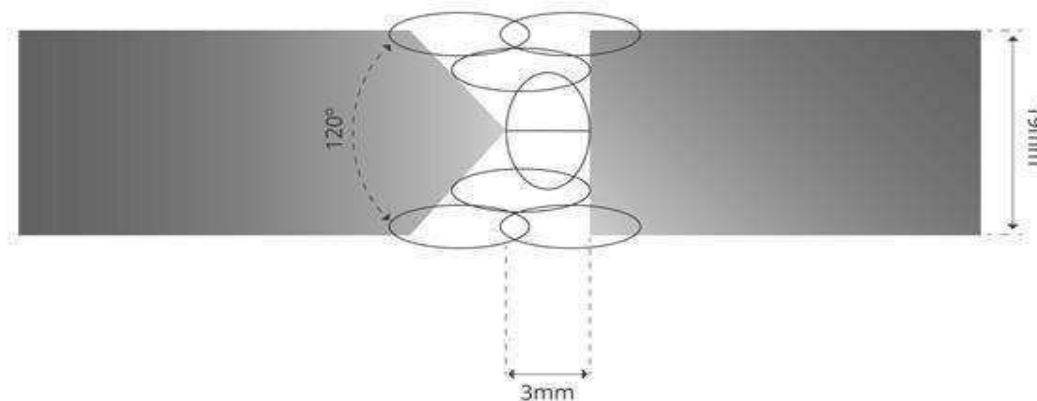
Figura 17 – Equipamento da corte por Plasma (UFMG)



Fonte – Albuquerque (2015).

Na preparação do chanfro da junta, com intuito de obter uma melhor distribuição das tensões geradas pelo processo de soldagem e consequentemente, facilitar o posicionamento do entalhe na ZTA nos ensaios de tenacidade à fratura, foi utilizado um chanfro em K com ângulo de  $120^\circ$  e raiz de 03mm conforme Fig.18

Figura 18 – Geometria do perfil soldado.



Fonte – Autoria própria.

Quanto aos processos de soldagem, as soldas foram realizadas com processo manual e automatizado com intuito de observar a influência dos processos na tenacidade à fratura das uniões soldadas. A soldagem manual se deu através do processo SMAW. Na soldagem automatizada, os passes de raiz das juntas soldadas foram realizados com processo (GMAW) e os demais passes de preenchimento e acabamento com proteção gasosa (FCAW-G) ou com arame auto-protegido (FCAW-S). A soldagem foi realizada com auxílio de um robô antropomórfico no laboratório de robótica, soldagem e Simulação na UFMG (ALBUQUERQUE,2015). As condições de soldagem estão expostas na tabela 2.

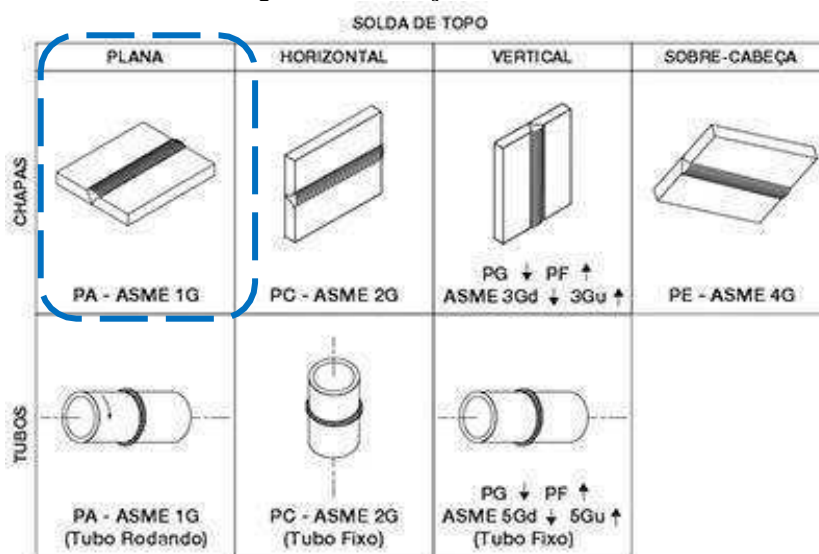
Tabela 2 – Processo de soldagem

Condição	Processo			Consumível	
	TIPO	Raiz	Ench./ Acab.	Raiz	Ench./ Acab.
M1	MANUAL	SMAW	SMAW	E9010-G	E9018-G
R1	ROBOTIZADO	GMAW	FCAW-G	ER 120S-G	E101T-1-KM7 H4
R2	ROBOTIZADO	GMAW	FCAW-S	ER 120S-G	E101T-1-KM7 H4

Fonte: Autoria Própria.

As chapas foram soldadas na posição plana de topo, refletindo de forma similar nas chapas a frequente posição de soldagem em tubulações como pode ser observado no esquema da Fig. 19.

Figura 19 – Posição das Soldas



Fonte – Apostila Processos de Soldagem – ESAB

Foram realizados vários testes preliminares a fim de definir os parâmetros mais adequados a serem utilizados. Nos testes iniciais foram realizados cordões de solda sobre chapa e posteriormente em chapas chanfradas. Abaixo pode-se observar os principais parâmetros utilizados em cada processo de soldagem na Tab.3.

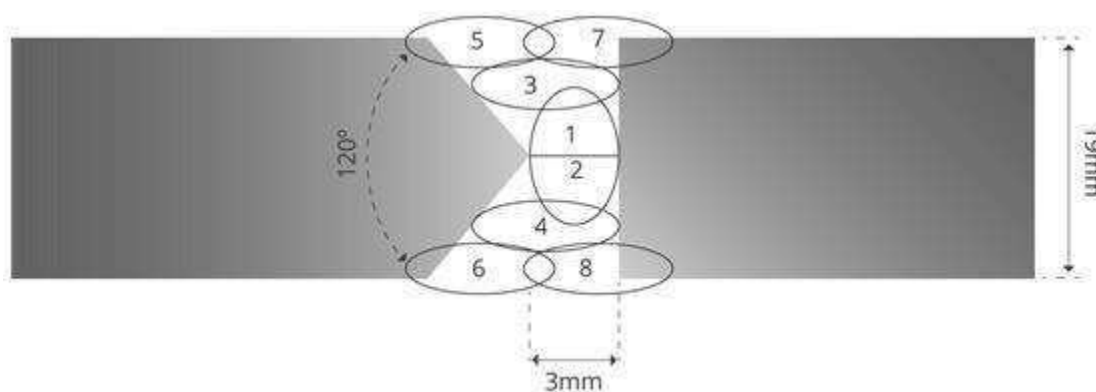
Tabela 3 – Parâmetros de Soldagem.

PROCESSO	SMAW			FCAW-G			FCAW-S		
	Passe	Raiz	Ench.	Acab.	Raiz	Ench.	Acab.	Raiz	Ench.
Corrente (A)	80	131	132	200	220	220	200	240	240
Tensão (V)	31,5	23,5	24,5	23	23	23	23	25	25
Vel. De sold. (m/s)	1,3	2,1	2,9	4,5	5	5	4,5	5	5
Aporte term.(kj/cm)	19,38	14,66	11,15	10,22	10,12	10,12	10,22	12,00	12,00

Fonte –Autoria Própria

Na soldagem manual foi utilizado processo SMAW onde nos passes de raiz (1 e 2 na figura 20) foram realizados com eletrodo AWS E9010-G, os passes de preenchimento e acabamento foram realizados com eletrodo AWS E9018-G. Na soldagem robotizada, os passes de raiz (1 e 2 na figura 20) foram realizados com processo GMAW e com arame ER120S-G, os demais, passes de preenchimento e acabamento foram realizados com arame tubular AWS E101T-1 tipo *flux-cores* com proteção gasosa de Ar+25%CO<sup>2</sup> (FCAW-G) e AWS E91T8-G com arame auto protegido (FCAW-S). A sequência de passes ocorreu conforme enumeração na Fig. 20 e composição dos consumíveis estão expostas nas tabelas 4.

Figura 20 – Quantidade e ordem dos passes de solda.



Fonte – Autoria própria.

Tabela 4 – Condições de soldagem.

Consumível	Composição Química (%)						
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V
E101T1-K7M H4	0,06	0,4	1,6	-	2,5	-	-
ER120S-G	0,10	0,7	1,8	0,3	1,9	0,5	-
AWS E9010-G	0,10	0,2	0,9	0,015	0,8	0,5	0,008
AWS E9018-G	0,05	0,5	1,1	-	1,6	0,2	-

Fonte – www.esab.com.br.

### 3.3 Fase 3: Caracterização metalográfica

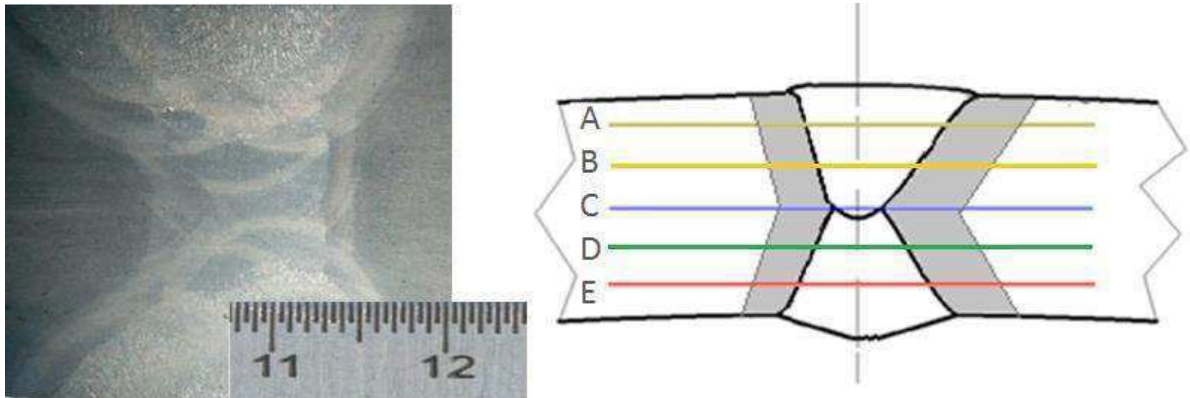
#### 3.3.1 Análise macrográfica

Foram extraídas amostras com a utilização da serra mecânica Franho e CUT OFF Arotec COR-40 com velocidade de avanço controlada manualmente para evitar aquecer excessivamente a peça durante o corte, pois o mesmo poderia resultar em mudanças na microestrutura da amostra. Não foram utilizadas dimensões pré-definidas, contudo as amostras obtiveram área da secção transversal suficiente para abranger região soldada, ZTA e material base.

A superfície foi inicialmente preparada através de lixamentos sucessivos, onde foram empregadas lixas de granulação decrescente na sequência: 80, 150, 240, 360, 400 e 600 girando a peça 90° entre as etapas de lixamento até que não fosse mais visual as marcas do lixamento anterior e em seguida polidas com alumina com granulometria 1µm. A amostra então foi limpa e imersa por 7 segundos para ataque da superfície em solução com Nital 10%, e rapidamente a superfície foi posta sobre água corrente e utilizado álcool e secador para auxiliar na secagem.

Para medir a extensão da ZTA foi utilizada a imagem de parte de uma escala amplificada em conjunto com a amostra, Fig. 21.

Figura 21 – Esquema ilustrativo da obtenção da extensão da ZTA.



Fonte – Autoria própria.

Na figura 19 pode se observar ainda que a extensão de ZTA foi medida nas regiões dos passes de acabamento A e E, passes de enchimento B e D e passe raiz indicado com a letra C.

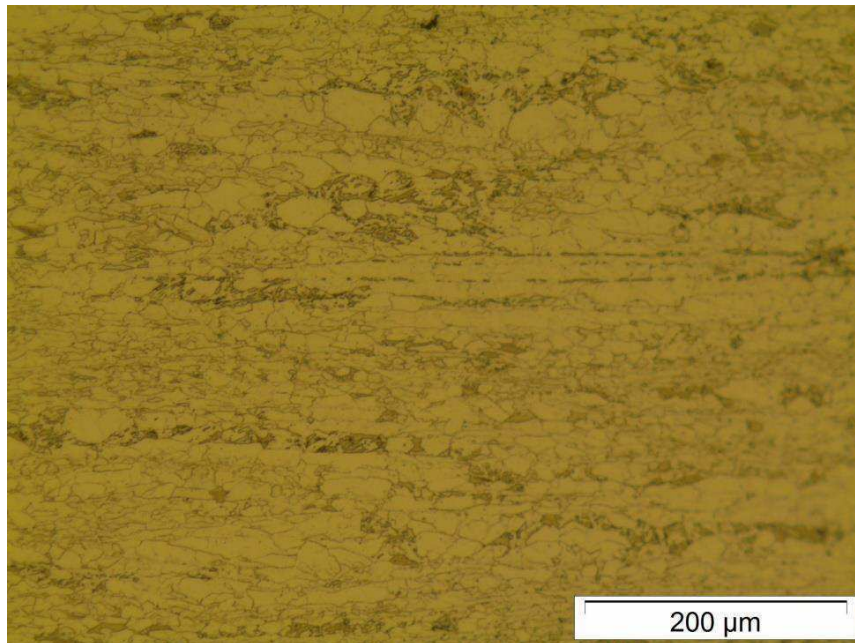
A análise macroscópica foi feita por meio visual e com o auxílio de câmera digital e *scanner* (digitalizador). Na visualização almeja-se poder avaliar extensão da Zona Termicamente Afetada, possíveis defeitos do processo de soldagem, número de passes e suas sobreposições para localização de possíveis zonas fragilizadas pelo processo multipasse.

### 3.3.2 Análise micrográfica

O processo de corte e preparação da superfície deu-se de forma similar a etapa 3.3.1 no estudo macrográfico, entretanto as dimensões são menores (20 mm de diâmetro) e embutidas a quente. O lixamento dessa vez foi realizado até a lixa com granulometria 1200 e logo em seguida, a amostra foi polida na politriz Arotec Aropol E, até eliminar-se visualmente os riscos ainda profundos do procedimento anterior (lixamento) e então atacada com Nital 3% para visualização das microestruturas como demonstrado na Fig.22.



Figura 22 – Processo de polimento na preparação da superfície das amostras metalográficas.



Fonte – Autoria própria.

Com auxílio de um microscópio óptico OLYMPUS BX 51M, Fig. 23, interligado a um computador contendo o programa MSQ® analisador de imagens microestruturais e um microscópio eletrônico de varredura, pode-se delinear os contornos de grão ferríticos e o contraste entre bainita e ferrita ou rede de cementita, mensurar tamanho de grão e possibilitar a delimitação para posterior obtenção do perfil de microdureza.

Figura 23 - Dimensões dos corpos de prova ensaio de tração



Fonte – olympuslatinoamerica.com

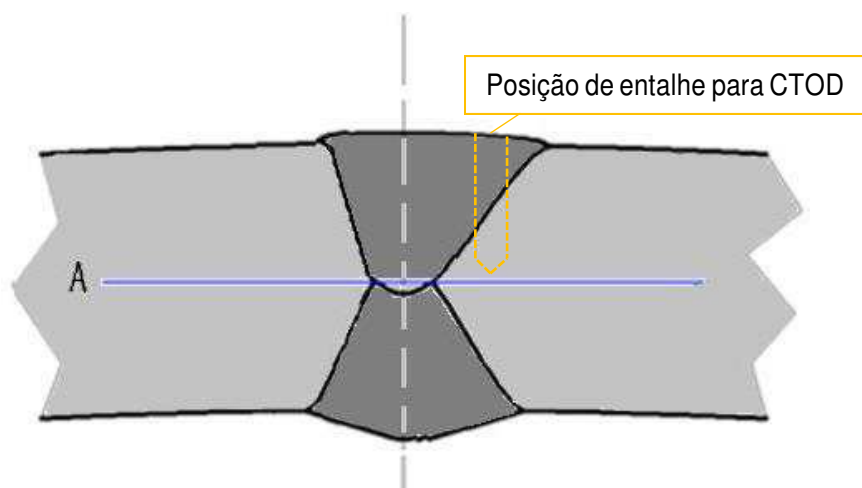
Da mesma forma, foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura-MEV para observar com mais detalhes a presença de microestruturas frágeis como microconstituente MA ou até mesmo bainita entre outras microestruturas importantes para detecção de possíveis zonas frágeis passíveis de proporcionar mecanismos de fragilização, bem como observar a região fraturada do ensaio CTOD, a região de embotamento e propagação dúctil da trinca.

### 3.4 Fase 4: Ensaios Mecânicos

#### 3.4.1 Ensaio de microdureza

Para avaliação do perfil de microdureza foram utilizadas as amostras já atacadas para análise metalográfica e as medidas de dureza Vickers foram realizadas através do microdurômetro digital FM-700 Future Tech. As medições foram realizadas em uma única linha de camadas interceptando o passe de raiz com intuito da análise da variação de dureza região final próxima onde se posicionará o entalhe para ensaio de CTOD conforme Fig. 24 Foi utilizada carga de 500 gf durante 15 seguindo recomendações da norma ASTM E 384-10.

Figura 24 – Linha da medição de microdureza.



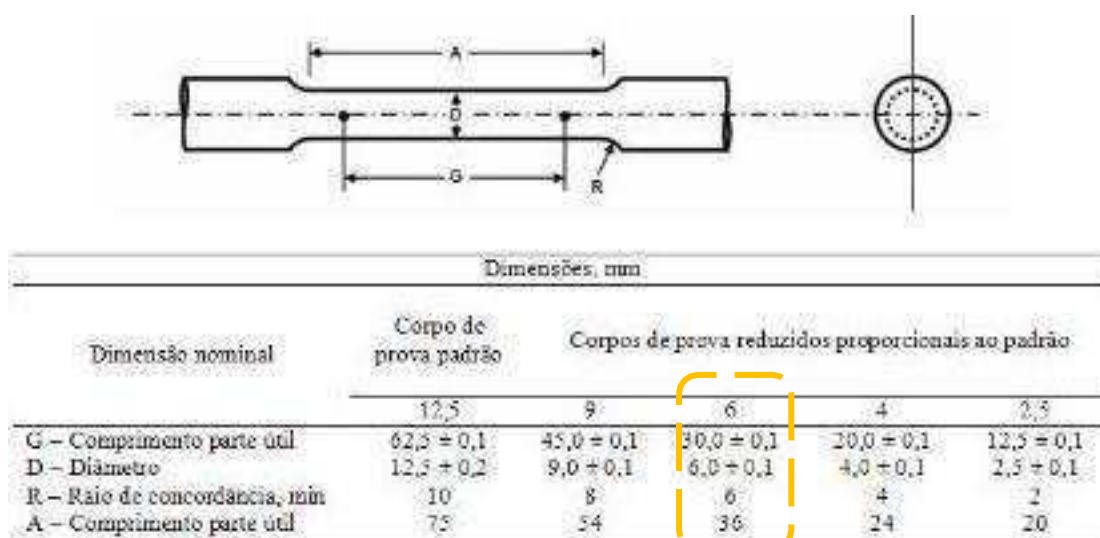
Fonte – Autoria própria.



### 3.4.2 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados em máquina servo-hidráulica MTS com auxílio de extensômetro e os procedimentos experimentais seguiram conforme a norma ASTM 8M sendo as dimensões dos corpos de prova do metal base confeccionadas conforme a fig. 25.

Figura 25 – Corpo de prova para ensaio de tração.

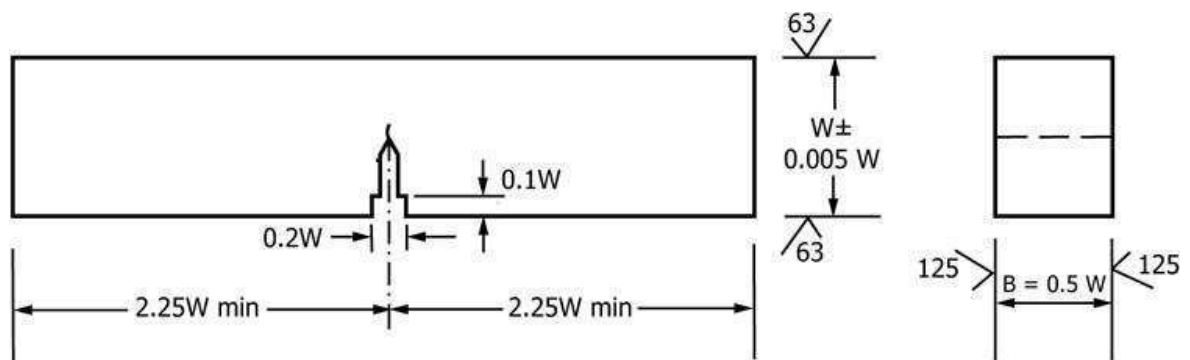
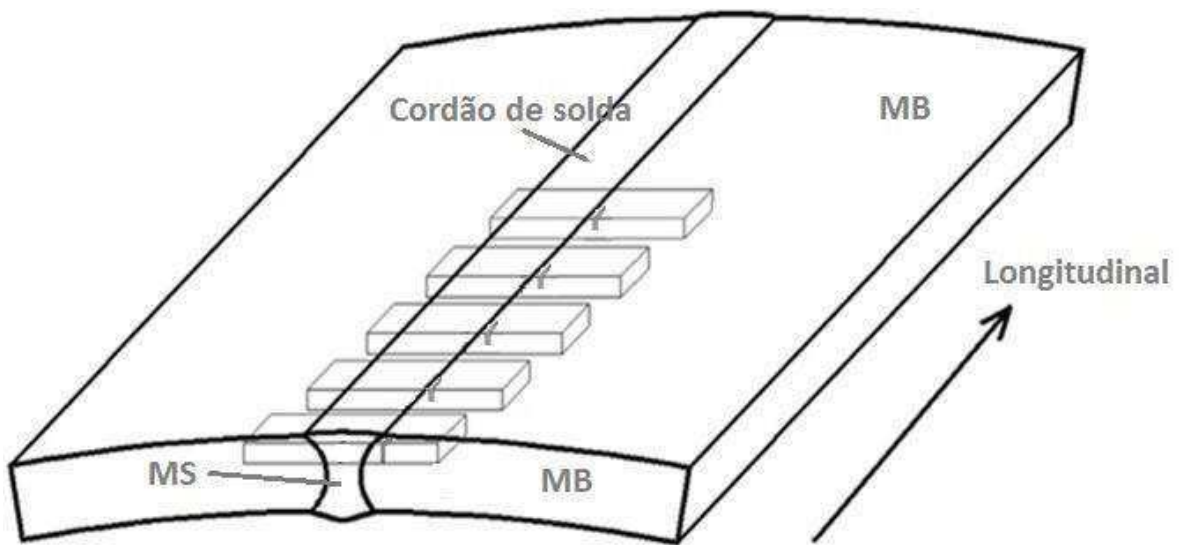


Fonte – ASTM 8M 2004.

### 3.4.3 Ensaio de CTOD

Os corpos de prova foram retirados das amostras soldadas conforme figura 24, com comprimentos superiores a 5 vezes W de modo a possibilitar a variação do posicionamento do entalhe em função da disposição da ZTA e confeccionados corpos de prova do tipo SE(B). O entalhe foi realizado na região de grãos grosseiros da zona termicamente afetada após identificação da mesma através do ataque químico Nital a 10%. Os testes foram conduzidos de acordo com a norma ASTM E1820. Os corpos de prova, após a realização do entalhe por eletroerosão (Eletrocut Novick AR 1300), foram pré-trincados em fadiga com frequência de 20 Hz. As dimensões do corpo de prova podem ser observadas na Fig. 26, sendo a secção transversal quadrada e dimensões de W e B iguais a 17 mm.

Figura 26 – Esquema ilustrativo da região da retirada dos tabletas para corpos de prova.



Fonte – Autoria Própria.

O ensaio de CTOD foi realizado sob flexão em três pontos. O deslocamento plástico  $V_{pl}$  foi determinado a partir do gráfico de  $P(kN) \times V(mm)$  como demonstrado na fig. 27, no ponto de máxima carga.

A partir da abertura  $V_{pl}$  do “clip-gage”, como indicado na fig. 27, calculou-se o CTOD crítico a através da seguinte expressão:

$$\delta = \frac{K^2 (1 - \nu^2)}{2\sigma_{YS}E} + \frac{r_p(W - a_o)v_{pl}}{[r_p(W - a_o) + a_o + z]} \quad (1)$$

Onde:

$a_o$  = comprimento original da trinca,

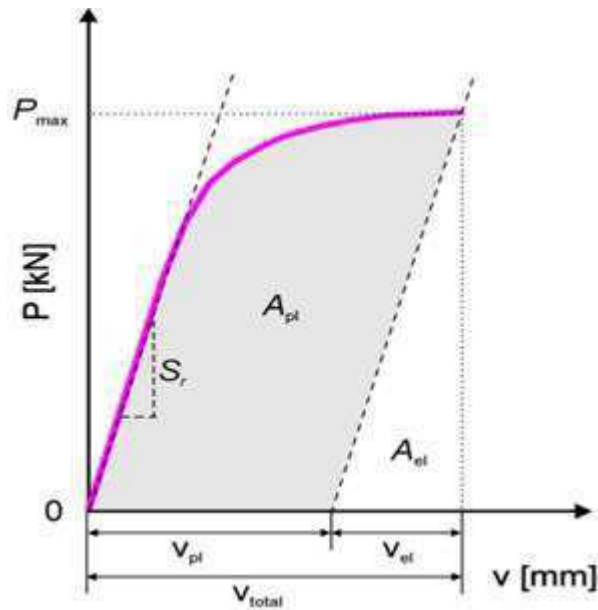
$W$  = altura do corpo de prova

$K$  = fator de intensidade de tensão,

$\nu$  = coeficiente de Poisson,

$\sigma_{ys}$  = Média entre os limites de escoamento e resistência,  
E = módulo de elasticidade à temperatura de teste,  
 $V_{pl}$  = componente plástico do deslocamento da abertura do “clip-gage”,  
z = distância do ponto de medição da borda da faca da borda entalhada,  
 $r_p$  = fator de rotação de plástico (0,44).

Figura 27 – Gráfico da Carga VS Abertura do “Clip-Gage” e obtenção do valor  $V_{pl}$ .



Fonte – Autoria Própria.

Por fim, os corpos de prova foram refrigerados com auxílio de nitrogênio líquido por seis minutos para permitir a fratura final de forma frágil possibilitando a distingui-la da propagação estável da trinca até o carregamento máximo.

### 3.5 Fase 5: Análise dos resultados obtidos de extensão da ZTA, microestrutura e microdureza.

As análises dos dados se deram através da compilação dos dados das Fases 3 e 4, avaliação e validação dos mesmos e finalmente, a comparação entre as respostas obtidas com a literatura para realização da fase 5.

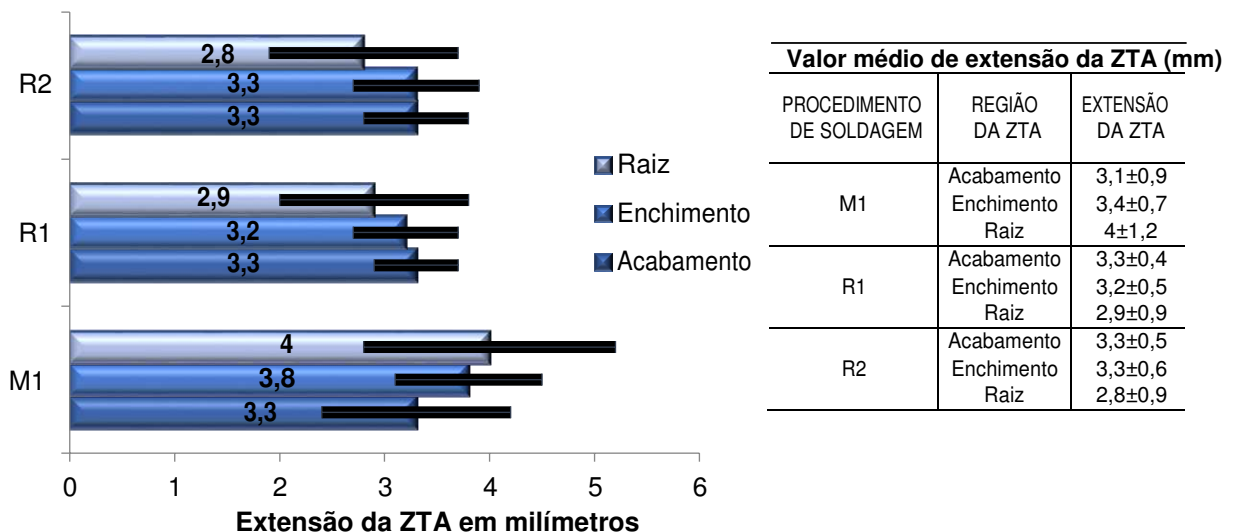
## CAPÍTULO IV

### 4.0 RESULTADOS E DISCUSSÕES

#### 4.1 EXTENSÃO DA ZONA TERMICAMENTE AFETADA

A ZTA é a região de maior preocupação em uma junta soldada, notadamente alterada em sua morfologia devido às altas temperaturas impostas pelos ciclos de soldagem, principalmente na região de grãos grosseiros, onde demonstra-se propícia ao surgimento de trincas. O aço API 5L X80 é comercializado como um aço bainítico, ou seja, regiões com grãos grosseiros nesse tipo de aço podem apresentar microconstituintes frágeis como bainita superior e ilhas de dureza constituídas de martensita e austenita retida podendo induzir a formação de trincas na região de grãos grosseiros. A Fig. 28 apresenta as extensões das ZTAs em mm na região dos passes de raiz, enchimento e acabamento de acordo com o processo de soldagem utilizado. Pode se observar a extensão da ZTA em milímetros.

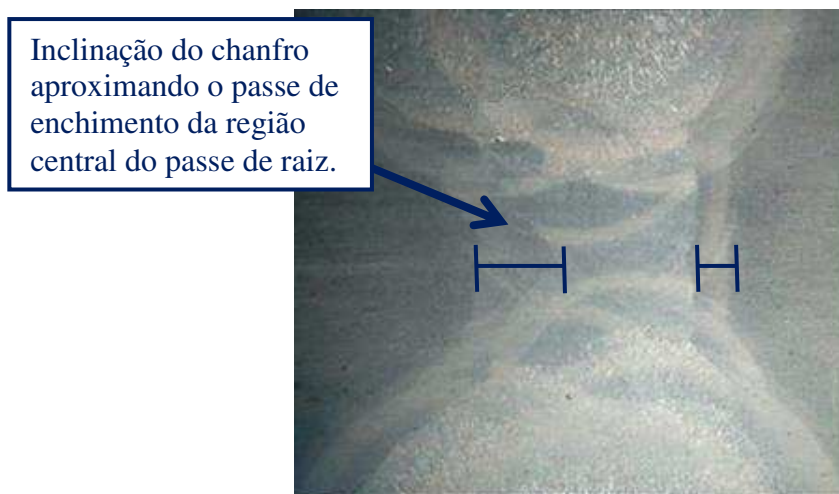
Figura 28 – Valor médio da extensão da ZTA.



Fonte: Autoria Própria.

Pela Figura 28 observa-se pouca variação nas médias de extensão tanto por região como por processo. No entanto o processo M1 apresentou a extensão de ZTA em média 18 % maior do que os processos robotizados R1 e R2. O desvio médio entre os processos foi significativamente maior na região do passe raiz em todos os processos de soldagem, tal alteração deve-se não apenas aos parâmetros de soldagem e suas respectivas influências no aporte térmico, mas também ao chanfro, que por ser no formato em “k” aproxima o passe de enchimento no lado chanfrado da região central induzindo maior calor a mesma e por consequência ampliando a região da ZTA como indica a Fig. 29. O processo M1 apresentou maior extensão da ZTA no passe raiz, muito provavelmente devido a menor velocidade de soldagem de M1 ser 70% menor que a velocidade de soldagem dos processos R1 e R2, o que acarretou em uma extensão de ZTA 43% maior na região da raiz do processo M1 quando comparado aos demais.

Figura 29 – Efeito do chanfro sobre a imagem da ZTA.



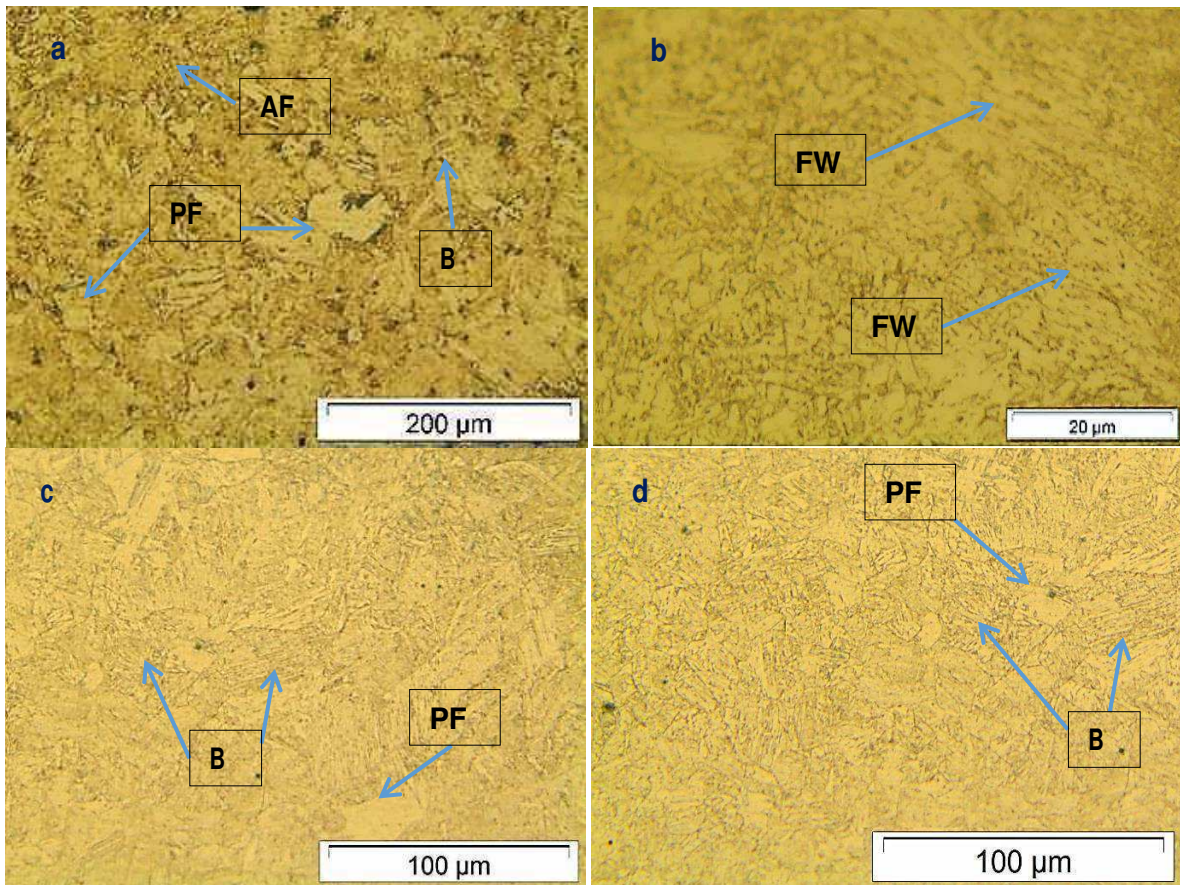
Fonte: Autoria Própria.

## 4.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

A figura 30 apresenta microestrutura da região de grãos grosseiros no processo de soldagem M1, R1 e R2 atacado com Nital 3%.



Figura 30 – Microscopia ótica com ataque de Nital 3% (a e b-M1, c- R1, d-R2).

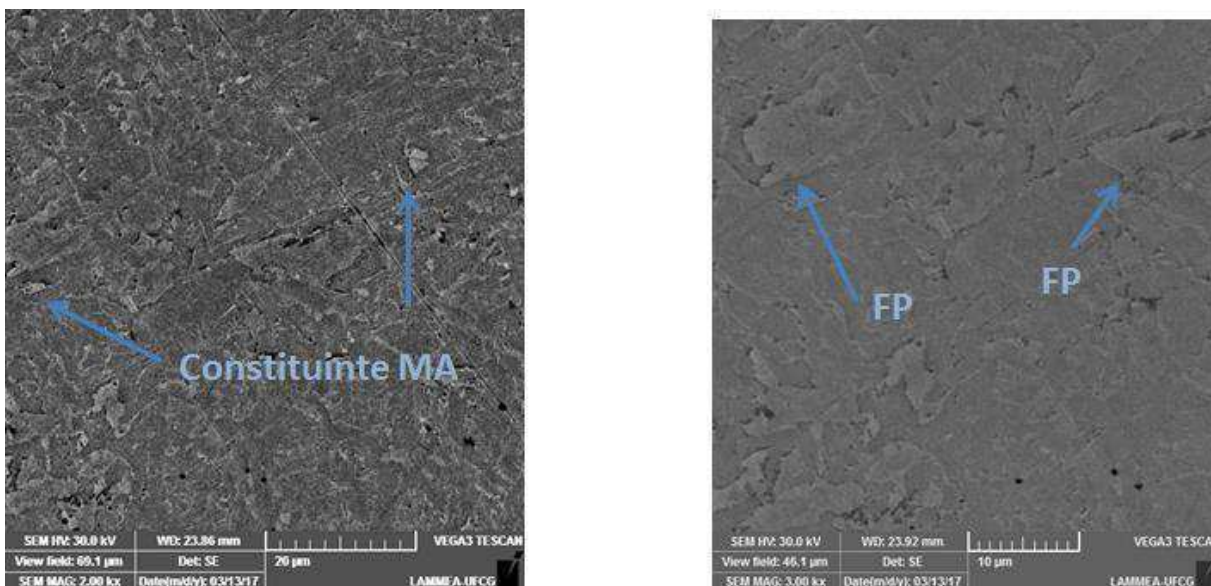


Fonte: Autoria Própria.

Observa-se na Figura 30 (a) presença de ferrita poligonal, ferrita acicular e bainita. Em 30(b) observa-se ripas de ferrita com microfases entre elas possivelmente constituídas por bainita caracterizando a presença da ferrita de Widmanstatten. Em 30(c e d) observa-se a presença de Bainita com ferrita poligonal. Importante salientar que a diferença microestrutural observada nas imagens a e b com relação as imagens c e d pode ter ocorrido primeiro pela influência dos elementos de liga como apresentado na fig. 3, como pela taxa de resfriamento onde o resfriamento mais lento de processos com maior energia de soldagem, implica na possibilidade de grãos maiores e conseqüentemente mais propício para nucleação de ferrita acicular e maiores grãos de ferrita poligonal apresentados no processo M1, bem como o baixo teor de carbono e maior período nas temperaturas de transformação ocasionaram na presença de ferrita de Widmanstatten na RGG mais próximas a zona fundida. Nos processos R1 e R2, a maior taxa de resfriamento proporcionou um menor tamanho de grão e mais contornos de grão para nucleação de bainita.

Na figura 31 apresenta imagens obtidas por microscópio eletrônico de varredura no processo M1.

Figura 31 – Presença de microestruturas na região de grãos grosseiros (processo M1).



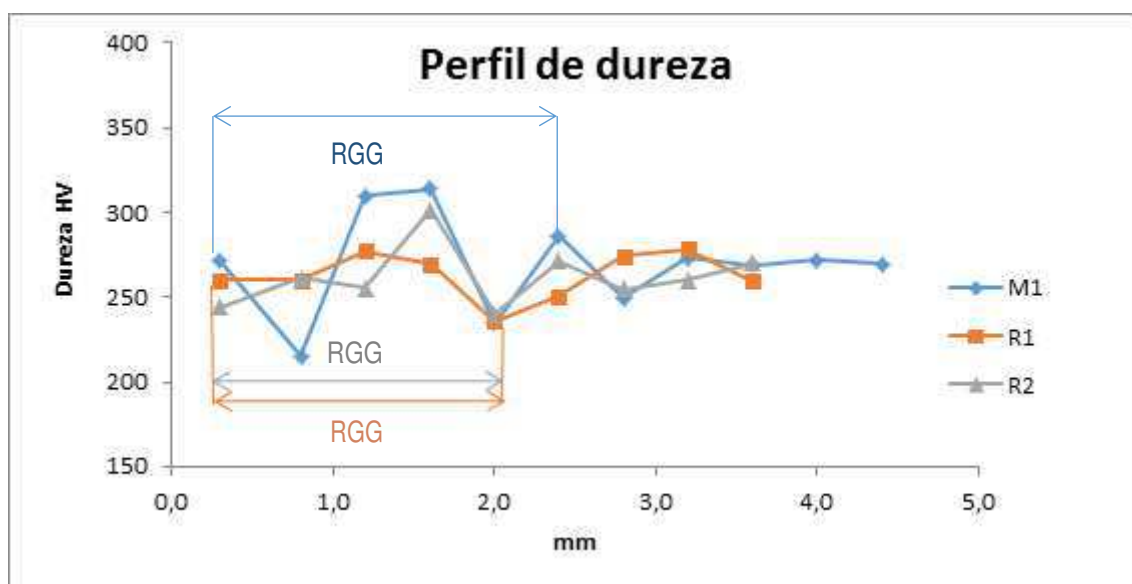
Fonte – Autoria Própria.

Como esperado ocorreu à presença de constituinte MA na região de grãos grosseiros (PIERETTI, 2013), o que pode reduzir a tenacidade local devido a formação de microtrincas. A presença da mesma ocorre de maneira semelhante nas amostras dos três processos na forma de ilhas de dureza dispersas principalmente próximo a linha de fusão. Na região de grãos grosseiros também foi possível observar a presença de grãos de ferrita poligonal de diferentes dimensões o que pode favorecer o processo de fratura por conta da dissimilaridade de propriedades mecânicas na região devido aos grãos serem muito díspares. Outro ponto importante que pode ter influenciado neste resultado é à composição química do material, pois a presença de Nióbio e Vanádio que possibilitam o acréscimo nas propriedades mecânicas (Nb – aumento da resistência ao impacto e V – aumento da resistência mecânica) pelo refino de grão sem reduções substanciais na tenacidade do material, quando expostos sob altas temperaturas provenientes do processo de soldagem multipasse podem gerar uma matriz ferrítica com tamanho de grãos muito díspares na ZTA como observado. Todavia, o maior aporte térmico impresso no processo M1 amplifica ainda mais este fenômeno.

### 4.3 PERFIL DE MICRODUREZA

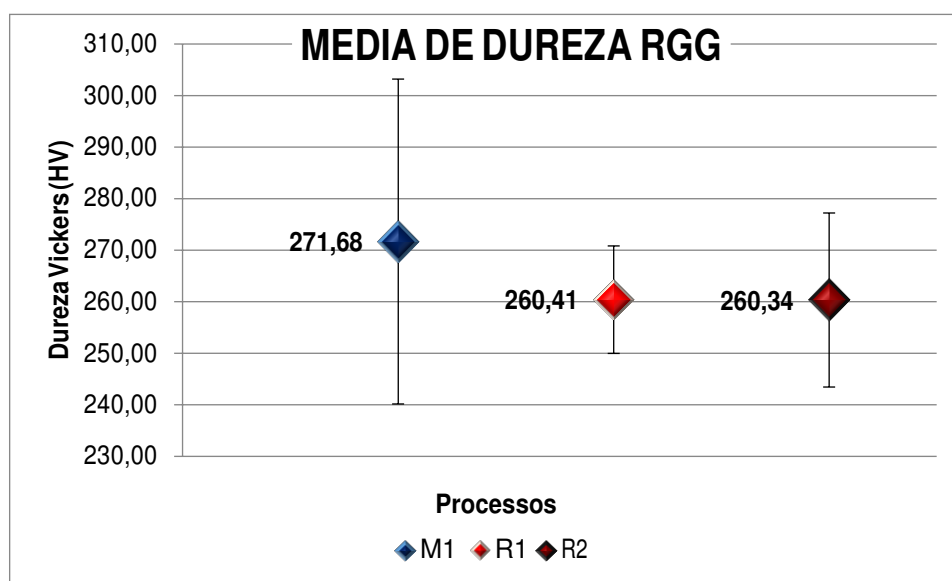
Nas Figuras 32 e 33 tem-se os valores de microdureza em toda extensão da união soldada na região do passe raiz, conforme procedimento ilustrado na metodologia e média de dureza na RGG para os processos M1, R1 e R2.

Figura 32 – Valores de microdureza na região termicamente afetada.



Fonte – Autoria Própria.

Figura 33 – Valores médios de dureza na região de grãos grosseiros.



Fonte – Autoria Própria.



Pode-se observar que os valores de dureza na região de grãos grosseiros das ZTA obtidas tanto pelo processo M1 como pelos processos R1 e R2, foram em geral inferiores àqueles obtidas na região fundida ou não afetada termicamente. Isso se deu devido ao crescimento de grão com microconstituintes ferríticos como ferrita poligonal.

Verifica-se da mesma forma uma maior região de grãos grosseiros no processo M1. Neste caso a energia de soldagem do passe de raiz 19,38 KJ/cm proporcionando uma taxa de resfriamento reduzida e, conseqüentemente uma redução na dureza, aumentando a possibilidade de formação de Ferrita de Widmastaten na RGG e RGF da ZTA, atuando na queda da dureza e logo na resistência da junta, o que é inadequado para os aços ARBL, no qual uma das três principais características é a alta resistência mecânica em conjunto com boa tenacidade e soldabilidade.

DURAND (2007), ASSIS (2011) e Albuquerque (2015) observaram da mesma forma que na soldagem multipasse tanto de aços API 5L X65 quanto X80, a correlação entre o aumento na energia de soldagem e a redução da taxa de resfriamento, resultando no aumento do tamanho de grão na ZTA com a conseqüentemente a queda de dureza nesta região .

As maiores temperaturas em procedimento com maior energia de soldagem no processo M1 foram suficientes para promover o aparecimento de ferrita poligonal - PF, que pode ter provocado os pontos de baixa dureza localizados o que torna primordial a averiguação prévia e controle da energia de soldagem principalmente em processos de soldagem multipasse do aço API 5L X80, o que torna-se ainda mais imperativo no caso de soldagem manual, como no processo M1 onde o controle dos parâmetros do processo é ajustado pelo soldador. Esta dispersão de valores de dureza pode ser constatada no elevado valor do desvio médio de 41 HV, onde a maior heterogeneidade microestrutural do processo M1 causou maior desvio da média de dureza na RGG.

#### 4.4 ENSAIO DE TRAÇÃO

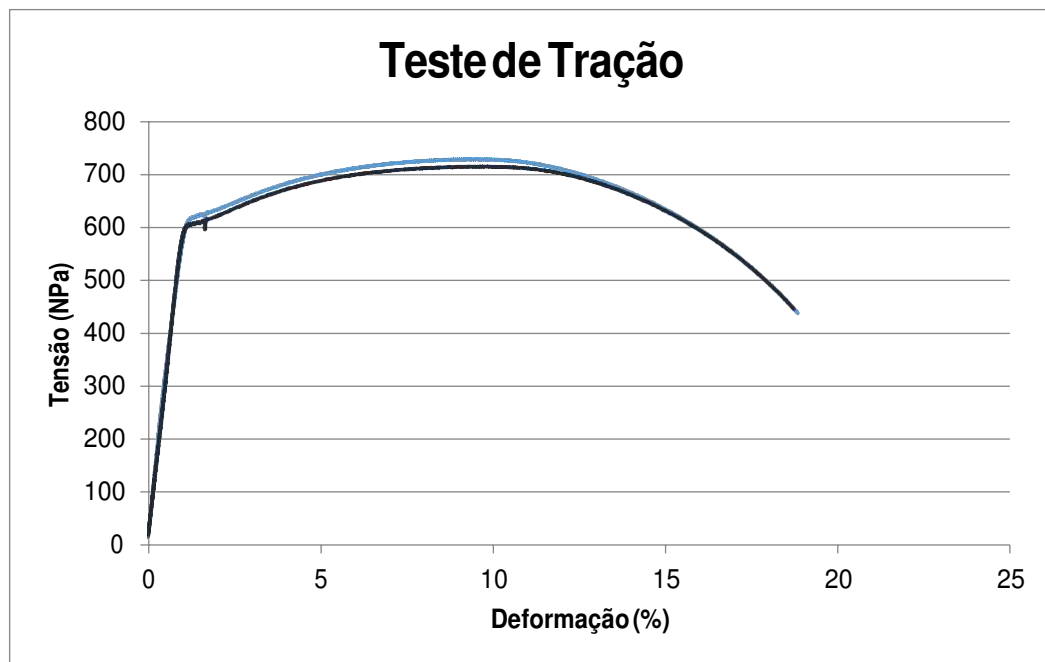
Na Figura 34, observa-se como esperado que o aço com boa tenacidade e apresenta limite escoamento e resistência que atendem as especificações da tabela 05.

Tabela 05: Propriedades Mecânicas do aço API 5L X80. (Usiminas, 2013).

<b>Propriedades Mecânicas da API 5L Grau X80</b>			
Grau	Escoamento	Limite de resistência	Elongamento
	MPa	MPa	Min %
API 5L X80	552-690	621-827	-

Fonte – Autoria Própria.

Figura 34 – Teste de tração.



Fonte – Auoria Própria.

A tabela 06 apresenta os resultados obtidos no ensaio de tração

Tabela 06 – Resultados de ensaio de tração.

<b>Teste de Tração</b>			
Longitudinal	$\sigma_{LE}$	$\sigma_{LR}$	$\sigma_{LE}/\sigma_{LR}$
Máxima	618	724	0,85
Mínima	607	714	0,85

Fonte – Auoria Própria.

A tabela 07 compara os resultados obtidos no ensaio de tração com outros resultados bibliográfico.

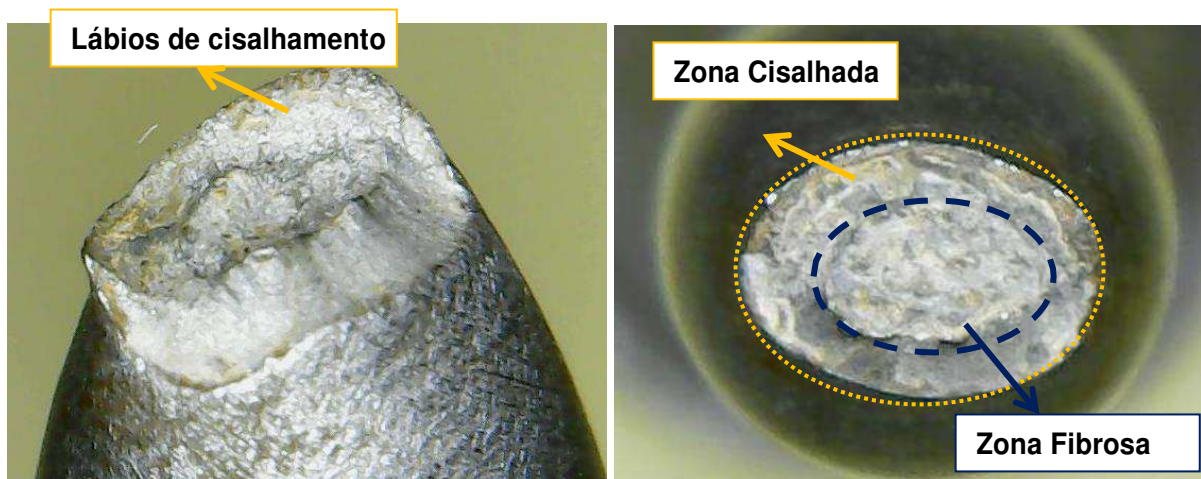
Tabela 07 – Resultados de ensaio de tração referenciados.

<b>Teste de Tração</b>			
$\sigma_{LE}$	$\sigma_{LR}$	$\sigma_{LE}/\sigma_{LR}$	Referência
571	693	0,82	(SOUZA 2011)
542	692	0,78	(SILVA 2009)
668	714	0,94	(CHEN 2015)

Fonte – Auoria Própria.

Na figura 35 observa-se o aspecto macroscópico da fratura do ensaio de tração onde pode-se perceber que a fratura se deu de forma dúctil. A Zona fibrosa ocorre devido à propagação da trinca na região com maior triaxialidade de tensão, no caso, no centro no corpo de prova, onde, de modo geral se propaga primeiro a trinca. Por outro lado, a Zona Cisalhada com inclinação próximo a 45°, formado “lábios de cisalhamento” que se dá devido ao alívio da triaxialidade pela diminuição da espessura. Por fim, observa-se a ausência de uma Zona Radial o que confirma a boa ductilidade do material.

Figura 35 – Aspecto fratógráfico do corpo de prova ensaiado por tração.

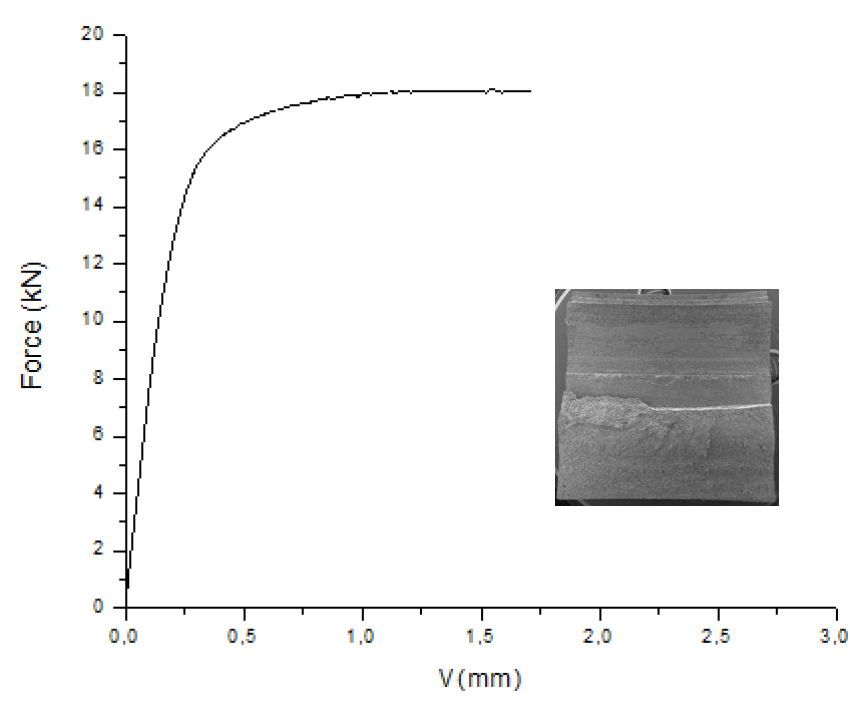


Fonte – Auoria Própria.

#### 4.5 ENSAIO DE CTOD

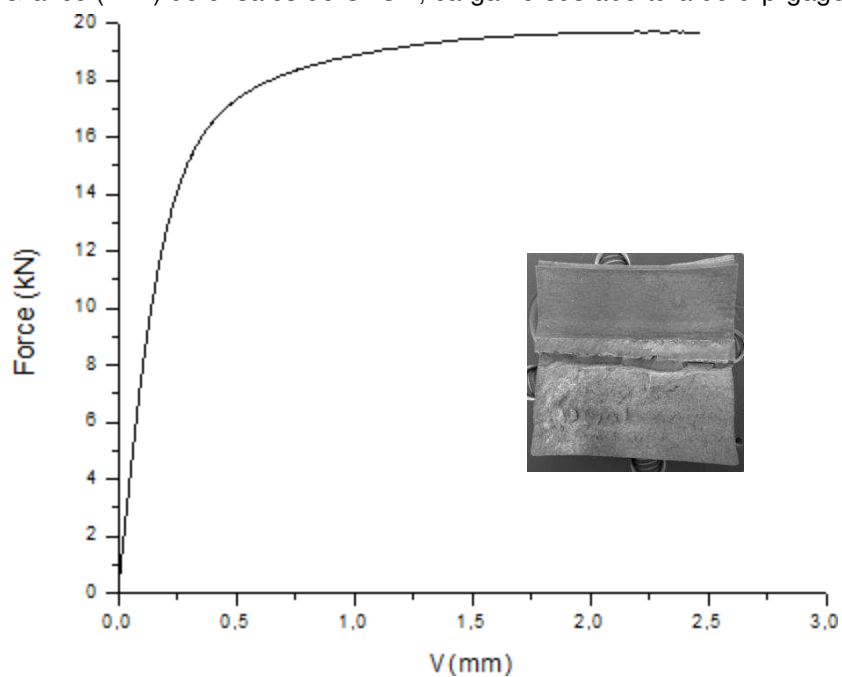
As Figuras 36 a 44 apresentam os registros gráficos (Força x V) dos ensaios de CTOD, bem como os aspectos fratógráficos dos corpos de prova fraturados após os ensaios.

Figura 36– Gráfico (PxV) de ensaios de CTOD, carga versus abertura do clip-gage. CP1 (M1).



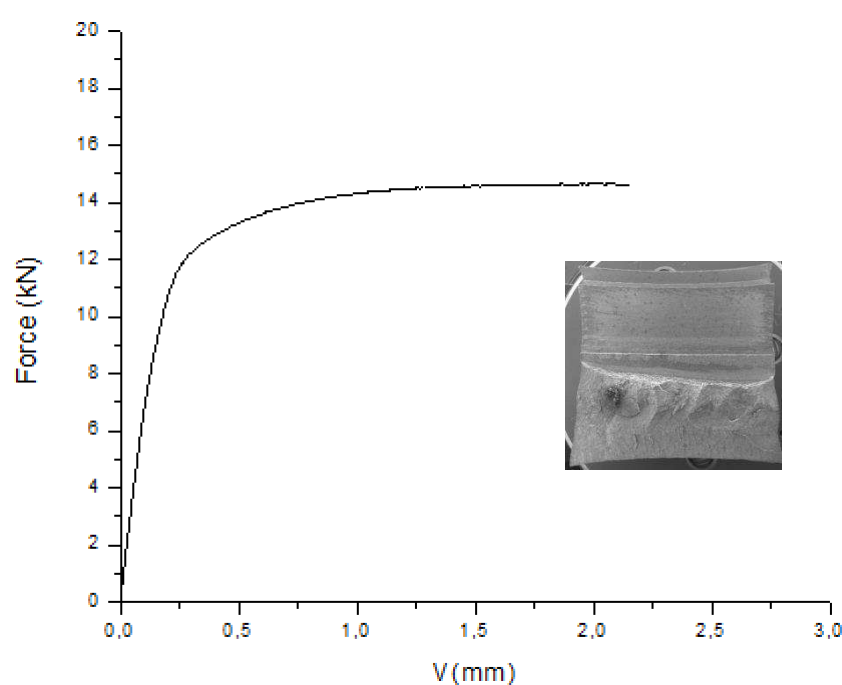
Fonte – Auoria Própria.

Figura 37 – Gráfico (PxV) de ensaios de CTOD, carga versus abertura do clip-gage. CP 2 (R1).



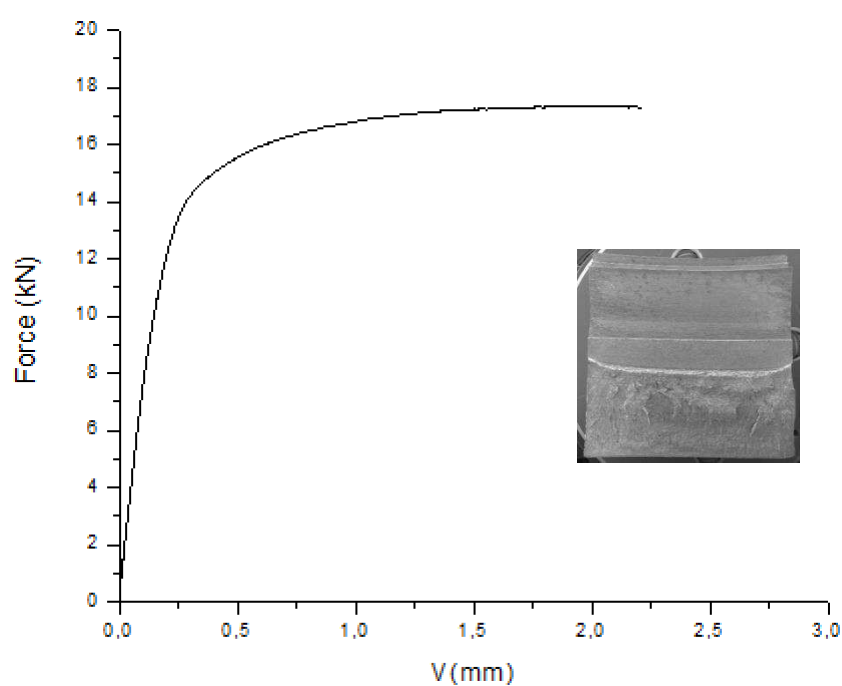
Fonte – Auoria Própria.

Figura 38 – Gráfico (PxV) de ensaios de CTOD, carga versus abertura do clip-gage. CP3 (R2).



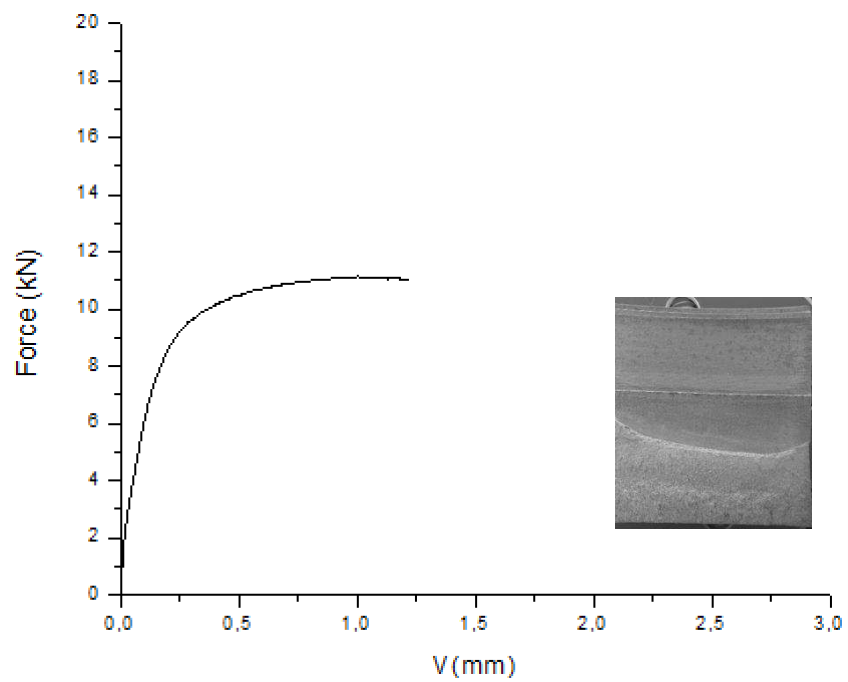
Fonte – Auoria Própria.

Figura 39 – Gráfico (PxV) de ensaios de CTOD, carga versus abertura do clip-gage. CP4 (R2).



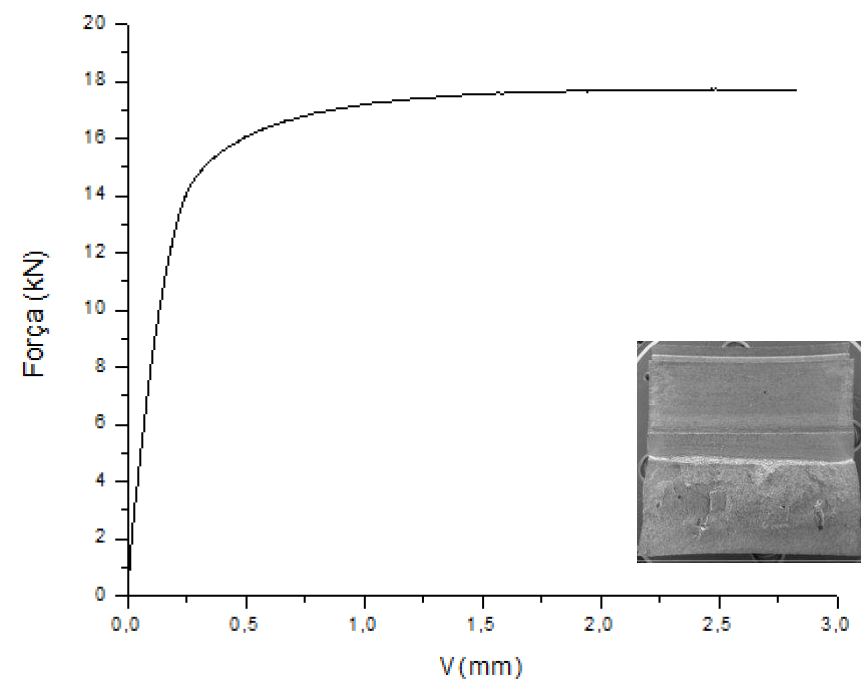
Fonte – Auoria Própria.

Figura 40 – Gráfico (PxV) de ensaios de CTOD, carga versus abertura do clip-gage. CP 5 (R1).



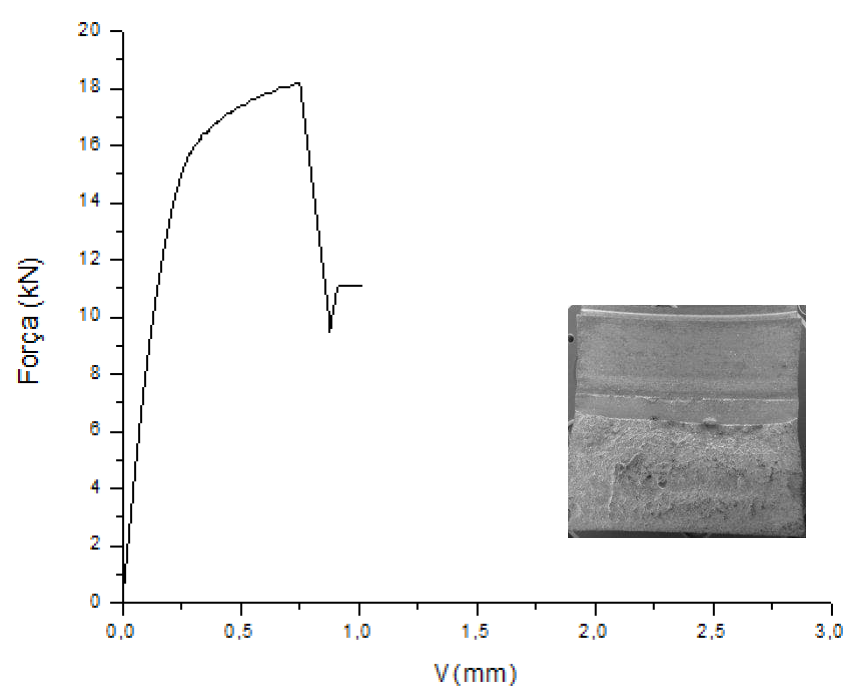
Fonte – Auoria Própria.

Figura 41 – Gráfico (PxV) de ensaios de CTOD, carga versus abertura do clip-gage. CP6 (M1).



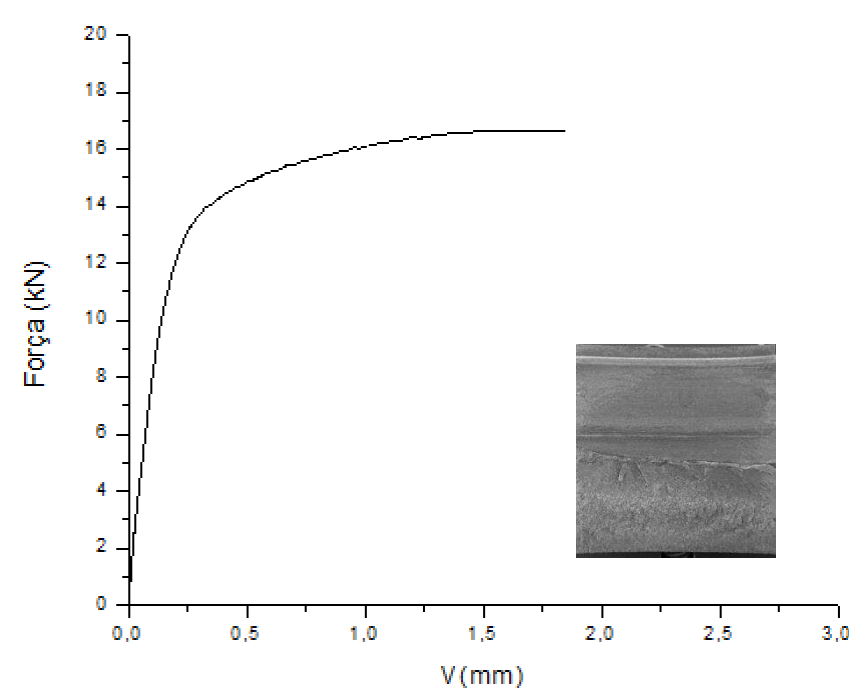
Fonte – Auoria Própria.

Figura 42 – Gráfico (PxV) de ensaios de CTOD, carga versus abertura do clip-gage. CP7 (M1).



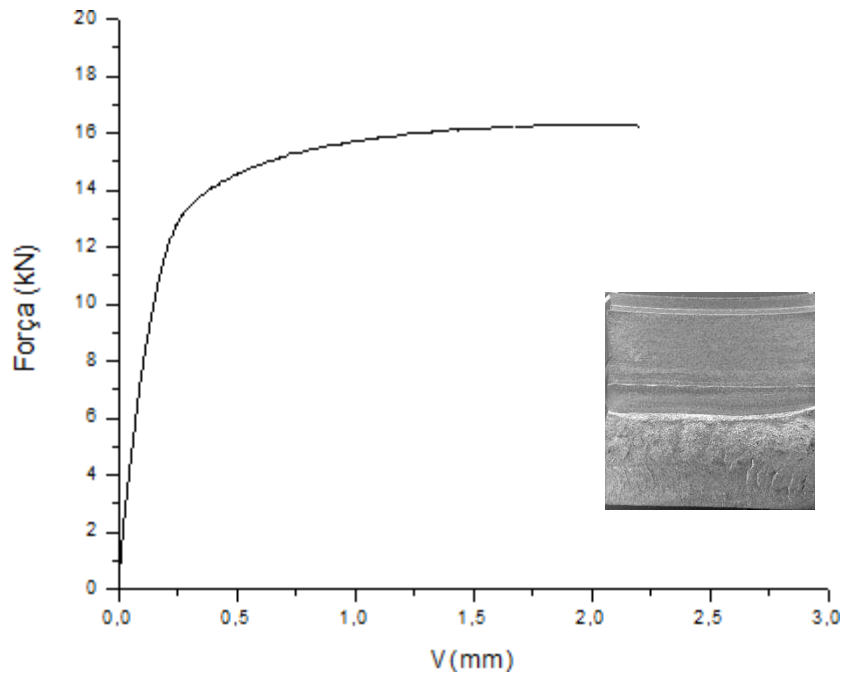
Fonte – Auoria Própria.

Figura 43 – Gráfico (PxV) de ensaios de CTOD, carga versus abertura do clip-gage. CP8 (R1).



Fonte – Auoria Própria.

Figura 44 – Gráfico (PxV) de ensaios de CTOD, carga versus abertura do clip-gage. CP9 (R2).



Fonte – Auoria Própria.

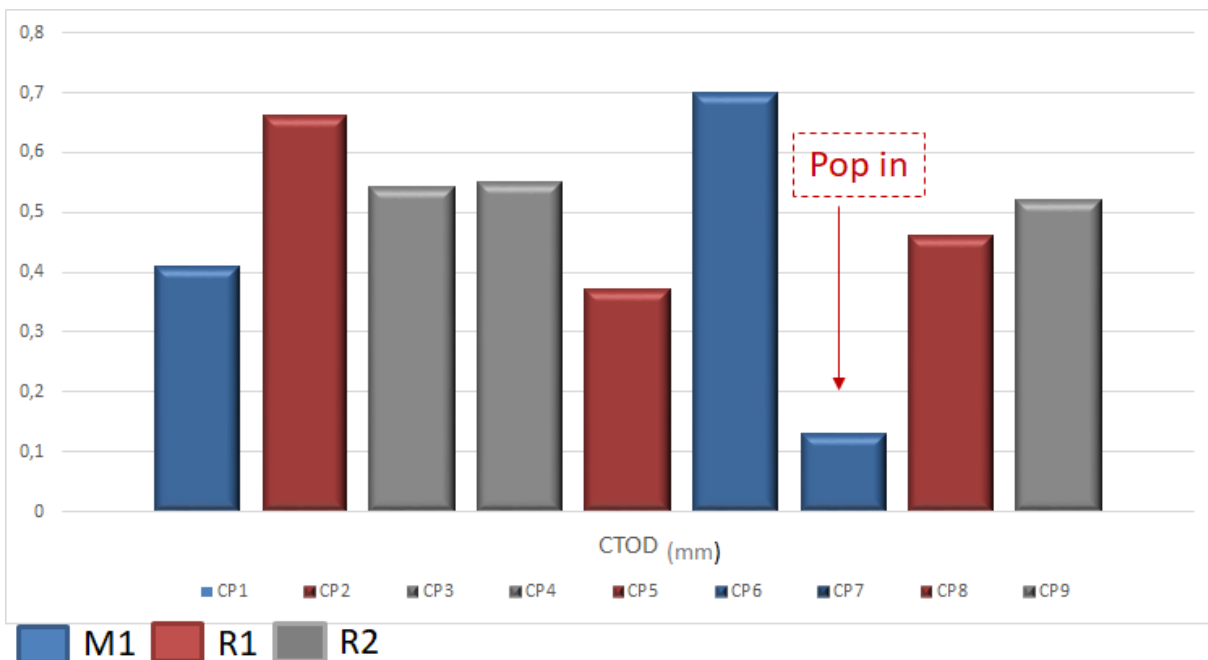
No CP1 o ensaio com a carga máxima alcançada de forma progressiva, a vista frontal do corpo de prova apresenta propagação dúctil, no entanto parte da fratura dúctil foi arrancada por clivagem após a fratura com o corpo de prova refrigerado com nitrogênio líquido. No CP2 o ensaio com a carga máxima superior a 19kN e componente de deslocamento da boca da trinca (V) com segunda maior extensão dentre todas as amostras ensaiadas, no CP3 a carga máxima atingida de forma rápida, no entanto há componente de deslocamento da boca da trinca (V) considerável. Observa-se da mesma forma a presença de fratura dúctil por cisalhamento nas laterais na vista frontal da fratura, no CP4 semelhante ao anterior (CP3) componente de deslocamento da boca da trinca (V) considerável, possivelmente devido a menor heterogeneidade de tamanho de grãos com uma estrutura basicamente ferrítica bainítica, a vista frontal do corpo de prova apresenta propagação dúctil e excelente uniformidade na propagação da pré-trinca, no CP5 a carga máxima é atingida rapidamente e a vista frontal do corpo de prova apresenta tunelamento possivelmente devido as tensões planas na região mais próxima do centro da peça, no CP6 a carga máxima alcançada é de quase 18kN e excelente propagação estável da trinca possivelmente devido a maior distância entre as inclusões a frente da ponta da trinca o que necessita de maior quantidade de energia para propagar a trinca. A vista frontal do corpo de prova apresenta propagação dúctil praticamente linear e extensa zona



fraturada de forma dúctil, o CP7 apresenta carga máxima superior a 16 KN, no entanto, exibiu um comportamento distinto dos demais resultados, o mesmo apresenta uma queda brusca na carga (*pop in*) seguido de um retorno e continuação da propagação estável da trinca. Isso se deve provavelmente ao encontro de uma estrutura mais dura como bainita na ponta da trinca com plano cristalográfico paralelo a trinca, elevando a carga necessária para propagação da mesma, após a trinca ultrapassar a microestrutura a carga cai até encontrar outra microestrutura com tenacidade suficiente para conter a trinca. Para critérios de CTOD, de acordo com a norma ASTM 1820, o *pop in* será o ponto de referência para cálculo de CTOD crítico. No CP8 a carga máxima alcançada mais rapidamente de forma progressiva e boa propagação estável da trinca, a vista frontal do corpo de prova apresenta zona fraturada de forma dúctil com pequena variação na propagação da pré-trinca. No CP9 a carga máxima é atingida rapidamente e propagação da trinca estável com deslocamento da boca da trinca superior a 1,7mm. A vista frontal da fratura evidencia com a linha clara após a trinca de fadiga com a região de fratura dúctil.

A Figura 45 apresenta as cargas máximas obtidas no ensaio de flexão em três pontos, onde os CPs 1,6 e 7 são provenientes do processo M1, os CPs 2, 5 e 8 do processo R1 e os CPs 3, 4 e 8 referentes ao processo de soldagem R2.

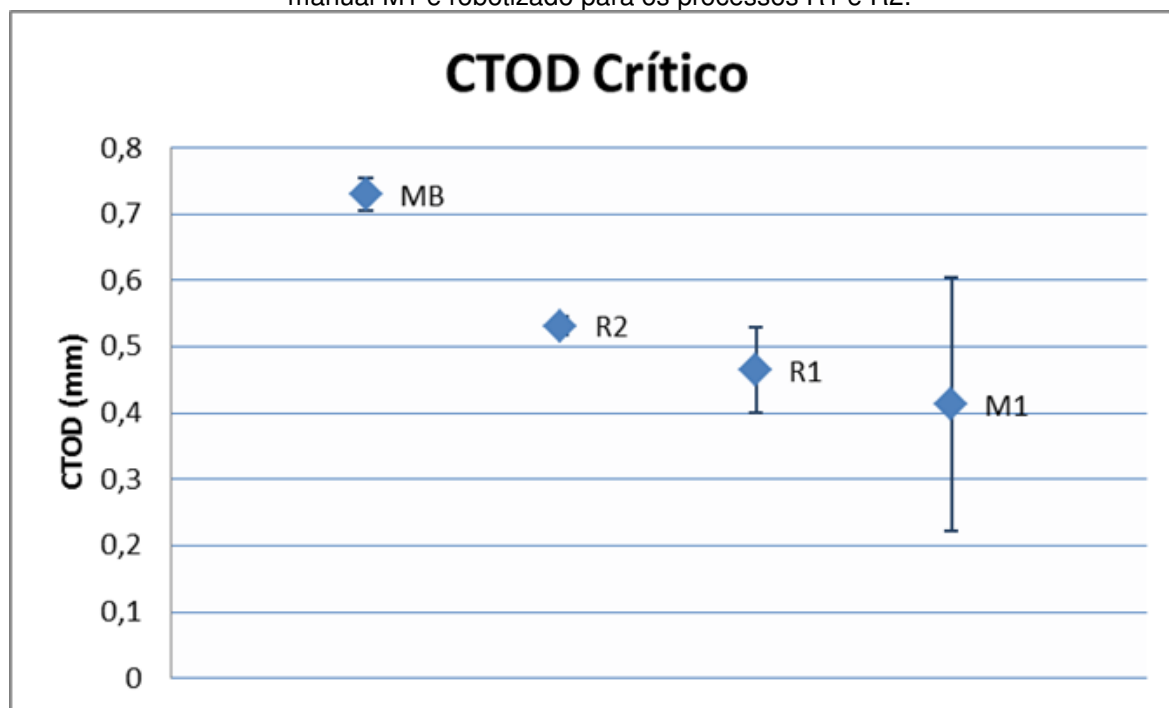
Figura 45 – Carga máxima obtida nos ensaios de flexão de três pontos.



Fonte – Autoria Própria

No presente estudo a presença de pop-in no CP 07, influenciou diretamente no desvio médio do CTOD para o processo M1 como pode ser observado na figura 46. Todavia, faz-se necessário uma maior amostragem para garantir uma melhor inferência.

Figura 46 – Resultado médio de CTOD crítico no metal base MB e nos processos de soldagem manual M1 e robotizado para os processos R1 e R2.



Fonte – Auoria Própria

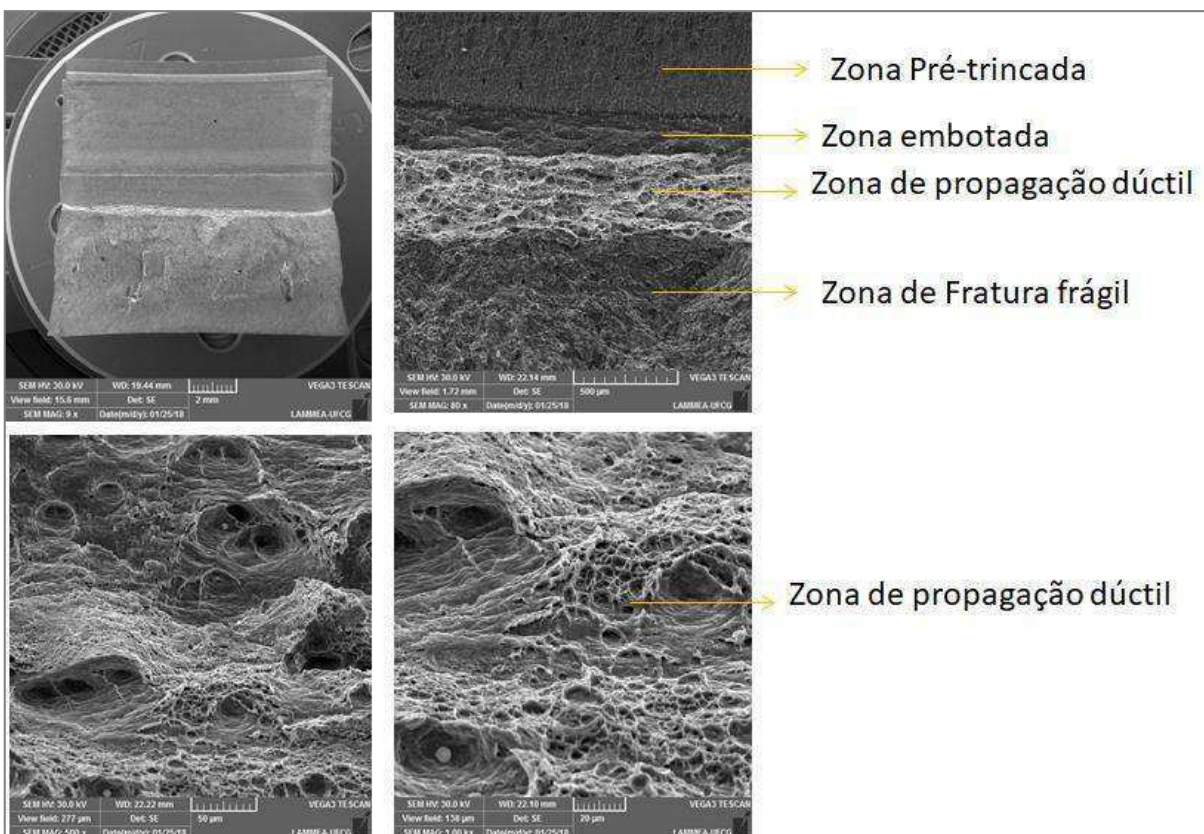
Observa-se na figura 46 que todos os resultados de CTOD na ZTA foram menores que o metal base, no entanto os processos robotizados apresentaram melhores resultado de CTOD crítico, com reduções de 27% no processo R2 e 36% no processo R1 enquanto que no processo manual M1 a redução no CTOD crítico foi de 43%. O motivo reflete a menor capacidade do material soldado com processo M1 de resistir ao coalescimento dos vazios devido a menor dureza média na região em conjunto com áreas pontuais com picos de dureza e presença de microtrincas na regiões mais duras.

CHEN, (2015) apresenta uma redução de 20% na tenacidade a fratura na ZTA para o processo SAW quando comparado ao metal base, já SILVA, (2009) apresentou resultados com redução ainda maiores de CTOD, no entanto, influenciada por temperatura menores que 0°C. TOYODA, (1989) já levantava resultados que indicavam que o aumento no tamanho do grão implicaria na redução do CTOD crítico bem como num maior desvio médio como apresentado

no processo M1 do presente trabalho. KOÇAK (1998) acrescentou de forma semelhante aos resultados apresentados por este trabalho que a influência do tratamento térmico sofrido pela ZTA interfere nas propriedades do metal base e conseqüentemente no resultado do CTOD diminuindo a tenacidade à fratura nas regiões tratada termicamente pelo processo de soldagem. Segundo WANG (2012) deve-se ainda levar em conta a influência das tensões residuais na redução do CTOD, fato que não foi alvo de estudo no presente trabalho onde a junta soldada não sofreu nenhum tipo de tratamento para alívio de tensões.

Para um melhor entendimento sobre como se dá o processo em que o material resiste à propagação de trinca, ou ainda, como ocorre a propagação estável da mesma, foram analisadas imagens com microscópio eletrônico de varredura MEV. Nas figuras 47 até 49, pode-se observar o perfil transversal onde ocorreu a fratura como também as zonas de embotamento e fratura dúctil com aumento de 500 e 1000 vezes.

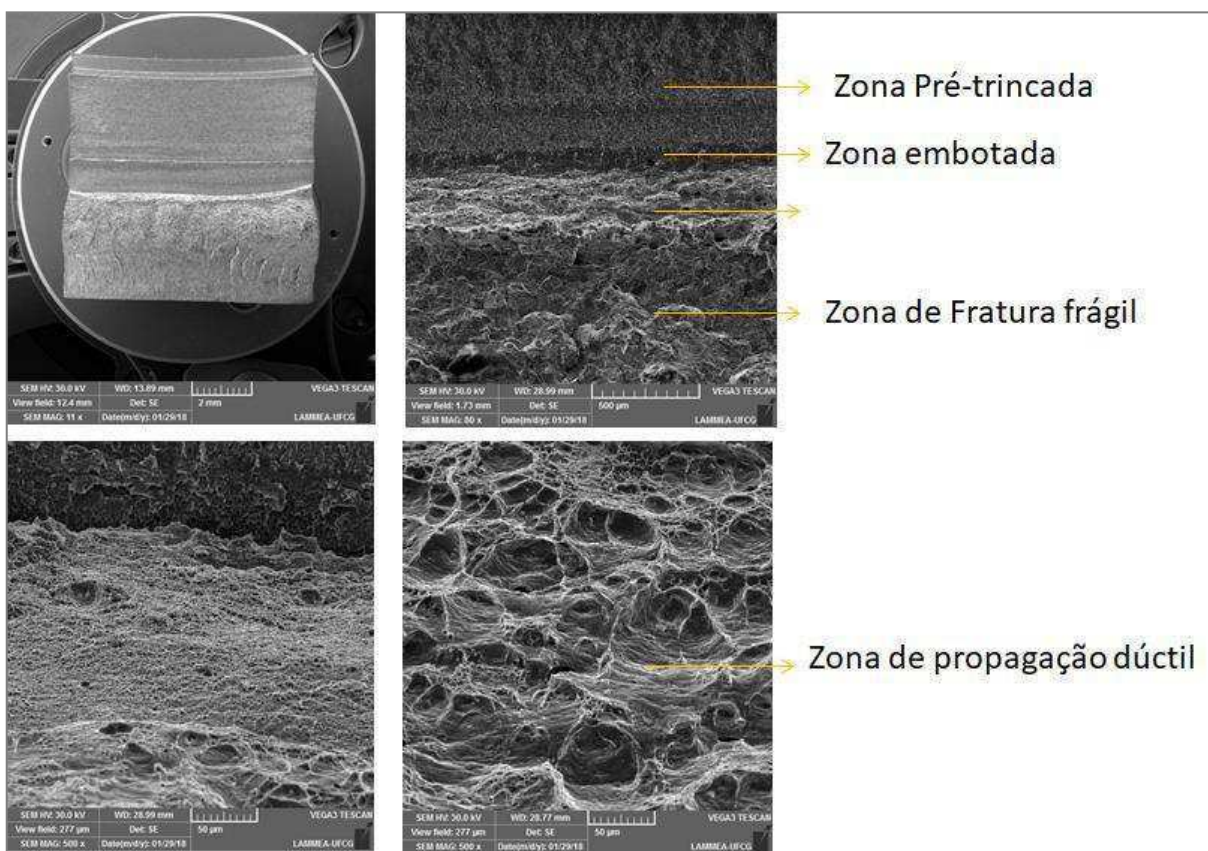
Figura 47 – Imagens da região fraturada processo M1 CP 6 (a- Secção transversal, b- região de embotamento, propagação dúctil da trinca e fratura por clivagem devido o resfriamento por nitrogênio líquido após o ensaio de CTOD até a carga máxima, c e d- região dúctil aumentada 500x e 1000x).



Fonte – Autoria Própria.

Na figura 47 (a) pode-se verificar a homogeneidade da propagação da pré-trinca seguida de uma zona de embotamento (*stretch zone*), (b) seguida de uma zona de propagação dúctil da trinca com (c e d) grande variação nas dimensões das microcavidades (*dimples*) causando possivelmente uma maior carga de energia para forçar o coalescimento das microcavidades e propagação da trinca.

Figura 48 – Imagens da região fraturada processo R1 CP9 ( a- Secção transversal, b- região de embotamento, propagação dúctil da trinca e fratura por clivagem devido o resfriamento por nitrogênio liquido após ensaio de CTOD até carga máxima, c e d- região dúctil aumentada 500x e 1000x).

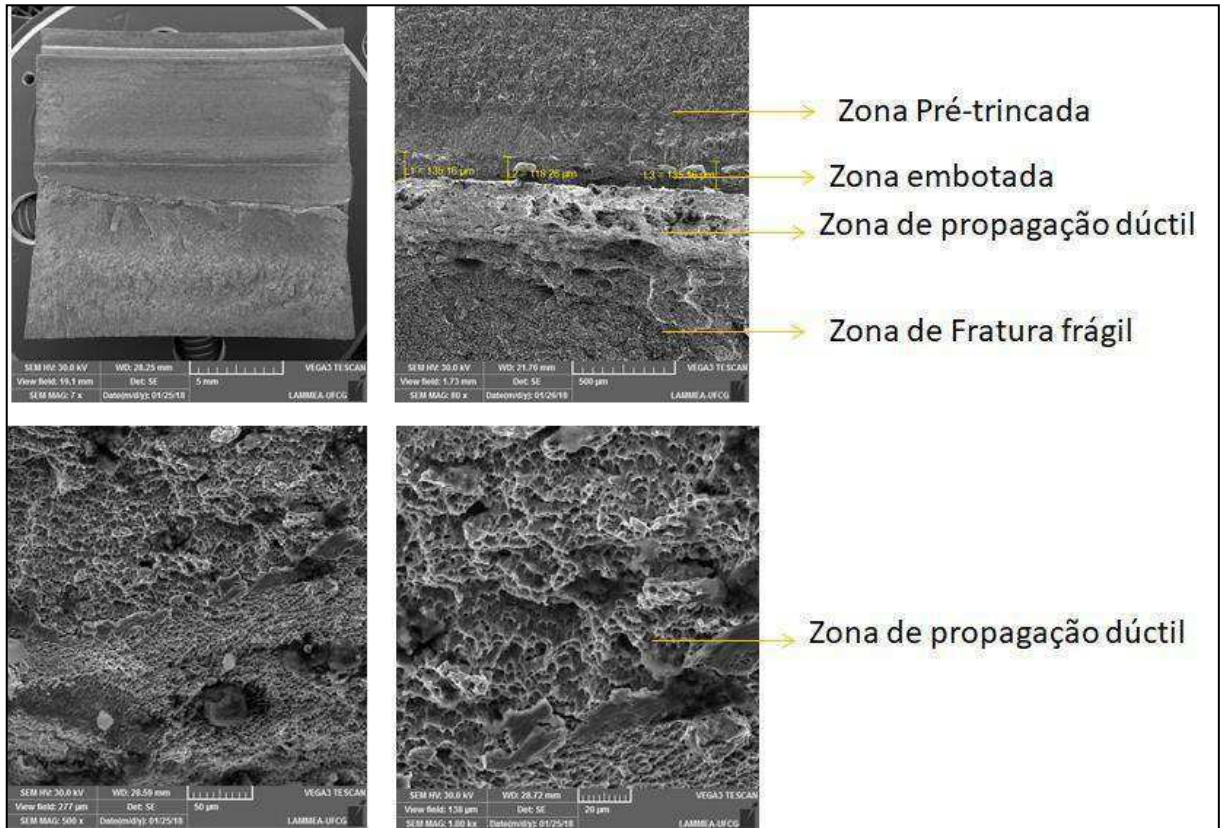


Fonte – Autoria Própria

Observa-se na figura 48 (a) que a zona de propagação da trinca de fadiga foi uniforme, (b) menor região de embotamento quando comparado com a propagação dúctil da trinca (c e d) apresentando regiões com dimensões de concavidades díspares.



Figura 49 – Imagens da região fraturada processo R2 CP8 (a-Secção transversal, b- região de embotamento, propagação dúctil da trinca e fratura por clivagem devido ao resfriamento por nitrogênio líquido após o ensaio de CTOD até a carga máxima, c e d- região dúctil aumentada 500x e 1000x).

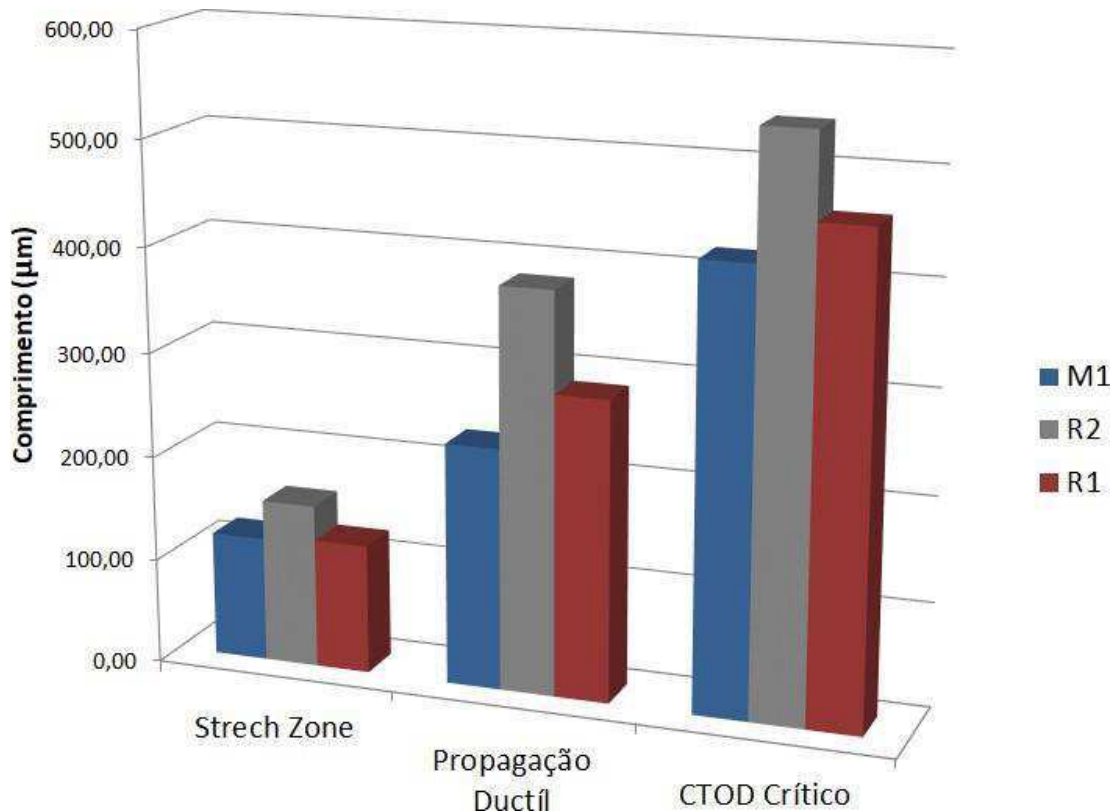


Fonte – Autoria Própria

Pode-se verificar na figura 49(a) área de fratura frágil no lado esquerdo, região de embotamento e fratura dúctil, a imagem (b) revela porções provavelmente de cisalhamento na região embotada visivelmente reduzida, propagação estável com zona dúctil irregular e (c e d) tamanho de microcavidades reduzida.

Na figura 50 observa-se a relação do tamanho da região embotada, zona de fratura dúctil por coalescimento de vazios e resultados de CTOD crítico.

Figura 50 – Propagação da trinca x CTOD crítico.

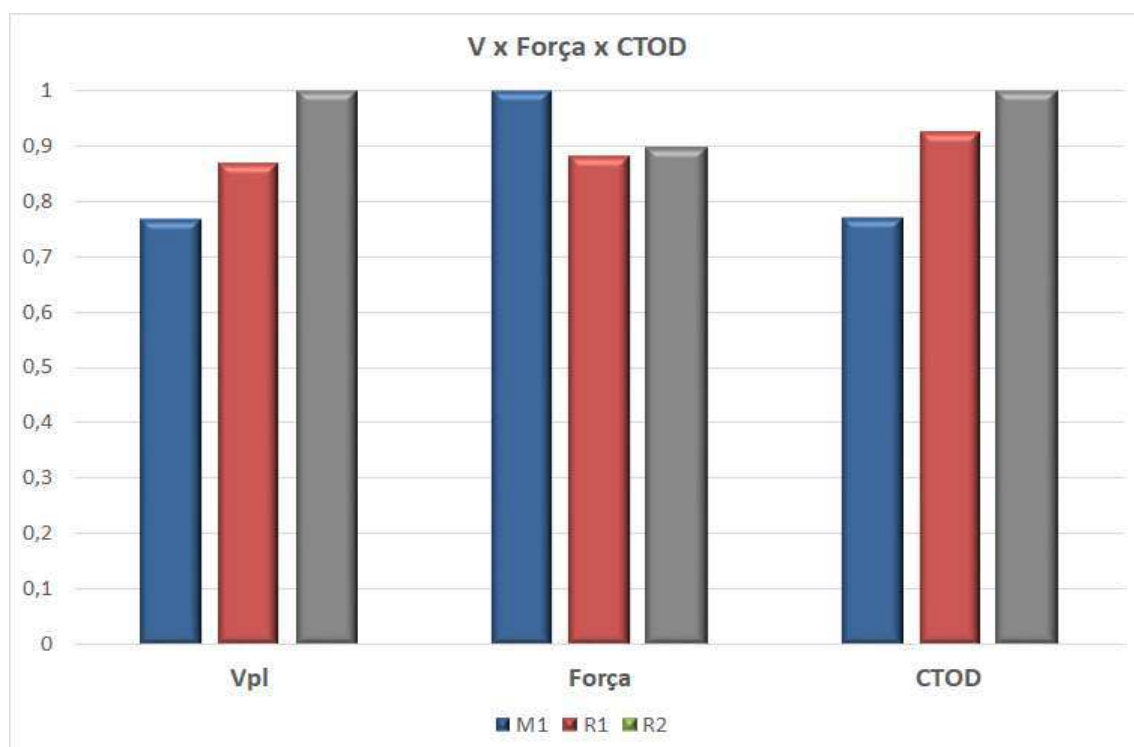


Fonte – Autoria Própria

A Figura 50 possibilita verificar a correlação entre a absorção da energia para propagação da trinca na região de embotamento com uma maior propagação da trinca de forma estável e o CTOD crítico. Observa-se que a zona de embotamento foi parecida para todos os processos, no entanto a menor variação de dureza proveniente da microestrutura bainítica ferrítica nos processos R1 e R2 podem ter influenciado na propagação dúctil da trinca obtendo em média uma propagação de trinca dúctil com 0,38 e 0,29 mm respectivamente, quando comparado ao processo M1 com 0,23mm. Outro fator que pode ter influenciado é a composição química dos consumíveis, uma vez que a maior quantidade de Mn funciona como uma redução no tamanho de óxidos. Todavia, a adição de cálcio ao aço (comum em aços do tipo API 5L) com a função modificar o formato das inclusões pode ser danosa a tenacidade quando utilizados processos de soldagem com proteção gasosa com gás dito ativo (MALCOLN, 2007) que é o caso do processo R1.

Os gráficos da figura 51 apresentam a relação adimensional da proporção entre as diferenças da deformação plástica na boca da trinca ( $V_{pl}$ ), carga máxima dos ensaios e CTOD crítico. Observa-se a correlação direta entre a deformação na boca da trinca e o CTOD, todavia, o mesmo não se repete para carga máxima devido a componente elástica do CTOD, dar-se quase que irrisória quando comparada a componente plástica devido a grande capacidade do aço API 5L X80 de propagar a trinca de forma estável.

Figura 51 – Correlação entre deslocamento na ponta da trinca, carga máxima e CTOD crítico.



Fonte – Autoria Própria

Observa-se que mesmo com uma maior RGG e uma dureza menor, o processo M1 com eletrodo revestido apresenta maiores cargas no ensaio de flexão. Isso pode ser influenciado pela maior presença de ferrita acicular quando comparado com a estrutura mais bainítica nos processos robotizados, pois a mesma tende a propagar mais facilmente uma trinca quando esta encontra-se na mesma direção de seu plano cristalográfico. Todavia após início da propagação da trinca de forma estável a componente plástica da abertura do clip-gage ( $V_{pl}$ ) foi maior nos processos robotizados quando comparados ao processo manual M1. Isso ocorre possivelmente devido a maior heterogeneidade no processo M1, os picos de dureza podem influenciar também nas microtrincas que tendem a acelerar o coalescimento dos vazios no micromecanismo de fratura esperado para este aço.

## CAPÍTULO V

### 5.0 CONCLUSÕES

No presente trabalho, foi possível avaliar tenacidade a fratura de juntas soldadas do aço API 5L X80 utilizando processos manual e robotizado e diante dos resultados obtidos, pode-se concluir que independente do processo de soldagem há uma redução significativa na tenacidade a fratura na região de grãos grosseiros. A maior extensão da ZTA ocorre no processo M1, o maior crescimento de grão e presença de ferrita de Widmanstätten e ferrita poligonal grosseira na ZTA-GG deve-se provavelmente ao maior aporte térmico no passe de raiz do processo M1. Em contraponto a maior taxa de resfriamento nos processos robotizados proporcionou uma microestrutura bainítica/ferrítica, mais uniforme com menor variação no perfil de microdureza. Por fim observou-se que os processos robotizados obtiveram as menores reduções de CTOD NA ZTA-GG sendo o processo R2 o que menos afetou a tenacidade à fratura na região estudada.



## CAPÍTULO VI

### 6.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALBUQUERQUE, S. F. Avaliação microestrutural e das propriedades mecânicas em juntas soldadas de aço api 5lx80 utilizados para transporte de petróleo e gás usando processo de soldagem robotizado. Universidade Federal de Campina Grande – Departamento de Engenharia Mecânica. Campina Grande - PB. 2015.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE - API 5L, **Specification for Line Pipe**. Washington, 42nd ed. January 2000. 153 p.

ANTOSZCZYSZYN, T. J. **Revestimentos de liga de níquel inconel 625 por plasma com arco transferido (PTA) sobre aço API 5L X70 e AISI 316L**. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2014.

ASTM E 1290 - 02, **Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement**, , U. S. A., 2005

ASTM E 8M-04, **Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]**, U. S. A., 2004.

ASTM E 1820-05a,. **Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness**, U. S. A., 2006.

ASTM E8. **Standard test methods for tension testing of metallic materials**. *American Society for Testing Materials*. ASTM, 2001.

ASTM E1820-13. **Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness**, *American Society for Testing Materials*, Pennsylvania, USA: ASTM Intl, 2008.

ASTM E1681-03. **Standard Test Method for Determining a Threshold Stress Intensity Factor for Environment-Assisted Cracking of Metallic Materials.** *American Society for Testing Materials*, New York, 2008.

ASTM STANDARD E-399, Standard test method for plane-strain fracture toughness of metallic materials, **Annual Book of ASTM Standards**, p. 422, 1999.

ASSIS, C. L. F., MONTANARI, L., RODRIGUES, A. R., GALLEGO, J., SILVA NETO, O. **Refino de grão em aços baixo carbono: uma revisão crítica.** Em: VI Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2011, Caxias do Sul. VI Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2011.

BAY, J. Prediction for the austenite grain size in the presence of growing particles in the weld HAZ of Ti-microalloyed steel. **Materials Science and Engineering A** 459 (2007) 40–46, 2001.

BOTT, I. S.; SOUZA, L. F. G. D. E.; TEIXEIRA, J. C. G.; RIOS, P. R. **High-Strength Steel Development for Pipelines : A Brazilian Perspective.** *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 36A, n. February, p. 443–452, 2005.

BRITO, V. L. O, NUNES, C. A; **Evolução dos aços para tubos api utilizados no transporte de óleo e gás.** Congresso brasileiro de engenharia e ciência dos materiais, 14., 2000, São Pedro - SP. 2000.

CALLISTER, W. D., **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução.** John Wiley & Sons, Inc., 2002.

CAMPBELL, R. D.; WALSH, D. W. **Weldability Testing. Welding Brazing and Soldering.** *Metals Handbook*, Vol 6, 10 Ed. American Society of Metals, 1998. p. 1484 – 1514. 1998.

CHEN, Z. **New method to measure metallurgical length and application to improve computational models.** *Iron and Steel Technology*. 2015.

COLLINS L. E., GODDEN M. J., BOYD J. D. **Microstructures of Linepipe Steels. Physical Metallurgy Research Laboratories**, ANMET, Energy, Mines and Resources Canada, Ottawa, p.169 - 179, 1983.

DIAS, G. P. **Avaliação da Tenacidade à Fratura de um Aço Inoxidável Supermartensítico Submetido à Proteção Catódica em Água do Mar**. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.

DURAND, R. Z. S. **Avaliação da Microestrutura e Propriedades Mecânicas da Soldagem Circunferencial do Aço API 5L X80 por Processos de Soldagem Semi-Automática com Proteção Gasosa**. Dissertação de Mestrado – PUC. 2007.

FERNANDES, P. E. A. **Avaliação da Tenacidade à Zona Afetada Pelo Calor do Aço API 5L X80 Soldado pelos Processos SMAW e FCAW**. Tese apresentada à Escola. Politécnica da Universidade de São. Paulo para a obtenção do título de. Doutor em Engenharia. São Paulo. 2011.

GOMES, C. A. C; **Otimização em uma linha de inspeção de bobinas de aço laminado a frio** -2013 38p.Dissertação (Mestrado) – Universidade Santa Cecília, Santos, SP, 2013.

GROBNER , B. **A Criterion for Detecting Unnecessary Reductions in the Construction of Gröbner Bases**. Conference Paper · January 1979.

GUEDES, S. C; GARBATOV. Y; ZAYED. A; WANG.G. **Influence of environmental factors on corrosion of ship structures in marine Atmosphere**.Corrosion Science, v. 51, p. 2014–2026, 2009.

HILLENBRAND, H. G. et al. Procedures, **considerations for welding X-80 line pipe established**. Oil & Gas Journal, p. 47 – 56, set. 1997.

IGI, S., SUZUKI, N; **Tensile Strain Limits of X80 High-strain Pipelines Proc**. 17th International Offshore and Polar Engineering Conference. 2007.

KOÇAK, M. ÇAM, G. RIEKEHR, S. TORSTER, F. DOS SANTOS, G. **Micro tensile test technique for weldments**. IIW Documents SC X-f-079-98: 1998.

LIMA, G. R.; **Influência dos elementos de liga no encruamento proveniente do processo de aplainamento nos aços**, 2011.76 f. Dissertação (Mestrado)–Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia, Bauru, 2011.

MALCOLN, J. G. A Guide for Understanding & Specifying Chemical Composition of High Strength Linepipe Steels. Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração, 2007. 37 p. 2007.

MODENESI, PAULO J. – **Soldabilidade de algumas ligas metálicas**, UFMG, Maio, 2008.

MODENESI, PAULO J. MARQUES, P. V. SANTOS, D. B. **Introdução à Metalurgia da Soldagem**. Belo Horizonte, janeiro de 2012.

MOHSENI, P. **Brittle and Ductile Fracture of X80 Arctic Steel**, 2012. Tese (Doutorado) – Norwegian University of Science and Technology, Trondheim, Norway. 170 p. 2012.

MOHSENI, M., **Evaluation of Toxicity of Dietary Chelated Copper in Juvenile Olive Flounder, Paralichthys olivaceus, Based on Growth and Tissue Copper Concentration**. Journal of World Aquaculture Society Volume 43, 2012.

MOHSENI, P.; SOLBERG, J. K.; KARLSEN, M.; AKSELSEN, O. M.; ØSTBY, E. **Cleavage fracture initiation at M-A constituents in intercritically coarse-grained heat-affected zone 261 of a HSLA steel**. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 45, n. 1, p. 384–394, 2014.

OKUMURA, T., TANIGUCHI, C. **Engenharia de Soldagem e Aplicações**. São Paulo, LTC. 1982.

PALMER, A. C; KING, R. A. **Subsea Pipeline Engineering**. 2º Ed. PennWell Nooks, 2008.

PEREIRA, P. F. **Produção de aços da classe API para chapas grossas**. Metalurgia & Materiais. Vol.48, no. 412, pp. 755-760, 1992.

PIERETTI, E. F.; COSTA, I. **Surface characterisation of ASTM F139 stainless steel marked by laser and mechanical techniques**, *Electrochimica Acta*, Article in Press, 2013.

ROCHA, D. A.. **Estudo da soldabilidade do tubo api 5l x80 utilizando. Os processos de soldagem: MAG com transferência controlada e eletrodo tubular**. -São Paulo,. 2010. 219 pp. Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. 2010.

ROZA, J. E.; FRITZ, M. C.; SILVA, R. C.; KOJIMA, S.S.; TIVELLI, M. A.; MIRANDA, L. S., **API 5L X80 ERW Pipelines: TenarisConfab & Usiminas Development**. 6th, International Pipeline Conference, 2006. Proceedings. Alberta, Canadá, American Society of Mechanical Engineers. 2006.

SICILIANO, F. **Materiais para gasodutos aços de alta resistência para dutos de transporte de gás e petróleo- tendências atuais**. *Metalurgia e Materiais*, v. 64, p. 208 - 211, maio de 2008.

SILVA, M. de C., **Determinação experimental da tenacidade à fratura da zona termicamente afetada de junta soldada de aço API 5L X80**. Tese de Doutorado. Escola Politécnica de São Paulo. São Paulo, 2009.

SOEIRO JUNIOR, J. C.; ROCHA, D. B, BRANDI, S. D. **Uma breve revisão histórica do desenvolvimento da soldagem dos aços API para tubulações**. *Soldag. insp.* [online]. 2013, vol.18, n.2, pp.176-195. 75013. 2013.

SOUZA, F. H. **Avaliação da tenacidade à fratura pela técnica de CTOD para o tubo de aço X65Q API 5L hidrogenado em ambiente com H<sub>2</sub>S**, 2011. Dissertação (Mestrado) – Universidade Católica de Minas Gerais, Belo Horizonte. 132 p. 2011.

STROHAECKER, T. R. **Mecânica da fratura. Laboratório de Metalurgia Física**, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, Brasil. 99p, p. 17-29, 2007.

THE WELDING INSTITUTE. **Advances in the welding metallurgy of steel**. *Welding Institute*, Cambridge, UK, 1991.

**TOYODA, M. Significance of Procedure/Evaluation of CTOD Test of Weldments**, IIW Doc. X- 1192-89, International Institute of Welding, 1989.

**VALIM, M. T. Tenacidade à Fratura da Junta Soldada Obtida a Arco Submerso de Aço API 5L X80**. 2005. p. 86. Dissertação (Mestrado) – Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. 2005.

**WU, S. J., DAVIS, C. L. Effect of duplex ferrite grain size distribution on local fracture stresses of Nb-microalloyed steels**. Materials Science and Engineering. 2004.

**XU CHEN et al. A comparison between fracture toughness at different locations of longitudinal submerged arc welded and spiral submerged arc welded joints of API X80 pipeline steels**. Engineering Fracture Mechanics 148 (2015) 110–121, 2015.