

UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAÍBA
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

ESTUDO DA EVOLUÇÃO DO PERFIL DE TENSÕES RESIDUAIS EM SOLDA
MULTIPASSE DO AÇO API 5L X65

Raimundo Quindere Cruz Neto

João Pessoa

Junho/2018

UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAÍBA
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO ENGENHARIA DE MATERIAIS

ESTUDO DA EVOLUÇÃO DO PERFIL DE TENSÕES RESIDUAIS EM SOLDA
MULTIPASSE DO AÇO API 5L X65

Raimundo Quindere Cruz Neto

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal da Paraíba como requisito parcial à obtenção do título de MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA.

Orientador: Prof. Dr. José Hilton Ferreira da Silva

Agência Financiadora: CAPES

João Pessoa

Junho/2018

Catologação na publicação
Seção de Catologação e Classificação

N469e Cruz Neto, Raimundo Quindere.

Estudo da evolução do perfil de tensões residuais em solda multipasse do aço API 5LX65 / Raimundo Quindere Cruz Neto. - João Pessoa, 2018.

78 f. : il.

Orientação: José Hilton Ferreira da Silva.
Dissertação (Mestrado) - UFPB/CT.

1. Soldagem. 2. Aço API 5L X65. 3. Tensões Residuais.
4. Difração de raio-X. I. Silva, José Hilton Ferreira da. II. Título.

UFPB/BC

DEDICATÓRIA

Aos meus Pais e minha família querida, que são, para mim, a força que me impulsiona para lutar pelos meus ideais.

**ESTUDO DA EVOLUÇÃO DO PERFIL DE TENSÕES RESIDUAIS EM SOLDA
MULTIPASSE DO AÇO API 5L X65**

Raimundo Quindere Cruz Neto

Data da Aprovação ____/____/____

Banca Examinadora:

Prof. Dr. José Hilton Ferreira da Silva
Orientador - UFPB

Prof. Dr. Rodinei Medeiros Gomes
Examinador Interno - UFPB

Prof. Dr. Theophilo Mora Marciel
Examinador Externo - UFCG

AGRADECIMENTOS

Acima de tudo tenho que agradecer a Deus por ser tão Bondoso e Caridoso para comigo todos os dias de minha vida, me permitindo concluir etapas tão importantes como esta.

A minha família que é a base da minha vida, a minha querida e maravilhosa mãe Maria Dalvanir Cruz, meu pai Vicente Chagas Fernandes Filho e a meus irmãos João Henrique Cruz Fachine e Luiz Felipe Cruz Fachine, por me ensinarem o valor do verdadeiro amor, e estarem sempre me ajudando cada um à sua maneira. Aos meus amados tios e primos que me incentivam sempre nessa minha caminhada em especial a Jean Fachine e João Fachine Neto (malamprão).

A Minha querida noiva Keyla Rafaella Ferreira Silva, que durante o decorrer desse tempo tornou-se minha confidente, minha namorada e uma das pessoas muito importantes de minha convivência, tão presente todos os dias com seu amor.

A Theophilo Moura Maciel por ter me orientado neste trabalho e nas questões da vida, se tornando um grande amigo e mentor do meu sucesso profissional. Ao professor José Hilton, meu orientador na Universidade Federal da Paraíba que abraçou a pesquisa, sempre prestativo nas horas que mais precisei.

Aos meus amigos do Labsol Jaime, Bronzeado, Thyerri, Alcindo, Ivirson em especial a Fernando José que tanto me ajudou tornando-se um grande amigo. E aos demais que contribuíram direta ou indiretamente com este trabalho.

ESTUDO DA EVOLUÇÃO DO PERFIL DE TENSÕES RESIDUAIS EM SOLDA MULTIPASSE DO AÇO API 5L X65

RESUMO

O presente trabalho tem por objetivo analisar o perfil de tensões residuais nas juntas soldadas do aço API 5L X65, nas direções transversais e longitudinais, identificando os pontos críticos próximos a face da raiz e a face da solda. Para isso, as peças foram soldadas com dois processos: passe de raiz efetuado com o processo SMAW – Shield Metal Arc Welding e os passes quente, enchimento e acabamento com o processo GMAW – Gas Metal Arc Welding. Após a obtenção dos corpos de prova, as tensões residuais foram analisadas pelo método da difração residual. Foi observado, para a direção transversal, uma inversão no perfil de tensões residuais. O mesmo foi observado para a direção longitudinal. No passe de raiz, tinha-se um perfil predominantemente trativo, com tensões de até 280 MPa, que foram revertidas para tensões compressivas, na ordem de 165 MPa para a direção transversal. Para a direção longitudinal, tensões de tração da ordem de 400 MPa foram invertidas em tensões de compressão da ordem de 125 MPa, já o perfil de tensões gerado próximo a face da solda não sofreu inversão de trativa para compressiva. Os pontos críticos estão predominantemente situados a uma distância entre 4 e 8 mm da linha central de fusão.

Palavras-chave: Soldagem, Aço API 5L X65, Tensões Residuais, Difração de Raio-X, Direções longitudinal e transversal.

STUDY OF THE EVOLUTION OF RESIDUAL TENSIONS ON MULTI-PASS WELDING
OF THE API 5L X65 STEEL

ABSTRACT

The current paper has the objective to analyze the residual tension profile on the welded joints of the API 5L X65 steel, on the transversal and longitudinal directions, identifying the critical points close to the root face and the weld face. For this study two welding processes were used in the specimens: For the root pass it was used the Shield Metal Arc Welding (SMAW) process. For the hot passes, the filling passes and the cover pass it was used was the Gas Metal Arc Welding (GMAW) process. After the obtainment of the specimens the residual tensions were analyzed by the X-Ray diffraction method. It was observed for the transversal direction an inversion of the residual tensions profile, furthermore, the same was observed for the longitudinal direction. On the root pass there was a predominant tractive profile for the transversal direction with tensions up to 280 Mpa, those were reverted to compressive tensions on the order of 165 Mp. For the longitudinal direction the traction tensions of 400 Mpa were inverted in compression tension on the order of 125 Mpa. The tension profile generated near the face of the weld did not suffer from tractive to compressive inversion. The critical points are mainly located by a distance between 4 to 8 mm from the central fusion line.

Key words: Welding, API 6L X65 Steel, Residual tension, X-Ray Diffraction, Longitudinal and Transversal directions.

Sumário

1. INTRODUÇÃO	11
1.1. Objetivos	12
1.1.1. Objetivo Geral	12
1.1.2. Objetivos específicos.....	12

2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	13
2.1. Aços API e aços ARBL	14
2.1.2. Evolução dos aços API.....	15
2.2. Aporte de calor e ciclo térmico de soldagem	16
2.2.1. Zona afetada pelo calor	16
2.2.2. Aspecto da ZTA em uma soldagem multipasse.....	18
2.3. Processos de soldagem utilizados em tubulações	18
2.3.1. O processo de soldagem SMAW	20
2.3.2. O processo de soldagem GMAW	22
2.4. Tensão Residual.....	22
2.4.1. Tipos de tensões residuais	22
2.4.2. Processos geradores de tensões residuais.....	23
2.4.2.1 Efeitos das tensões residuais trativas e compressivas nas propriedades mecânicas e suscetibilidade à trinca das juntas soldadas.....	24
2.4.3 Técnicas de medição de tensões residuais.....	24
2.4.3.1 Difração de Raio X.....	25
2.4.3.2 Difratômetro de raio X	26
2.4.3.3 Textura cristalográfica.....	27
2.4.3.4 <i>Princípios de medida tensão residual por raio X</i>	30
3. MATERIAIS E MÉTODOS	36
3.1 Metal de Base	38
3.2 Processo de Soldagem.....	40
3.3 Decapagem	41
3.4 Medidas das Tensões Residuais	42
3.5 Execuções dos cortes das juntas soldadas	43
3.6 Aquisição de Imagens.....	43
3.7 Determinação dos pontos de máximos amplitude de diferença entre tensões residuais transversais e longitudinais (pontos críticos).	44
3.8 Medidas de dureza Vickers.....	45
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	46
4.1 Resultados das Tensões Residuais Medidas Feitas na Face da Raiz.....	46
4.1.1 Macrografia e Perfil de Tensão Residual Transversal na Região Central da Junta Soldada	46
4.1.2 Determinação dos pontos Críticos na Região Central (LC) da Junta Soldada analisando Passe a Passe.	53
4.2.1 Perfis de Tensões residual transversal e longitudinal na extremidade (LE) da junta soldada.....	57
4.1.2 Determinação dos pontos Críticos na extremidade (LE) da Junta Soldada, analisando Passe a Passe.	60

4.2 RESULTADOS DAS MEDIDAS DE DUREZA REALIZADAS A 2 mm DE PROFUNDIDADE DA FACE DA RAIZ, ANALISANDO PASSE A PASSE.	62
4.3 RESULTADOS DAS TENSÕES RESIDUAIS MEDIDAS FEITAS NA FACE DA SOLDA.	65
4.3.1 Perfis de tensão residual transversal e longitudinal na região central (LC) da junta soldada.	65
4.3.2 Perfis de tensão residual transversal e longitudinal na extremidade (LE) da junta soldada.	68
4.4 COMPARAÇÃO DOS PERFILS DE TENSÃO RESIDUAL DA RAIZ COM A FACE DA SOLDA.	68
5. CONCLUSÕES	72
6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	73

SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

Letras latinas

C	Carbono	
D	Diluição	%

d	Distância interplanar	Å
E	Módulo de elasticidade	GPa
H	Energia de soldagem	kJ/cm
K	Temperatura	Kelvin
k	Número de experimentos	
m	Massa	kg
n	Ordem de difração	
P	Fósforo	
P	Nível de significância	
R ²	Ajuste da curva	
r	Reforço	mm
S	Enxofre	
t	Tempo	s
U	Tensão	V

Letras Gregas

α	Radiação do tipo alfa	
β	Radiação do tipo beta	
δ	Morfologia da ferrita	
ε	Deformação verdadeira	%
σ	Tensão Residual	MPa
φ	Ângulo gradiente	°
ψ	Ângulo azimutal	°
θ	Ângulo de difração	°
ρ	Densidade linear	kg/m
λ	Comprimento de onda	Å
μ	Média	
ν	Coefficiente de Poisson	
σ^2	Variância	

Abreviações

AISI *American Iron and Steel Institute*

ASM	<i>American Society for Metals</i>	
CCC	Cúbica de corpo centrado	
CCPD	Corrente contínua com polaridade direta	
CCPR	Corrente contínua com polaridade reversa	
CFC	Cúbica de face centrada	
CP	Corpo de prova	
CV	Coeficiente de variação (ou variabilidade)	
DBCP	Distância do bico de contato a peça	
Fe	Ferro	
gf	Gramasforça	
GMAW	<i>Gas metal arc welding</i>	
MB	Metal de base	
MS	Metal de solda	
V_a	Velocidade de alimentação do arame	m/min
V_s	Velocidade de soldagem	cm/min
ZF	Zona fundida	
ZPD	Zona parcialmente diluída	
ZTA	Zona termicamente afetada	

1. INTRODUÇÃO

Atualmente a demanda energética mundial vem crescendo a cada dia. Este fato vem incentivando a ampliação e construção de novos oleodutos e gasodutos. Junto com este crescimento a necessidade da redução de custo, nos novos investimentos, é um ponto crucial na análise de implementação, associado a segurança e confiabilidade operacional do sistema.

Para tanto o transporte por dutos é o modo mais econômico e seguro de se conduzir petróleo e seus derivados. Esses dutos requerem materiais com elevada resistência mecânica, visando suportarem as elevadas pressões de operações a que são submetidos. [2] O aço API 5L X65, objeto de estudo, é um aço com baixo teor de carbono ($C \leq 0,12\%$) e que contém em sua composição pequenas quantidades de Molibdênio (Mn), Vanádio (V) e Titânio (Ti), apresentando assim, alta resistência mecânica, boa soldabilidade e um baixo nível de inclusões.[3]

Os processos mais utilizados para união de dutos para condução de petróleo e gás são: ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido (*Shielded Metal Arc Welding - SMAW*), ao Arco Elétrico com Eletrodo de Tungstênio e Proteção Gasosa (*Gas Tungsten Arc Welding - GTAW*) e ao Arco Elétrico com Proteção Gasosa (*Gas Metal Arc Welding - GMAW*), sendo estes regidos pela norma API 1104.[4] O processo SMAW com a utilização de consumível celulósico assim como o processo GTAW, são os mais empregados na execução do passe de raiz, devido à boa penetração. Já o processo GMAW é vastamente utilizado nos passes de enchimento, por ter uma alta taxa de deposição proporcionando uma boa produtividade na execução dos passes.[5]

Com o processo de união por solda surgem alguns problemas, como as tensões residuais. O nível destas tensões na junta soldada pode influenciar a vida em fadiga e a resistência à fratura do material, portanto, tendo que serem mitigadas.[6]

As tensões residuais são tensões presentes em um corpo, sem que nenhuma carga externa esteja sendo aplicada sobre o mesmo, podendo também serem chamadas de tensões internas. Estas são induzidas no material em quase todas as etapas de seu processamento: laminação, fundição, soldagem, usinagem, corte à chama, forjamento, eletrodeposição, aspersão térmica, brasagem, tratamentos térmicos, termoquímicos e superficiais.[7]

Em uma junta soldada, a região da solda tende a se dilatar, porém, é impedida pelas partes adjacentes do substrato, que não são expostas a altas temperaturas. Desta forma, ocorre o aparecimento de tensões de tração no cordão de solda e tensões de compressão nas regiões

não afetadas por altas temperaturas.[8]

A presença das tensões residuais causa alguns efeitos sobre o material em que ocorrem. Nas juntas soldadas, quando há um nível elevado dessas tensões, observa-se à intensificação da probabilidade de ocorrência de problemas decorrentes de fadiga, danos induzidos por hidrogênio e trincas. Esta última é uma das principais fontes de colapso de estrutura e/ou componentes, sendo sua propagação um dos mecanismos responsáveis por este.[9]

Portanto, precisa-se conhecer e quantificar o nível de tensões residuais e desta forma implantar-se medidas mitigadoras. As técnicas de medição de tensão residuais são divididas em destrutivas e não destrutivas. As destrutivas apresentam a desvantagem do comprometimento de uso posterior do espécime medido. Os principais métodos de análises destrutivas dessas tensões são: Furo Cego, Remoção de Camadas, Método do Seccionamento, enquanto que as técnicas não destrutivas mais utilizadas são por: Difração de Raios-X, Ultrassom e Difração de Nêutrons.[10]

O método por difração de raios-x é uma técnica bem estabelecida para medição de tensões residuais. As medidas baseiam-se na interação que existe entre o feixe de raios-X e o retículo cristalino do material.[11] Quando realizada as quantificações de tensões residuais por difração de raios-x, a deformação no retículo cristalino é medida, e a tensão residual produzida por tal deformação é calculada, assumindo uma distorção linear elástica do retículo cristalino.[12]

Diante disto, a realização deste trabalho visa avaliar o perfil de tensões residuais gerado pela deposição de cada passe de soldagem em junta do aço API 5L X65 utilizando o processo o método de difração de raios X relacionando os resultados com o volume de metal depositado, a microestrutura e o perfil de microdureza na região da junta procurando identificar as regiões críticas da junta soldada.

1.1. Objetivos

1.1.1. Objetivo Geral

Avaliar os níveis de tensões residuais em juntas soldadas de aços API 5L X65 utilizados na fabricação de dutos para transporte de petróleo e gás.

1.1.2. Objetivos específicos

- Avaliar o efeito do ciclo térmico de cada passe de soldagem sobre os níveis de tensões residuais em cordões isolados de soldas multipasse.
- Avaliar o efeito do número de passes e dos parâmetros e processos de soldagem sobre os níveis das tensões residuais.
- Identificar os pontos de inversão do perfil de tensão residual de trativa para compressiva.
- Relacionar a microestrutura resultante e os valores de microdureza ao longo da junta soldada com os valores das tensões residuais.
- Determinar os pontos críticos ao longo da junta solda, pontos que apresenta elevados valores de tensões transversais somado a valores elevados de tensões longitudinais.

2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1. Aços API e aços ARBL

Os aços ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga) são utilizados com sucesso em aplicações que requerem custo relativamente baixo, boa resistência mecânica e boa tenacidade à fratura. Estes aços são empregados em tubos, vasos de pressão, estruturas navais, vagões, tanques, estruturas offshore, construção civil, componentes automotivos e outros.[13][8]

O Instituto Americano de Petróleo (American Petroleum Institute - API) classifica os aços empregados na fabricação de dutos em função de sua composição química e resistência mecânica seguindo a norma API 5L. Os vários graus dos aços para tubos, especificados pela norma API 5L, podem ser classificados como aços ARBL. O grau do aço, segundo a norma API 5L (2000), reflete o valor mínimo do limite de escoamento do material em [ksi], ou seja, o API grau X65 tem limite de escoamento mínimo de 65 ksi (448 MPa).

Usualmente, estes aços são microligados com nióbio, titânio ou vanádio, garantindo boa tenacidade à fratura, alta resistência à tração e resistência à fragilização por hidrogênio. [13][14]

Devido ao efeito de endurecimento promovido pela adição dos elementos de liga, o teor de carbono pode ser reduzido, resultando em melhor soldabilidade e boa tenacidade à fratura.[13] A soldabilidade dos aços é fortemente dependente da composição química e pode ser quantificada por meio do cálculo do carbono equivalente (Ceq). O carbono equivalente relaciona a soldabilidade com a temperabilidade do aço. Valores elevados de Ceq tornam o aço mais temperável e, conseqüentemente, diminui sua soldabilidade.[15] A relação para Ceq adotada pelo International Institute of Welding (% em peso) é a seguinte:

$$CE_{IWW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15}$$

A resistência mecânica e a tenacidade à fratura resultam da combinação de uma microestrutura formada por grãos finos, alta densidade de discordâncias (geradas pela deformação a frio do material), endurecimento por precipitação (causado por carbonetos de titânio, vanádio ou nióbio, finamente dispersos na matriz), além de uma textura adequada. A adição de elementos microligantes permitiu, inicialmente, uma significativa redução no carbono equivalente. Uma maior redução no percentual de carbono equivalente tornou

possível a utilização de procedimentos de melhoria no processamento termomecânico, como a laminação controlada, dentre outros.[14]

A escolha deste aço API 5L X65 deve-se ao fato de que sua tecnologia de fabricação é dominada no país, sendo utilizado comercialmente na fabricação de dutos para transporte de óleo e gás. Apesar de existirem aços ainda mais resistentes do que o aço API 5L X65 tais como os aços API5L X80, X100 e X120, entretanto estes aços ainda não são processados em escala comercial no país.

A razão para busca constante do aumento da resistência mecânica deve-se ao fato de que tubos mais resistentes e mais leves podem ser fabricados, além de poderem suportar maiores pressões de trabalho.[8]

2.1.2. Evolução dos aços API

Até os anos 70, os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), como os aços X52 e X60, eram produzidos pelo processo de laminação a quente seguida de normalização. Era necessário prevenir a formação de bandas altamente segregadas (Mn e P) que promovem redução na resistência à fragilização por hidrogênio. Nos anos 70, a laminação a quente e a normalização foram aperfeiçoadas pelo tratamento termomecânico, que possibilitou o desenvolvimento de aços API X70, microligados com nióbio e vanádio e menor teor de carbono. Uma melhoria no processamento, consistindo de tratamento termomecânico com subsequente resfriamento acelerado, possibilitou a produção de aços mais resistentes como o API X80, com menor teor de carbono e excelentes tenacidade e soldabilidade.[16] Adições de Mo, Cu e Ni, associadas a tratamentos termomecânicos com resfriamento acelerado modificado, tornaram possível o desenvolvimento dos aços API X100 e API X120.[16][17] A Figura 01 esquematiza a evolução dos aços da classe API 5L. O grau do aço, segundo a norma API 5L (2000), reflete o valor mínimo do limite de escoamento do material em [ksi], ou seja, o API grau X65 tem limite de escoamento mínimo de 65 ksi (448 MPa).

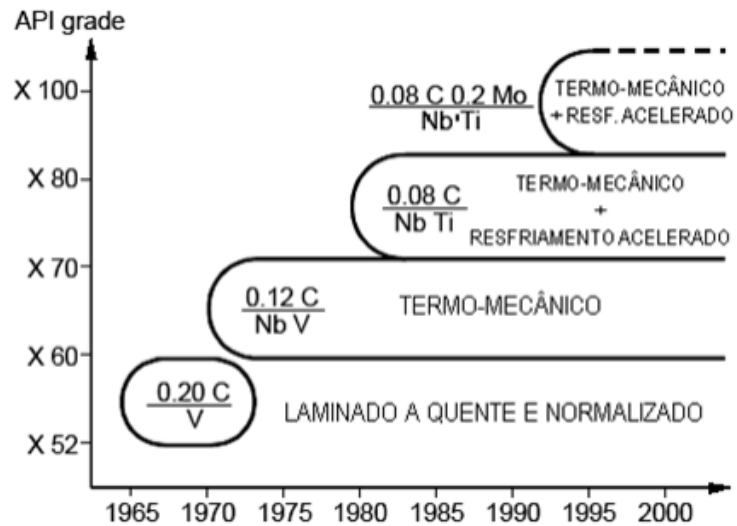


Figura 01. Desenvolvimento dos aços microligados.[16]

2.2. Aporte de calor e ciclo térmico de soldagem

No processo de soldagem por arco elétrico, a energia produzida no arco é utilizada como fonte de calor para executar a solda. O aporte de calor desenvolvido pelo arco elétrico é expresso em quilo joules por milímetro (kJ/mm), sendo, portanto o parâmetro que incide diretamente sobre o ciclo térmico, e pode ser calculado pela equação 1 [18].

$$H = \frac{V \times I}{v} \times E \quad (1)$$

Sendo:

H, é o Aporte de Calor (J/mm);

V, é a voltagem (volts);

I, é a Corrente (amperes);

v, é a velocidade de soldagem (mm/seg);

E, é a eficiência do processo empregado (%).

O ciclo térmico aplicado num determinado ponto do material durante um processo de soldagem é caracterizado por um aquecimento até à temperatura de pico, seguido rapidamente de um resfriamento cuja taxa decresce com o tempo [19]. O ciclo térmico influi diretamente nas características microestruturais da ZTA, isto é nas taxas de aquecimento e esfriamento.

2.2.1. Zona afetada pelo calor

A soldagem afeta uma região do metal de base adjacente à poça de fusão, a qual é submetida a um rápido ciclo térmico de aquecimento e resfriamento o qual pode vir a alterar a microestrutura e as propriedades mecânicas em relação à zona fundida e o metal de base não alterado, a essa região dá-se o nome de zona termicamente afetada (ZTA) ou zona afetada pelo calor (ZAC) [20]. A Figura 02 apresenta uma ilustração das principais regiões da ZTA associando a granulometria de cada uma delas à temperaturas atingidas no Diagrama de equilíbrio Fe-C.

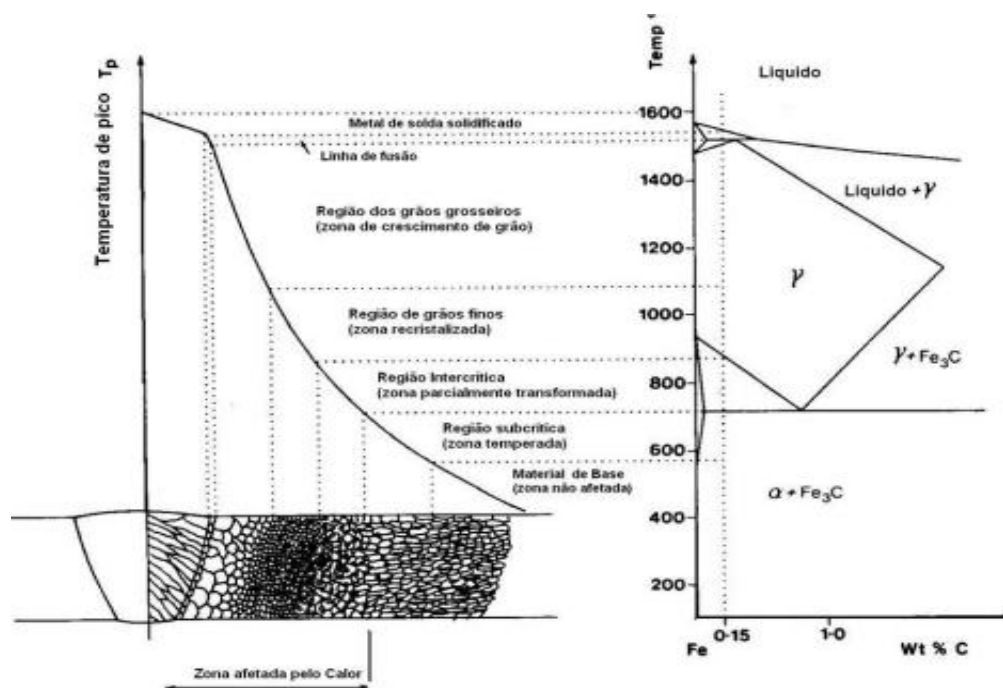


Figura 02 – Diagrama esquemático de várias sub-zonas da ZTA de um aço com 0.15% C [20].

Segundo Lundim [21] a extensão da ZTA depende da geometria da junta, espessura da chapa, propriedades térmicas do material, temperatura de preaquecimento e principalmente do processo e respectivos parâmetros de soldagem. A ZTA é facilmente visível nos aços por meio

de uma macrografia, sua extensão vai desde a região onde o aço atinge a temperatura de fusão até a distância na qual se atinge a temperatura crítica inferior a A_{c1} (723 °C). A ZTA é normalmente subdividida em quatro regiões:

- Região de Grãos Grosseiros (RGG) - Esta região atinge temperaturas de pico entre 1100°C e 1400°C produzindo um crescimento de grão austenítico, porém uma deterioração da tenacidade devido ao maior tamanho de grão. Dependendo da taxa de resfriamento as fases observadas nesta região incluem ferrita poligonal, ferrita de Widmanstätten, ferrita bainítica, e martensita em ripas. Além disso, as fases enriquecidas em carbono ou fases secundárias podem transformar-se em perlita, carbonetos ou constituinte AM. [22]

- Região de Grão Finos (RGF) - Esta região é submetida a temperaturas mais baixas, não havendo crescimento de grão austenítico. A grande área de contorno de grão tende a promover a nucleação de ferrita, sendo que a austenita enriquecida remanescente no centro do grão pode transformar-se em perlita. [23].

- Região Intercrítica (RI) - Durante o resfriamento, a austenita enriquecida em carbono e manganês, poderá transformar-se em uma grande variedade de microestruturas como perlita, bainita superior, martensita auto-revenida ou martensita de alto carbono, dependendo da taxa de resfriamento $\Delta T_{8/5}$.

- Região Subcrítica (RS) - Embora não pareça ocorrer mudança nas morfologias dos microconstituintes, o efeito combinado do aquecimento e da tensão residual pode causar envelhecimentos dinâmicos, levando a uma fragilização da estrutura.

2.2.2. Aspecto da ZTA em uma soldagem multipasse

Na soldagem multipasse o aspecto da ZTA é um pouco mais complexo que a solda de um único passe, devido à transformação parcial da microestrutura da ZTA inicial pelo passe subsequente, isto é cada cordão de solda e cada região da ZTA é tratada termicamente pelo ciclo térmico produzido pelo passe subsequente, tendo como resultado uma ampla gama de microestruturas as quais dependem da distância que se encontra aquela região até a zona fundida [25]. A região de grãos grosseiros (RGG) dependendo de sua localização experimenta um ou mais ciclos térmicos, podendo passar a ser, dependendo da temperatura de rea aquecimento, região de grãos finos, região intercrítica e região subcrítica [26]. A figura 6 ilustra o efeito das transformações produzidas pela seqüência de passes no metal de solda e na ZTA.

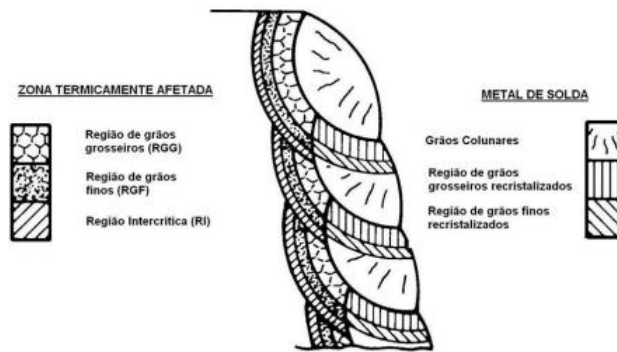


Figura 03 – Regiões da ZTA em soldas multipasse [20].

2.3. Processos de soldagem utilizados em tubulações

Segundo Widgery [27], tem-se notícia de que a soldagem de tubulações se iniciou em 1929 assumindo, porém característica produtiva somente a partir de 1933 que foi aplicada em produção. A soldagem circunferencial de tubos representa um papel fundamental na montagem de dutos. Entretanto, mesmo considerando toda a experiência já adquirida, a tecnologia de soldagem de tubulações encontra-se em constante desenvolvimento, atualizando-se para atender aos requisitos de soldabilidade de novos materiais e às crescentes necessidades de aumento da produtividade.

Os principais processos utilizados na soldagem de tubulações e aceitos pela norma API 1104, são: processo SMAW (Shielded Metal Arc Welding), soldagem com eletrodo revestido; processo GTAW (Gas Tungsten Arc Welding), conhecido como processo TIG; processo GMAW (Gas Metal Arc Welding), comumente conhecido como soldagem MIG/MAG e o processo FCAW (Flux Cored Arc Welding), que é a soldagem com arame tubular.

O método tradicional de soldagem circunferencial de tubos, utilizados principalmente para a distribuição de gás e óleo, é realizada com o processo SMAW utilizando eletrodos revestidos principalmente por sua versatilidade. No entanto, com a adoção de aços de alta resistência, a reduzida tenacidade e os elevados teores de hidrogênio no metal depositado por eletrodos revestidos celulósicos, os quais podem chegar à níveis de 50 ml/100g, torna este tipo de consumível pouco atraente, uma vez que esta combinação poderá levar a formação de trincas na zona termicamente afetada [28].

Porém, para reduzir estes problemas os pesquisadores estão desenvolvendo novos processos de soldagem semi-automáticos ou totalmente automáticos com arames tubulares de alma metálica ou não metálica. A tabela 2 apresenta uma comparação entre os três principais processos de soldagem que podem ser empregados na montagem de dutos [29], e na qual

pode-se observar que o processo de soldagem com arame tubular possui custo menor de metal depositado e eficiência intermediária entre os outros dois processos, além de oferecer uma fácil automação.

PARÂMETROS	SMAW	FCAW-S	GMAW
Ø do Consumível (mm)	3.25	1.2	1.2
Fator de Operação %	25-35	45-55	45-55
Corrente (Amp)	120	210	125
Eficiência %	65	86	96
Polaridade	DC +	DC +	DC +
Taxa de deposição (Kg/hr)	0.29	2.68	1.89
Classe AWS	E7018	E71T-1	ER 70 S-6
Custo do consumível (R/Kg)	6.60	9.0	5.94
Custo efetivo do consumível (R/Kg)	10.15	10.47	6.06
Custo do gás (R/m ³ ou R/kg)	---	---	12
Custo do metal depositado (R/kg)	91.03	14.17	18.10
Automação	Difícil	Fácil	Fácil

Tabela 1 – Comparação de 3 processos de soldagem empregados em tubulações [29].

Segundo Pereira da Costa [30] nas linhas dutoviaras em construção na China, algumas com término previsto em 2005, o processo com arame tubular autoprottegido foi dominante nas maiores extensões, combinado com eletrodo revestido para o passe de raiz. Foram aproximadamente 600.000 juntas em tubos API X65 e X70 soldadas com arame tubular autoprottegido, algumas destas obras utilizaram tubos API X80 soldadas também com arames tubulares. As altas taxas de deposição, somadas a alimentação automática, ausência do gás de proteção e eliminação do tempo utilizado para trocar do eletrodo, no caso de eletrodo revestido, têm resultado em significativo aumento da produção e economia.

2.3.1. O processo de soldagem SMAW

O processo de soldagem utilizando eletrodo revestido ou SMAW (Shielded Metal Arc Welding) é o mais conhecido e empregado processo de união de materiais devido à sua facilidade de uso e equipamentos de custo relativamente mais baixo se comparado a outros processos de soldagem. A soldagem é realizada pelo calor liberado por um arco elétrico mantido entre a extremidade de um eletrodo metálico revestido e a peça de trabalho. O calor produzido pelo arco funde o metal de base, a alma do eletrodo e o revestimento. Quando as

gotas de metal fundido são transferidas através do arco para a poça de fusão, são protegidas da atmosfera pelos gases produzidos durante a decomposição do revestimento. A escória líquida flutua em direção à superfície da poça de fusão, onde protege o metal de solda da atmosfera durante a solidificação.[31]

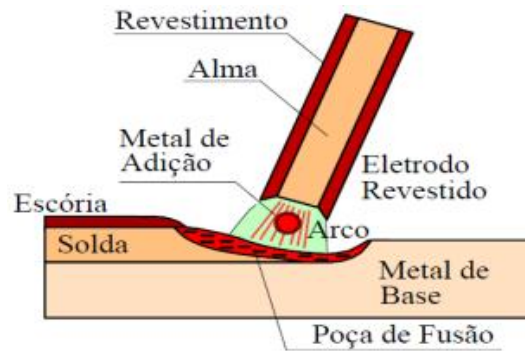


Figura 04: Região do arco na soldagem SMAW. MARQUES; MONDESI; BRACARENSE, 2007.[31]

O equipamento básico para soldagem com eletrodo revestido possui umas das mais simples configurações possível, em comparação aos outros processos elétricos, consiste basicamente de:

- Fonte de energia
- Alicates para fixação dos eletrodos
- Cabos de interligação
- Eletrodos
- Pinça para ligação à peça
- Equipamento para limpeza de solda

Em todos os processos de soldagem por arco elétrico, a aplicação e utilização dos equipamentos corretos são de grande importância para a garantia de um cordão de solda livre de discontinuidades. O termo parâmetro de soldagem se refere a todas as variáveis do processo de soldagem necessárias para a deposição de material em uma junta soldada. Uma característica importante da soldagem com eletrodos revestidos é que a tensão do arco não é controlada, ou seja, é função dos outros parâmetros de soldagem como a corrente e o comprimento do arco, uma vez que o controle da distância entre o eletrodo e a peça é realizado manualmente, sem grande precisão, a transferência metálica está associada a variações no comprimento efetivo do arco e maiores tensões são requeridas para operação à

medida que a corrente de soldagem é aumentada.

A corrente de soldagem exerce influência sobre praticamente todas as características operatórias do processo; o aspecto do cordão, propriedades da junta da soldada, penetração e geometria do cordão. Fixados todos os outros parâmetros de soldagem a intensidade da corrente elétrica é determinante na taxa de deposição do material e no aporte térmico fornecido à peça. A velocidade de avanço é a segunda variável mais importante no processo, apesar de seu controle ser impreciso no caso de operações manuais, a altura e a largura do cordão variam inversamente com a velocidade de avanço.[32]

2.3.2. O processo de soldagem GMAW

O processo de soldagem MIG/MAG (Metal Inert Gas/Metal Active Gas) ou GMAW (Gas Metal Arc Welding), é caracterizado pela abertura e manutenção do arco elétrico entre o metal de base (poça de fusão quando em regime) e o metal de adição (arame alimentado continuamente). Como o arame/eletrodo não apresenta revestimento (comum no processo Eletrodo Revestido) torna-se necessária o fornecimento de uma proteção gasosa suprida com vazão adequada. O uso do gás de proteção é justificado pela necessidade de, ao mesmo tempo, viabilizar a proteção da gota metálica e da poça de fusão contra a atmosfera vizinha ao arco voltaico e, além disso, auxiliar na formação e manutenção do arco elétrico [33].

É um processo de grande produtividade e o principal motivo pelo qual este processo de soldagem utilizando arame sólido não substituiu totalmente o processo com eletrodo revestido está relacionado à maior probabilidade de ocorrência de falta de fusão [34].

Muitas empresas utilizam o processo MIG/MAG em combinação com o eletrodo revestido. Por exemplo, realizam o passe de raiz e o passe quente com eletrodos celulósicos e o enchimento e o acabamento com arame sólido pelo processo semi-automático em uma tubulação [34][33].

2.4. Tensão Residual

De uma maneira simples, entende-se por tensões residuais como tensões que permanecem agindo no material mesmo quando todas as forças externas são retiradas. Essas tensões possuem comportamento elástico, podendo ser benéficas ou não às estruturas e equipamentos, dependendo de sua magnitude, sinal e distribuição. [35]

2.4.1. Tipos de tensões residuais

As tensões residuais se dividem em três categorias: macroscópicas I, microscópicas II e submicroscópicas III.

A primeira tensão citada, também chamada de tensão residual do tipo I, é homogênea no volume de vários grãos e causa deformações praticamente uniformes em muitos grãos. Podem ser encontradas em materiais que sofreram deformação plástica não uniforme, como dobramento, processo de laminação, gradientes térmicos e têmpera de aços.[36]

A tensão residual microscópica, conhecida como tipo II, são as que possuem distribuição homogênea ao longo de apenas um grão. Podem ocorrer em interfaces entre fase e partículas precipitadas e a matriz. Originam-se durante a deformação elastoplástica de um material policristalino numa microestrutura aleatória, porém orientados. [36]

Por fim, as tensões residuais submicroscópicas ou do tipo III, chamada por alguns autores de microtensões. Essas tensões abrangem distâncias interatômicas, menores que um grão. Essas tensões ocorrem nos materiais metálicos sujeitos a processos que produzam descontinuidades na rede cristalina como lacunas, impurezas, defeito de empilhamento, entre outros.[36]

2.4.2. Processos geradores de tensões residuais

As tensões residuais são originadas através de alguns processos e mecanismos como: soldagem, tratamentos térmicos e termoquímicos de endurecimento superficial (têmpera, carbonetação e nitretação), fundição e conformação mecânica.

Um processo importante na fabricação de tubos e que gera tensão residual é a conformação mecânica como laminação, dobramentos e extrusão. Durante esses processos, ao ser aliviada a carga, as partes centrais do metal, que escoaram menos, tendem a voltar para o seu comprimento inicial forçando as partes externas a se encurtarem, pois houve maior escoamento nessa região, tornando-a acomodada num comprimento maior que o inicial. Assim, são geradas tensões residuais compressivas na superfície e tensões trativas na região central da peça em reação das duas regiões que retornaram ao comprimento inicial. [37]

Na soldagem, a geração de tensão residual se dá através do resfriamento das regiões aquecidas. As altas temperaturas, as quais são realizadas os processos de soldagem, fazem com que o módulo de elasticidade e a resistência ao escoamento do metal tornem-se muito reduzidos fazendo com que o metal expanda devido à facilidade ao escoamento do material.

Ao resfriar, o metal recupera sua rigidez impedindo que a contração ocorra em todas as regiões. [38]

Quando há transformação de fases durante a soldagem, ou seja, a austenita transforma para ferrita (bainita, perlita ou martensita) as tensões surgem porque ocorre um aumento de volume. [38]

Durante o processo de têmpera (resfriamento do metal até a fase martensítica) há um aumento da dureza na superfície do material, sem alterar microestrutura do seu núcleo. Esse aumento de dureza é resultante da mudança de microestrutura na superfície da chapa fazendo com que crie um estado de tensões compressivas no mesmo local.[39]

2.4.2.1 Efeitos das tensões residuais trativas e compressivas nas propriedades mecânicas e suscetibilidade à trinca das juntas soldadas.

Durante os processos de soldagem, muitas são as alterações metalúrgicas sofridas pelos materiais quando submetidos a um ciclo térmico de soldagem, destacando-se o surgimento de tensões residuais [40]. O surgimento de tensões residuais após o processo de soldagem exerce uma considerável influência sobre as propriedades mecânicas das juntas soldadas e seu controle permite evitar possíveis falhas da estrutura soldada [41]. Muitos mecanismos relevantes de degradação podem ser acelerados pela presença de tensões residuais. Tensões residuais trativas, por exemplo, podem contribuir para o desenvolvimento de trincas de fadiga. Similarmente, a corrosão sob tensão pode ocorrer em soldas se a soma da tensão aplicada e a tensão residual excederem um valor limite [42]. Nesse sentido, o grande desafio é, portanto, manter a alta resistência sem prejuízo da tenacidade devido a Zona Termicamente Afetada (ZTA), principalmente considerando-se o processo de corrosão e demais processos de fragilização que são dependentes, também, dos níveis de tensões residuais oriundas dos processos de soldagem [43].

2.4.3 Técnicas de medição de tensões residuais

Há três técnicas de medição de tensões residuais, estabelecidas de acordo com o dano introduzido no material quando ensaiado: destrutivas, semidestrutivas e não destrutivas. As técnicas destrutivas são aquelas que impossibilitam de usar o corpo-de-prova ao término do ensaio. As semidestrutivas não comprometem a integridade do material, e por fim, as não destrutivas não provocam qualquer dano no material.

A seguir, citam-se algumas técnicas para medir tensões residuais:

- do furo cego ou hole drilling;
- de seccionamento;
- da remoção de camadas ou da deflexão;
- difração de raios x;
- difração de nêutrons;
- ultra-som;
- e de Barkhausen;

As principais técnicas utilizadas para as medições de tensão residual, que serão realizadas nesse trabalho, são difração de raios x e a técnica do furo cego.

2.4.3.1 Difração de Raio X

A difratometria por difração de raios x corresponde a uma das principais técnicas de caracterização microestrutural de materiais cristalinos, encontrando aplicações em diversos campos na engenharia e ciência dos materiais.

As radiações ao atingirem o material podem ser espalhadas elasticamente, ou seja, sem perda de energia pelos elétrons de um átomo. O fóton de raios x após a colisão com o elétron muda sua trajetória, mantendo, porém, a mesma fase e energia do fóton incidente. Se os átomos que geram o espalhamento estiverem arrançados como uma estrutura cristalina, apresentando entre eles distâncias próximas ao do comprimento de onda da radiação incidente, verifica-se que as relações de fase entre os espalhamentos tornam-se periódicos e que efeitos de difração dos raios x são observados em vários ângulos.[44]

A figura 05 mostra a reflexão de um feixe de raios x incidente em planos paralelos na estrutura cristalina de um material. Considerando dois ou mais planos de uma estrutura cristalina, as condições para que ocorra a difração de raios x (interferência construtiva ou mesma fase) vão depender da diferença de caminho percorrida pelos raios x e o comprimento de onda da radiação incidente. Essa condição é expressa pela lei de Bragg, conforme equação 2 [44].

$$n\lambda = 2d \sin \theta \quad (2)$$

Sendo:

n é a ordem de difração (número inteiro);

d é a distância interplanar para o conjunto de planos hkl da estrutura cristalina;

θ é o ângulo de incidência dos raios x (medido entre o feixe incidente e os planos cristalinos).

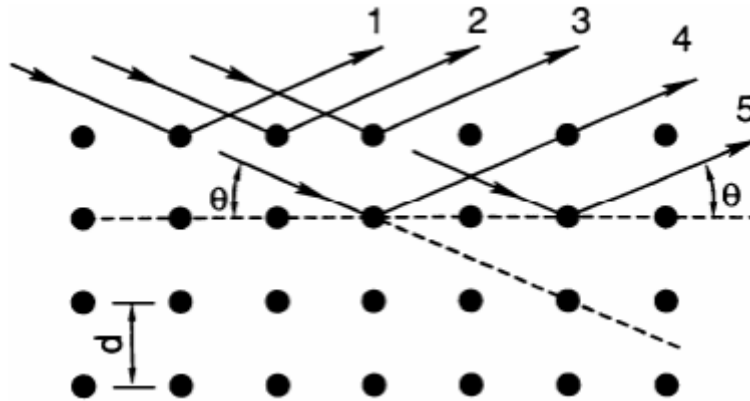


Figura 05- Difração de raios x e a equação de Bragg (CULLITY, 1978).[58]

2.4.3.2 Difratorômetro de raio X

Os difratômetros de raios x disponíveis no mercado são dominados pela geometria parafocal Bragg-Brentano (figura 8); seu arranjo geométrico pode constituir-se de um goniômetro horizontal (θ - 2θ) ou vertical (θ - 2θ ou θ - θ).

Para a geometria θ - 2θ (figura 06), o goniômetro, acoplado aos acessórios de recepção do feixe difratado, move-se (H) com velocidade angular (2θ /passo) sobre o eixo P e rotaciona a amostra (P) com metade desta velocidade angular (θ /passo). O raio do círculo do goniômetro é fixo, apresentando iguais distâncias do tubo gerador de raios X à amostra e da amostra à fenda de recepção "D" ($LP = PD$). O plano do círculo focal contém os raios incidentes e difratados, isto é, a fonte, a amostra e a fenda de recepção.

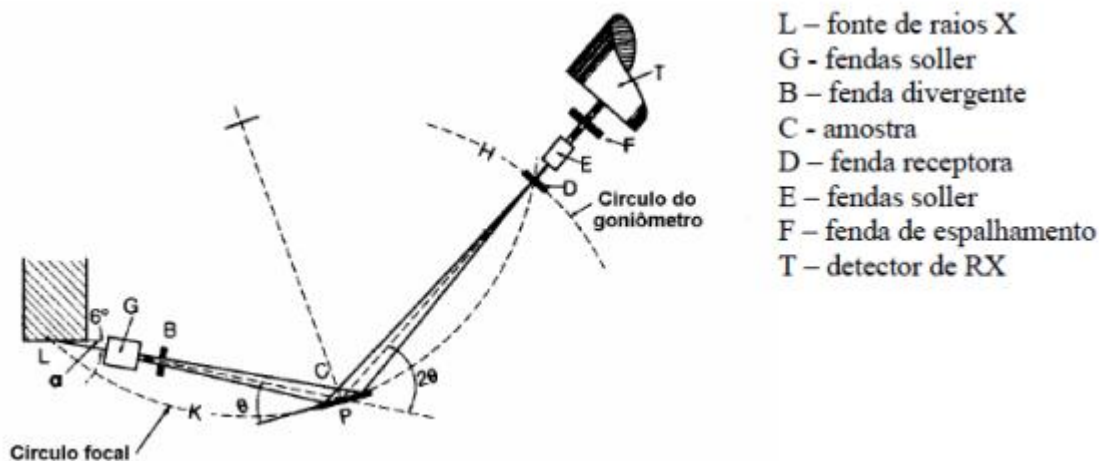


Figura 06 - Geometria Bragg-Brentano de um difratômetro de raios x, mostrando as diferentes fendas utilizadas (CULLITY, 1978).[58]

A partir da fonte, os raios x atravessam a fenda Soller ou colimadores paralelos (G), a fenda de divergência (B) e irradiam a superfície da amostra (C). Os raios difratados em determinado ângulo 2θ convergem para a fenda de recepção (D). Antes ou depois da fenda de recepção pode ser colocado um segundo conjunto de colimadores (E) e uma fenda de espalhamento (F). Um monocromador do feixe difratado pode ser colocado após a fenda de recepção, na posição da fenda de espalhamento.[44]

Várias são as aplicações da difração de raios x, como por exemplo: identificação de fases cristalinas, quantificação de fases, determinação de parâmetros de célula unitária, orientação de cristais (textura), tamanho de cristais e tensão residual.

2.4.3.3 Textura cristalográfica

Os materiais policristalinos são constituídos de pequenos cristais, denominados grãos ou cristalitos, os quais são separados uns dos outros por fronteiras denominadas contornos de grão. De acordo com VIANA (2002)[45] a grande maioria dos materiais policristalinos existentes tem grãos com tamanho médio na faixa de $10\ \mu\text{m}$ a $1\ \text{mm}$. Os materiais trabalhados apresentam tamanhos de grão em uma faixa ainda mais estreita: 10 a $100\ \mu\text{m}$. Portanto, as peças e componentes policristalinos são constituídas de um número enorme de grãos.

As propriedades do policristal dependem da forma, do tamanho e da orientação dos grãos. Cada grão em um agregado policristalino tem orientação cristalográfica diferente da dos seus vizinhos. Isto quer dizer que os planos e as direções cristalinas têm orientação

espacial diferente de grão para grão. As diferenças de orientação são habitualmente da ordem de dezenas de graus. Consideradas de modo global, as orientações de todos os grãos podem estar concentradas, em maior ou menor escala, ao redor de alguma ou de algumas orientações particulares. Nesta última condição, o agregado policristalino apresenta orientação preferencial ou textura cristalográfica. Assim, a textura pode ser genericamente definida como uma condição na qual a distribuição de orientações dos grãos de um policristal não é aleatória. Algumas vezes utiliza-se a expressão textura aleatória para significar ausência de orientação preferencial. A figura 07 ilustra como é uma orientação cristalina dentro dos grãos.[45]

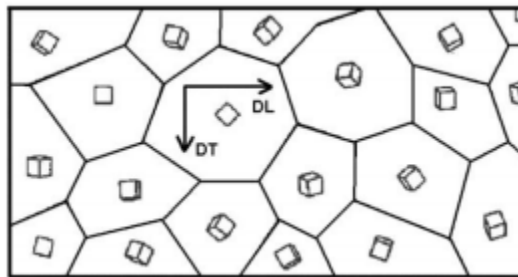


Figura 07 - Chapa com orientação dos cristais sem orientação preferencial. [45]

Finalmente, é importante destacar que a textura não se refere à forma dos grãos, mas sim à forma como a rede cristalina desses grãos é arranjada espacialmente. A presença ou ausência de textura não pode ser inferida a partir da forma dos grãos. Por exemplo, grãos alongados não indicam necessariamente presença de textura cristalográfica. Um processo que introduz textura em um material pode ou não levar à existência de grãos alongados (não equiaxiais).[46]

A textura pode se desenvolver em um metal ou liga durante uma ou mais operações de processamento, tais como fundição, conformação mecânica, transformação mecânica e recozimento.

Durante a conformação mecânica, a deformação plástica ocorre principalmente por deslizamentos de determinados planos cristalinos. Nesse processo, o reticulado cristalino sofre rotação, por deslizamento de planos ou por maclação, para orientações mais favoráveis, estabelecendo a chamada textura de deformação. A textura final de deformação de uma dada peça ou corpo de prova depende principalmente da mudança de forma imposta na conformação e da temperatura em que o material foi deformado, e para baixas deformações depende da orientação inicial dos grãos antes da deformação .[46]

Para transformação de fases dos aços, existem três relações de orientações possíveis,

propostas por Bain, Kurdjumov e Sachs e Nishiyama e Wassermann. A diferença entre eles está no número total de variantes, que são orientações do produto final.[45] A tabela 2 mostra essa diferença entre os pesquisadores. Devido à multiplicidade de variantes, uma textura da matriz relativamente intensa diminui geralmente de intensidade na transformação.

Relação de orientação	Correspondência entre as redes	Número de alternativas	Número total de variantes
Bain (B)	$\{001\}_\gamma \parallel \{001\}_\alpha$	3	3
	$\langle 1\bar{1}0 \rangle_\gamma \parallel \langle 110 \rangle_\alpha$	1	
Kurdjumov-Sachs (K-S)	$\{111\}_\gamma \parallel \{011\}_\alpha$	4	24
	$\{011\}_\gamma \parallel \{111\}_\alpha$	3	
	(twin related variants)	2	
Nishiyama-Wassermann (N-W)	$\{111\}_\gamma \parallel \{011\}_\alpha$	4	12
	$\langle 112 \rangle_\gamma \parallel \langle 011 \rangle_\alpha$	3	

Tabela 2- Relação de orientação entre as fases austenita (CFC) e ferrita (CCC) (VIANA,2002).[46]

As texturas de transformação dos aços laminados podem resultar de três situações possíveis: transformação de austenita recristalizada, transformação de austenita deformada e transformação de material laminado no campo bifásico (ferrita mais austenita).

De acordo com Viana [45] quando a austenita recristaliza antes da transformação, prevalece uma fraca textura cristalográfica na ferrita transformada. Isto se deve ao fato de as reduções na austenita não se acumularem e repetidas recristalizações tenderem a enfraquecer a textura desta fase e, conseqüentemente, da fase transformada. Isto é comum em altas temperaturas de laminação a quente (por exemplo, na região de desbaste), quando ocorre a recristalização convencional (estática).

Quando a austenita se deforma diz-se que ocorre o empanqueamento. Nessa deformação há tempo suficiente para ocorrer a precipitação de carbonitretos e prevenir a recristalização estática. Quando este tempo é curto, como no laminador de tiras, e quando a presença de solutos como o Nb evitar a recristalização estática rápida, inicia-se o processo de recristalização dinâmica, seguida de recristalização pós-dinâmica nos intervalos entre passes. A seqüência dos processos de deformação, precipitação e recristalização desenvolve direcionalidades microestruturais e, portanto, anisotropia nas propriedades mecânicas da austenita trabalhada a quente. Uma possível forte textura da ferrita é devida à herança da orientação preferencial presente na austenita, imediatamente antes da transformação.[45]

As texturas de aços com laminação de acabamento efetuada na região bifásica ($\square + \square$)

incluem contribuições de duas fontes: da herança da textura da austenita e do desenvolvimento de uma textura de deformação na ferrita. A textura final resultante no aço é, portanto, muito complexa e fortemente influenciada pelas contribuições relativas destes três processos que, por sua vez, dependem da composição (presença de precipitados), temperatura, da quantidade de redução em cada passe e, acima de tudo, da temperatura de acabamento.[46][45]

Quando o metal deformado é recozido pode ocorrer recuperação e/ou recristalização, dependendo do grau de deformação, do tempo e principalmente da temperatura de recozimento. Geralmente, o recozimento em temperaturas mais baixas de materiais levemente encruados causa apenas recuperação e pequena ou nenhuma modificação da textura.

Recozimento em temperaturas mais altas causa frequentemente recristalização. A ocorrência de recristalização pode gerar uma orientação cristalográfica preferencial (textura) completamente diferente daquela gerada pela deformação. Na realidade, a recristalização pode tanto levar à ausência de textura, como desenvolver componentes de textura extremamente intensas ou, simplesmente, não alterar a textura de deformação.[47]

Esta alteração da textura de deformação, durante a recristalização, é consistente com a idéia de que o fenômeno da recristalização é o resultado de um conjunto de alterações na microestrutura de um material, em decorrência de tratamento térmico, com novos grãos nucleando e crescendo. Estes novos grãos podem ter uma orientação diferente daquela orientação dos grãos da microestrutura deformada, pois os grãos formados estão muito mais livres de defeitos, ou seja, com menor energia acumulada.[45][46]

2.4.3.4 Princípios de medida tensão residual por raio X

Num material policristalino, com granulometria fina e isenta de tensões, o espaço entre planos cristalinos não varia com a orientação destes planos, figura 08.

A presença de um estado de tensões faz com que estas distâncias variem, devido à deformação elástica. Se a tensão aplicada for trativa, as distâncias entre planos perpendiculares a estas aumentarão, enquanto para os planos paralelos ao campo de tensões, a estas distâncias vão diminuir, como pode ser observado na figura 09.

Se esta variação nas distâncias interplanares puder ser medida, então se tem uma indicação da deformação e conseqüentemente do campo de tensões residuais atuantes. A técnica de difração de raios x é aplicada com o objetivo de medir as distâncias interplanares e a partir daí, calcular as tensões residuais presentes.

Seja uma porção de material submetido a um dado estado de tensões, conforme mostrado na figura 10.

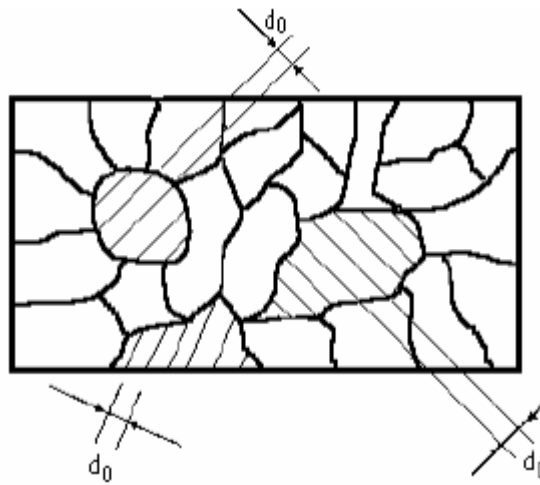


Figura 08 - Distâncias interplanares de grãos com diferentes orientações de um corpo isento de tensões.[35]

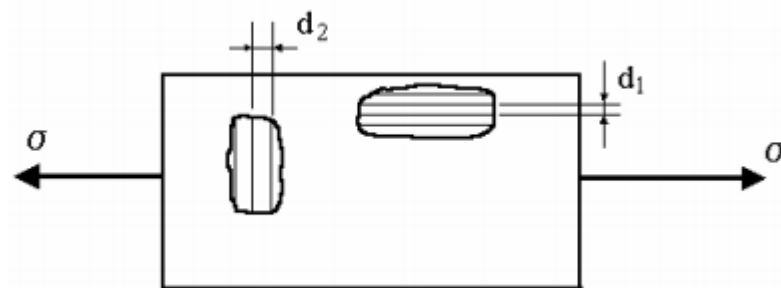


Figura 09- Distâncias interplanares de grãos com diferentes orientações, de um corpo sob um campo de tensões.[35]

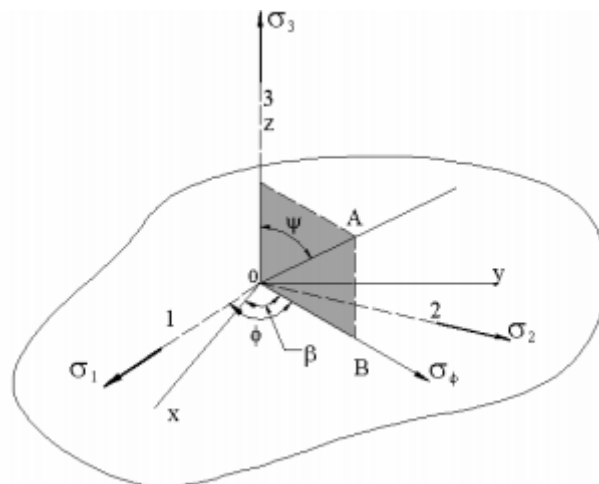


Figura 10- Porção de material submetida a um dado estado de tensões.[37]

De acordo com a teoria da elasticidade, a lei de Hooke estabelece que a tensão em uma dada direção (σ_x) está relacionada com a deformação (ϵ_x) nessa mesma direção através do módulo de elasticidade (E), de acordo com a equação 3 [48].

$$\sigma_x = E \cdot \epsilon_x \quad (3)$$

A força de tração produzida pela tensão na direção x não provoca apenas a deformação linear ϵ_x nessa direção, mas também a deformação transversal e a longitudinal.

A razão da deformação transversal pela longitudinal é denominada Coeficiente de Poisson (ν) e é dado pela equação 4.

$$\epsilon_y = \epsilon_z = -\nu\epsilon_x = -\frac{\nu\epsilon_x}{E} \quad (4)$$

As deformações transversais em adição às deformações longitudinais nas direções dos eixos principais e baseando-se nas relações tensão deformação, obtêm-se para um estado triaxial de tensões as equações (5), (6) e (7) [49].

$$\begin{aligned} \epsilon_1 &= \frac{1}{E} [\sigma_1 - \nu(\sigma_2 + \sigma_3)] \\ \epsilon_2 &= \frac{1}{E} [\sigma_2 - \nu(\sigma_1 + \sigma_3)] \\ \epsilon_3 &= \frac{1}{E} [\sigma_3 - \nu(\sigma_1 + \sigma_2)] \end{aligned} \quad (5)$$

Qualquer ponto sobre a superfície da figura 6 é determinada pela relação geral, expressa em função das deformações principais:

$$\epsilon_{\phi\psi} = \epsilon_1\alpha_1^2 + \epsilon_2\alpha_2^2 + \epsilon_3\alpha_3^3 \quad (6)$$

onde:

$$\begin{aligned} \alpha_1 &= \cos \psi \sin \psi \\ \alpha_2 &= \sin \phi \sin \psi \\ \alpha_3 &= \cos \psi = (1 - \sin^2 \psi)^{1/2} \end{aligned} \quad (7)$$

são os cossenos diretores do vetor deformação $\varepsilon\Phi\psi$, em relação as direções das deformações principais $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$. [37]

Da mesma maneira, pode-se definir as tensões principais, na qual a tensão normal é dada por:

$$\sigma_{\phi\psi} = \sigma_1\alpha_1^2 + \sigma_2\alpha_2^2 + \sigma_3\alpha_3^2$$

onde $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ são os cossenos diretores da tensão $\sigma\Phi\psi$ em relação aos eixos principais. [37]

Substituindo os valores para as deformações principais dadas pela equação 4 na equação 5, tem-se a equação geral que relaciona as deformações em qualquer direção $\Phi\psi$ dentro de um corpo com a tensão principal atuante [55]:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E}(\sigma_1\alpha_1^2 + \sigma_2\alpha_2^2 + \sigma_3\alpha_3^2) - \frac{\nu}{E}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$$

Sob a superfície de uma amostra tensionada cada elemento do volume está sujeito a ação de três tensões principais $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$. No entanto, devido a baixa penetração dos raios x na maioria dos materiais, a difração ocorre apenas na camada superficial da amostra permitindo que a tensão normal a superfície seja igual a zero, uma vez que sua presença não afeta a medida. Portanto, considera-se a condição de tensão plana, assumindo as tensões σ_1 e σ_2 atuando e σ_3 igual a zero.

A expressão geral para deformação $\varepsilon\Phi\psi$ na direção que forma os ângulos Φ e ψ com σ_1 e σ_2 , respectivamente é (PREVÉY, 1986) [50]:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E}(\sigma_1\alpha_1^2 + \sigma_2\alpha_2^2) - \frac{\nu}{E}(\sigma_1 + \sigma_2)$$

Observa-se que quando $\psi = 90^\circ$, o componente superficial da tensão é dado por:

$$\sigma_\phi = \sigma_1 \cos^2 \phi + \sigma_2 \sin^2 \phi$$

Substituindo a equação 11 na equação 10, temos:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E}(\sigma_\phi \sin^2 \psi) - \frac{\nu}{E}(\sigma_1 + \sigma_2)$$

Esta é a equação básica que relaciona os princípios da difração de raios x com as relações tensão deformação. Ela pode ser utilizada para determinar a tensão (σ_Φ) em qualquer direção sobre a superfície da amostra.[50]

Quando o feixe incidente está perpendicular a superfície da amostra, os planos refletos são quase paralelos a superfície. Assim, a medida do espaço interplanar (d) está na direção aproximada da normal à superfície. Se d_0 é o espaço interplanar correspondente a condição não tensionada, a deformação efetiva, normal a superfície da amostra é [50]:

$$\varepsilon_1 = \varepsilon_{\phi\psi} = \frac{d-d_0}{d_0} = \frac{\Delta d}{d_0}$$

$$\sigma_\phi = m \left(\frac{E}{1+\nu} \right)$$

O resultado gerado dessas equações são as curvas mostradas na figura 11, podendo ser classificados de forma linear, elíptica com divisão e não linear com comportamento oscilatório, conforme mostrado. Os dados obtidos a partir de amostras isotrópicas e homogêneas e sem apresentar tensão de cisalhamento, possui a forma linear semelhante a apresentada na figura 11 (a). Dados elípticos, mostrado na figura 11 (b) geralmente são indícios de tensão de cisalhamento presentes. Dados semelhantes aos encontrados na figura 11 (c) são mais frequentemente causados por uma orientação cristalográfica preferencial das amostras.[35]

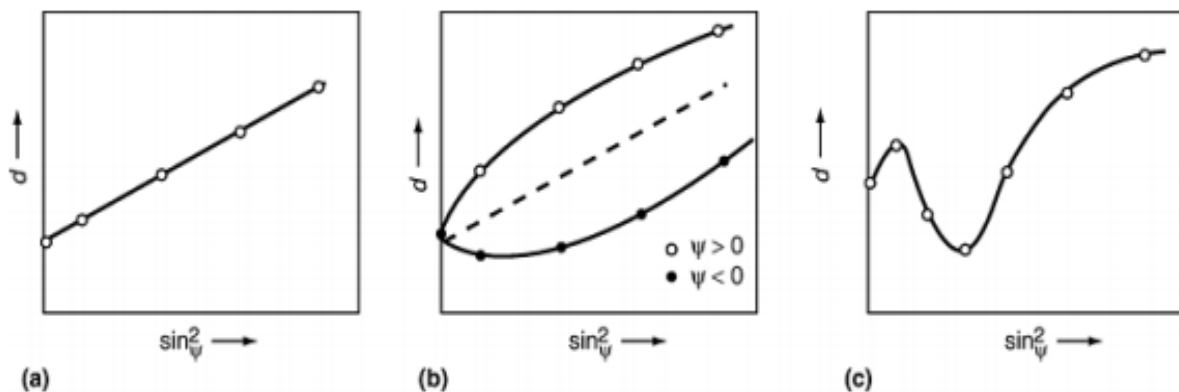


Figura 11- Tipos de gráficos d versus $\sin^2\psi$. (a) linear: não apresenta tensão de cisalhamento. (b) elíptico: apresenta divisão devido ao cisalhamento. (c) oscilatório:

comportamento devido à orientação cristalográfica preferencial. [35]

Porém, algumas condições inerentes ao corpo de prova podem afetar a precisão e até mesmo a medida de tensão residual. Essas dificuldades práticas são:

➤ Tamanho de grão - Se os grãos da amostra são grandes, a linha de difração é irregular e sua posição não é bem definida. Alguns produtos possuem tamanho de grão tão grande que é impossível medir a tensão residual por difração de raios x. De acordo com FRANCOIS,[52] o diâmetro que prejudica a medição de tensão residual é de aproximadamente 100 μm .

➤ Textura cristalográfica - Um moderado grau de orientação preferencial não causa dificuldade na medida, mas uma forte textura pode ocasionar significativas alterações na medição da tensão residual. De acordo com HOUTTE e DE BUYSER (1993) [53], a textura influencia nas constantes elásticas do material. Para materiais isotrópicos, o módulo de Young e o coeficiente de Poisson são utilizados na expressão abaixo.[54]

$$S_1 = \frac{-\vartheta}{E}$$

$$\frac{1}{2}S_2 = \frac{1 + \vartheta}{E}$$

Já para materiais anisotrópicos, ou seja, que possuem uma forte textura, devem ser usados alguns modelos que utilizam as constantes elásticas. Os modelos mais conhecidos são de Reuss e Voigt. No modelo de Reuss é proposto que a tensão é homogênea na estrutura cristalina. Como consequência, a deformação é diferente em cada grão devido a diferente orientação dos grãos. Já para o modelo de Voigt, a deformação é homogênea na estrutura cristalina e a tensão será heterogênea. [54]

No caso de difração de raios x o método mais usual é o $d\text{-sen}2\psi$. Na ausência de textura, as curvas geradas pelo método do $\text{sen}2\psi$ são lineares. Não é o caso se uma forte textura estiver presente, que foi abordado e comprovado no artigo de.[54] Porém, a não linearidade das curvas não está necessariamente relacionado com a forte presença de textura. Outra possível razão é a presença de tensão de cisalhamento, como mostrado na figura 13.

✓ Deformação plástica - Se a amostra tiver sido deformada plasticamente, o método de difração de raios x não indica a verdadeira macrotensão. Essa condição existe, por exemplo, na superfície de amostras temperadas, onde a tensão residual na outra superfície é devido ao escoamento plástico no interior. Quando o material é alongado plasticamente e descarregado

em seguida, a medida de difração mostra uma mudança na linha indicando macrotensão residual compressiva na direção da deformação.[44]

3. MATERIAIS E MÉTODOS

As atividades da pesquisa foram desenvolvidas de acordo com o fluxograma da figura 12, onde cada atividade realizada gera uma reação a ser executada pelo pesquisador.

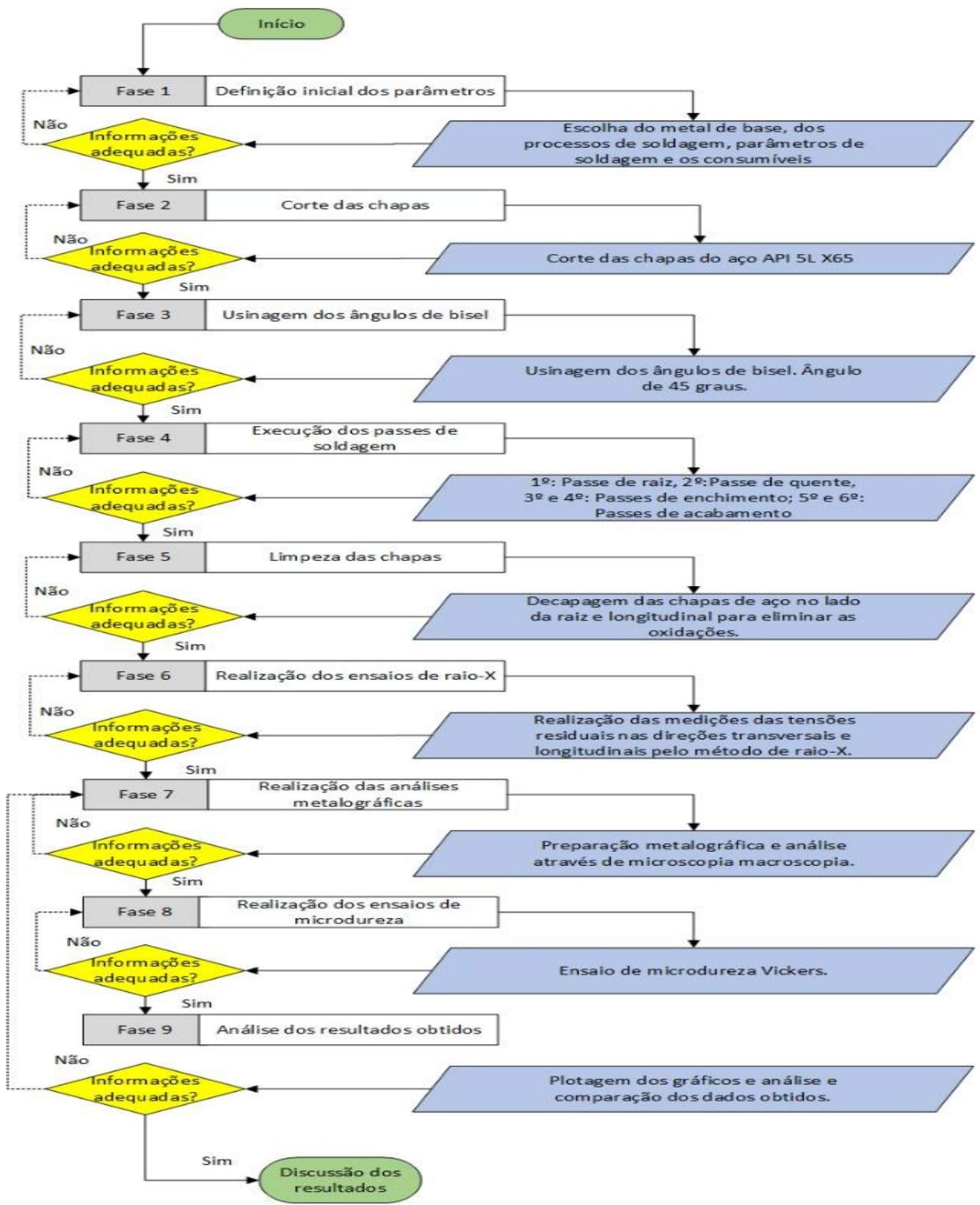


Figura 12. Fluxograma das atividades desenvolvidas na pesquisa

3.1 Metal de Base

O metal de base utilizado foram segmentos de dutos do aço API 5L X65 com 12,5 mm de espessura cuja composição química nominal é apresentada na Tabela 3 na e a Tabela 4 os seus valores de limite de escoamento e de resistência à tração.

Tabela 3: Composição Química do aço API 5L X65. (Specification, 2004).

Porcentagem (%) em massa							
C	Mn	Si	P	S	Ni	Al	Ti + V + Nb
0,12	1,60	0,45	0,025	0,015	0,06	0,044	0,1 Max.

Tabela 4: Propriedades Mecânicas do aço API 5L X65. (Usiminas, 2013).

Limite de Escoamento (σ_{LE})	450 ~ 600
	MPa
Limite de resistência à tração	535 ~ 760
(σ_{RT})	MPa

Os segmentos de dutos foram cortados com as dimensões de 200 mm x 100 mm. Como a norma API 1104 (2001) não especifica qual o tipo de chanfro a ser utilizado adotou-se um chanfro em V simples com ângulo do bisel de 45°, conforme ilustrada na Fig. 13. A escolha deste ângulo foi baseada na facilidade de usinagem do bisel e para facilitar a execução da soldagem pelo processo GMAW.

A abertura de raiz a serem soldadas correspondeu ao diâmetro 3,5 mm do consumível adotado na execução do passe de raiz. A altura do nariz foi de 2,0 mm, de modo a se ter uma boa homogeneidade do cordão e uma penetração total no passe.

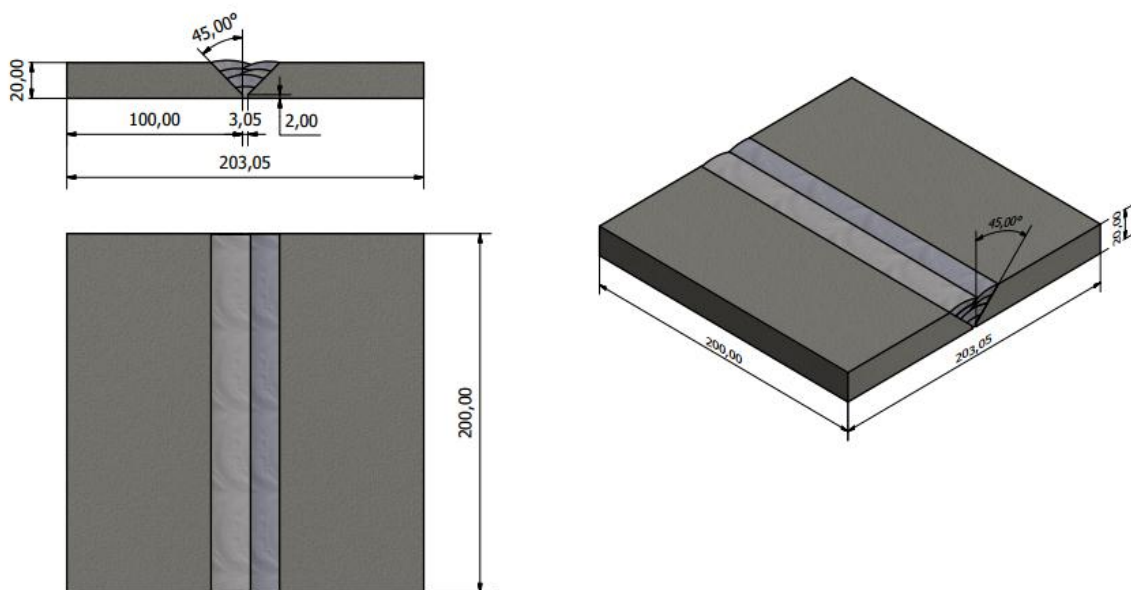


Figura 13 A: Esquema da junta e dimensões.

As chapas a serem soldadas foram restringidas por pontos de solda e por apoio em parafusos em suas extremidades conforme dispositivo apresentado na Figura 13 b. Este procedimento foi adotado visando a não ocorrência de deformações maiores nas chapas, assim como, evitar que as tensões residuais provenientes do processo de soldagem fossem “aliviadas” pela deformação plásticas das mesmas. Nesta mesma figura apresenta-se a configuração das chapas para execução de soldagem e respectivo chanfro.

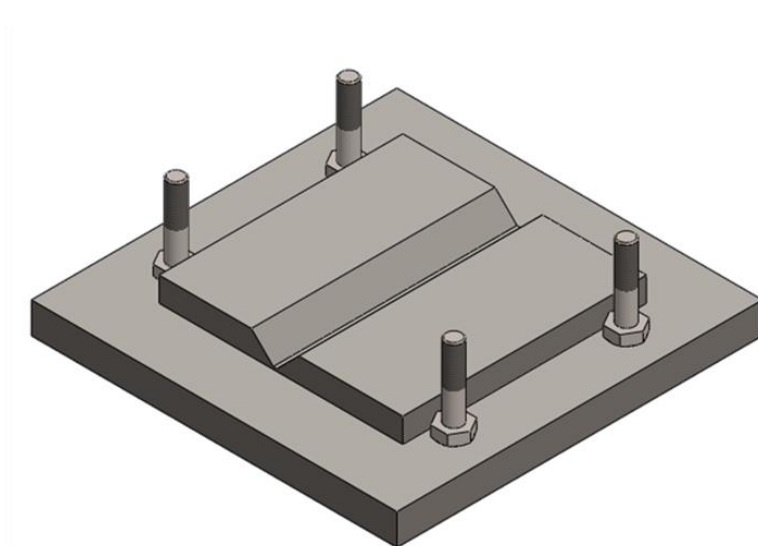


Figura 13 B: Configuração das Chapas e Chanfro (Autoria Própria, 2017).

3.2 Processo de Soldagem

Na execução do processo de soldagem das chapas seguiram-se as recomendações da norma API 1104 (2001), que estabelece que a soldagem de tubulações pode ser feita com um mesmo processo de soldagem ou combinação de processos.

Foram empregados processo de soldagem ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido – SMAW para execução dos passes de raiz e o processo ao arco elétrico com proteção gasosa - GMAW para os passes quente, de enchimento e acabamento.

Os consumíveis utilizados foram o eletrodo AWS E 6010 de 3,25 mm de diâmetro no processo SMAW , e o arame AWS ER70S-3 com 2 mm de diâmetro sob proteção de Argônio no processo GMAW. A tabela 5 e 6 indica a composição química dos consumíveis utilizados.

Tabela 5: Composição Química do eletrodo AWS E 6010 de 3,25 mm (ENERGYARC s.d.)

Composição Química Típica (%)				
C	Si	Mn	P	S
0,10	0,30	0,47	0,020	0,015

Tabela 6: Composição Química do arame AWS ER70S-3 de 2 mm de diâmetro (Belgo Bekaert s.d.)

Composição Química Típica Média (%)					
C	Si	Mn	P	S	Cu
0,10	0,60	1,2	0,025	0,035	0,5

A fonte de energia utilizada na soldagem nos processos SMAW e GMAW, é designada comercialmente como Aristo Power 460 AC/DC fabricada pela ESAB. É uma fonte de corrente contínua (CC: 5 -320A) e tensão em vazio de 80V A/C e 72 V D/C, trifásica com potência aparente de 27 KVA.

Os parâmetros de soldagem empregados na execução dos 6 passes de união da juntas estão apresentados na Tabela 7. A ordem de aplicação dos passes de soldagem foi: 1 raiz (SMAW) - 1 Quente (GMAW) - 2 Enchimento (GMAW) – 2 Acabamento (GMAW).

A fonte de energia foi utilizada com corrente contínua (CC), no modo Tensão

Constante e com uma Vazão de 15 l/mim de argônio.

Tabela 7: Parâmetros de soldagem.

Passe	Tempo (s)	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (mm/s)	Rendimento o	Energia (KJ/mm)
Raiz	175	55	27	1,14	85%	1,107
Q1	99	198	25	2,02	90%	2,205
E2	87	186	22	2,30	90%	1,601
E3	84	185	22	2,38	90%	1,540
A4	53	162	22	3,77	90%	0,850
A5	55	165	22	3,63	90%	0,900

Cada passe de solda gerou uma chapa de teste, conforme ilustrado na Figura 14, que passaram por decapagem, antes de serem submetidas a análise de tensões residuais.

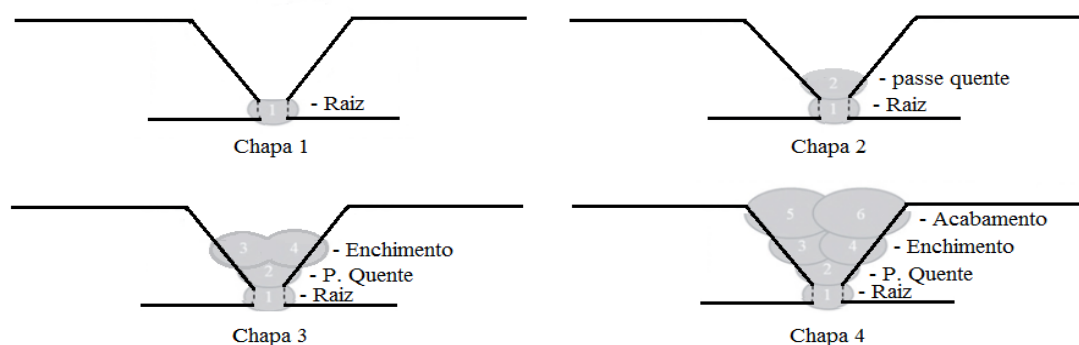


Figura 14 – Ilustração das secções transversais dos corpos de prova submetidos a análises de tensões residuais.

3.3 Decapagem

Antes de ser realizada a análise de tensões residuais as peças foram submetidas a um processo de decapagem localizada para remoção das camadas de óxido nas regiões a serem analisadas, de modo a não interferir nas aferições posteriores.

A solução utilizada para realização do processo de decapagem foi ácido clorídrico (HCl) a 10% de concentração. A solução era posta em tubos de PVC estanque por silicone e repousadas por 24h.

3.4 Medidas das Tensões Residuais

A distribuição dos pontos onde foram feitas as medidas de tensões residuais estão ilustrados na Figura 15, medidas foram realizada na face da raiz e na face da solda.

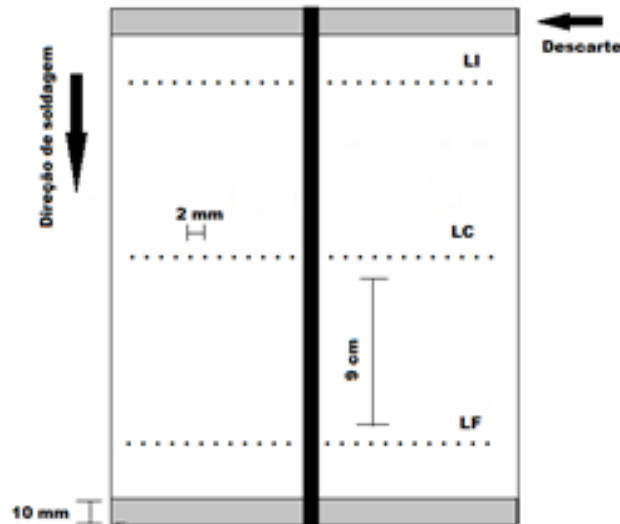


Figura 15: Regiões (pontos) onde foram feitas as análises das tensões.

Para marcação dos pontos de análise foi dado um recuo de 10 mm das bordas das chapas. Três fileiras de pontos espaçados um do outro em 2 mm no sentido transversal ao cordão de solda foram dispostas na chapa no lado da face da raiz e na face da solda. As fileiras, compostas de quinze pontos, foram posicionadas no centro e extremidade da chapa soldada, conforme ilustrado na Figura 15. Em cada ponto foram realizadas pelo menos três medidas de tensões.

Para Análise das tensões residuais foi utilizado um difratômetro portátil – *Portable stress analyser STRESSRAD* (RADICON, 2009), Fig. 16.



Figura 16: Difratômetro Portátil Utilizado na Análise. (Autoria Própria, 2017).

Como o material utilizado possui uma estrutura principalmente ferrítica, empregou-se um comprimento de onda de $\lambda = 2,2911\text{Å}$. Este comprimento de onda é produzido por um tubo anódico de Cromo (LU *et al.*, 1996). O método empregado foi o $\text{sen}^2\psi$, com medidas realizadas para $\psi = 45^\circ$.

3.5 Execuções dos cortes das juntas soldadas

Após a determinação das tensões residuais nas superfícies superior e inferior das juntas, procedeu-se a a confecção dos corpos de prova para análise metalográfica e de microdureza. A figura 17 ilustra como foram executados os cortes para a retirada das amostras.

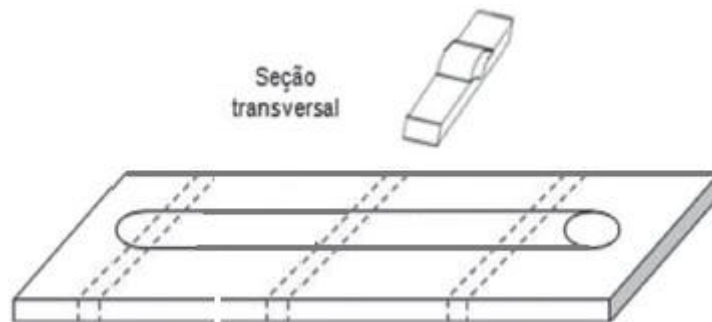


Figura 17 – Seccionamento dos corpos de prova para Macrografia.

3.6 Aquisição de Imagens

As seções transversais foram embutidas a frio com resina epóxi. Em seguida, as suas superfícies foram submetidas ao processo de lixamento (180, 220, 320, 400, 600, 1200 e 2000 Mesh) e polimento com alumina de granulométrica de 1 microm, 0,3 microm e 0,05 microm. Finalmente, elas foram atacadas com Nital 6% por imersão durante um tempo de 1 min,. As macrografias foram obtidas por scanner Epson L355, a tratadas no editor de imagem IMAGEJ e dimensionadas no AutoCAD, ilustradas na figura 18.

3.8 Medidas de dureza Vickers

Testes de dureza foram realizados nas juntas soldadas de acordo com a norma N-133, da PETROBRAS, onde é recomendado que o método de medição de dureza na qualificação do procedimento de soldagem deve ser Vickers e que a carga a ser utilizada nesse método seja de 5 Kgf.

Após o mapeamento de dureza da junta soldada, foi possível comparar os resultados de dureza com os demais resultados de níveis de tensões. Foram realizados 2 linhas de medidas de microdureza, uma a 2 mm da face da raiz e outra a 2 mm da face da solda, os pontos abrangem o metal de base e a ZTA distribuída de forma equivalente ao longo da espessura da junta, cada linha apresentava 30 pontos espaçados a 1 mm, de forma a ter uma aproximação de região onde foram colhidas a medidas de tensão residual figura 20.

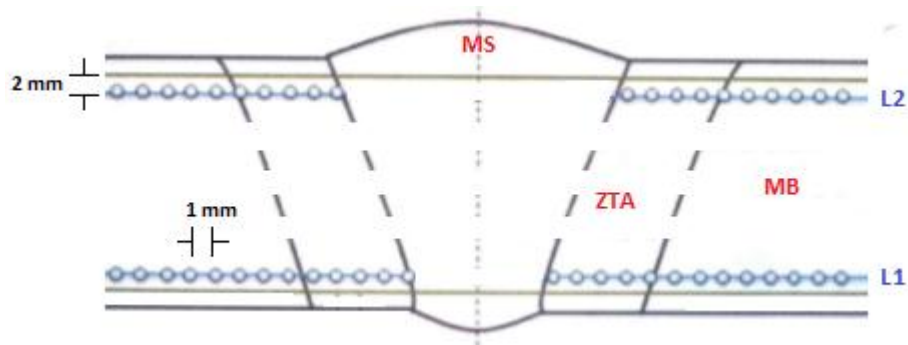


Figura 20 – Pontos onde foram realizadas as medidas de dureza na junta soldada
(Autoria Própria, 2017)

Da mesma forma que foi feito com as tensão residual, após a obtenção dos valores de dureza, foram traçados perfis de microdureza da junta soldada, ao longo da espessura das juntas.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Resultados das Tensões Residuais Medidas Feitas na Face da Raiz.

4.1.1 Macrografia e Perfil de Tensão Residual Transversal na Região Central da Junta Soldada.

O passe de raiz, soldado pelo processo SMAW com uma energia de soldagem de 1,1 kJ/mm, apresentou uma área da região fundida de 41,4 mm² e áreas da ZTA esquerda e direita de 18,6 mm² e 17,5 mm² respectivamente e extensões de 4,2 mm e 3,9 mm à esquerda e à direita da junta respectivamente, conforme ilustra a figura 21.

As medidas de tensões residuais do passe de raiz gerou um perfil de tensões residuais trativas crescente desde à região do metal de base (MB) não afetada pelo ciclo térmico de soldagem até valores máximos de 380 MPa e 360 MPa a 2 e 4 mm da linha de fusão nos lados direito e esquerdo das ZTA respectivamente, figura 21 (A).

A tensões longitudinais apresentou a mesma tendência trativa das tensões transversais porém com valores bem mais acentuados.

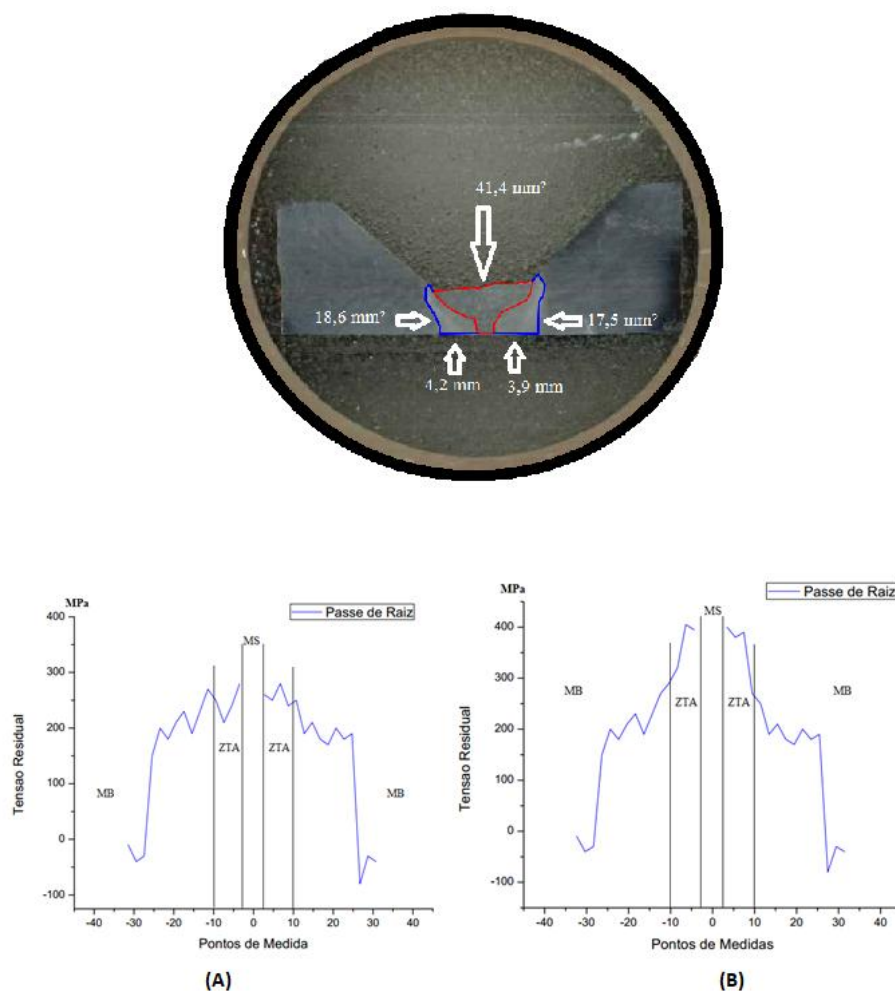


Figura 21 - Macrografia passe de raiz, tensões residual transversal (A) e longitudinal (B) após o passe de raiz medidas no centro da junta.

O passe quente, executado com uma energia de soldagem de 2,2 kJ/mm, apresentou uma área total da região fundida de 106,7 mm² com uma penetração de 22mm² no passe de raiz. As áreas da ZTA à esquerda e à direita foram respectivamente 52,3 mm² e 57,4 mm² com extensões de 7,6 mm e 8,2 mm à esquerda e à direita da junta respectivamente.

As medidas de tensões transversais após o passe quente proporcionaram uma inversão no perfil das tensões residuais passando de valores trativos para valores compressivos. Próximo à linha de fusão estes valores passaram de 380 MPa para -90 MPa conforme ilustrado na Figura 22 (C).

Assim como aconteceu com o perfil de tensão transversal que sofreu uma inversão, passando de trativa para compressiva após o passe quente, o mesmo aconteceu com o perfil de tensão longitudinal, porém como maior intensidade. Próximo à linha de fusão estes valores passaram de 400 MPa para - 180 MPa conforme lustrado na Figura 22 (D).

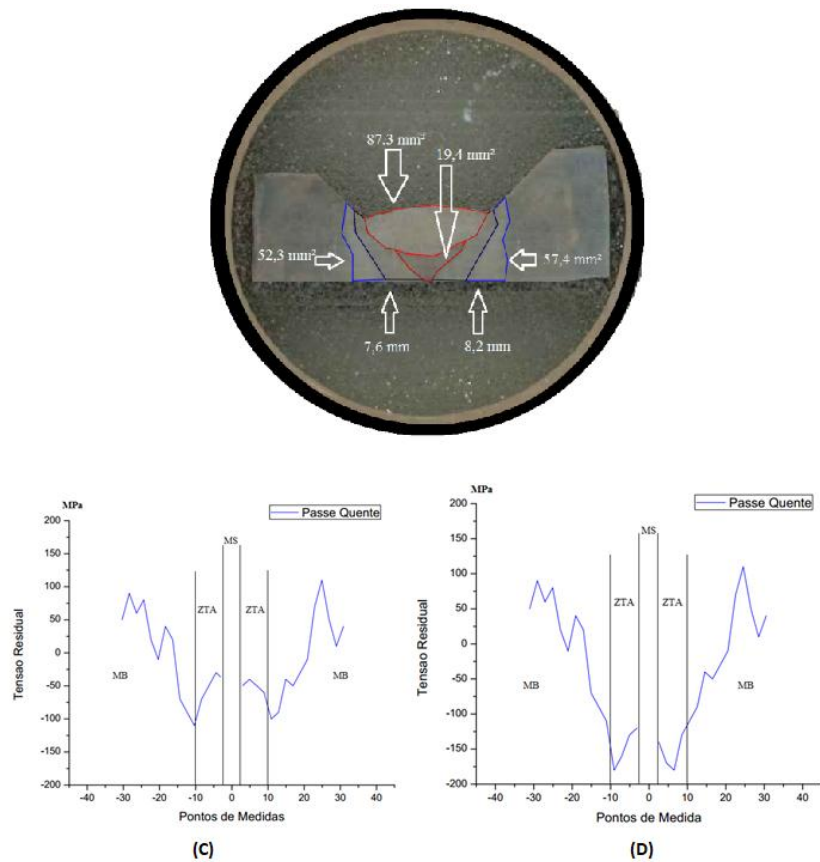


Figura 22 - Macrografia passe quente, tensões residual transversal (C) e longitudinal (D) após o passe quente medidas no centro da junta.

Os passes de Enchimento executados com energias de soldagem de 1,6 kJ/mm e 1,54 kJ/mm, apresentaram uma área total fundida de 168,2 mm² com uma penetração de 34,3 mm² no passe quente, áreas esquerda e direita da ZTA destes passes foram 67,6 mm², e 61,5 mm² respectivamente com extensões de 8,8 mm e de 7,8 mm, conforme ilustrado na Figura 23.

Os passes de enchimento proporcionaram um aumento nos valores de tensões transversais próximas a linha de fusão, gerando um perfil compressivo mais acentuado atingindo valores de - 110 MPa e -120 MPa às distâncias de 8 mm e 6 mm da linha de fusão respectivamente. E as tensões longitudinais atingiram valores de - 160 MPa e -190 MPa às distâncias de 8 mm e 6 mm da linha de fusão esquerda e direita respectivamente da junta soldada, figura 23 (E) (F).

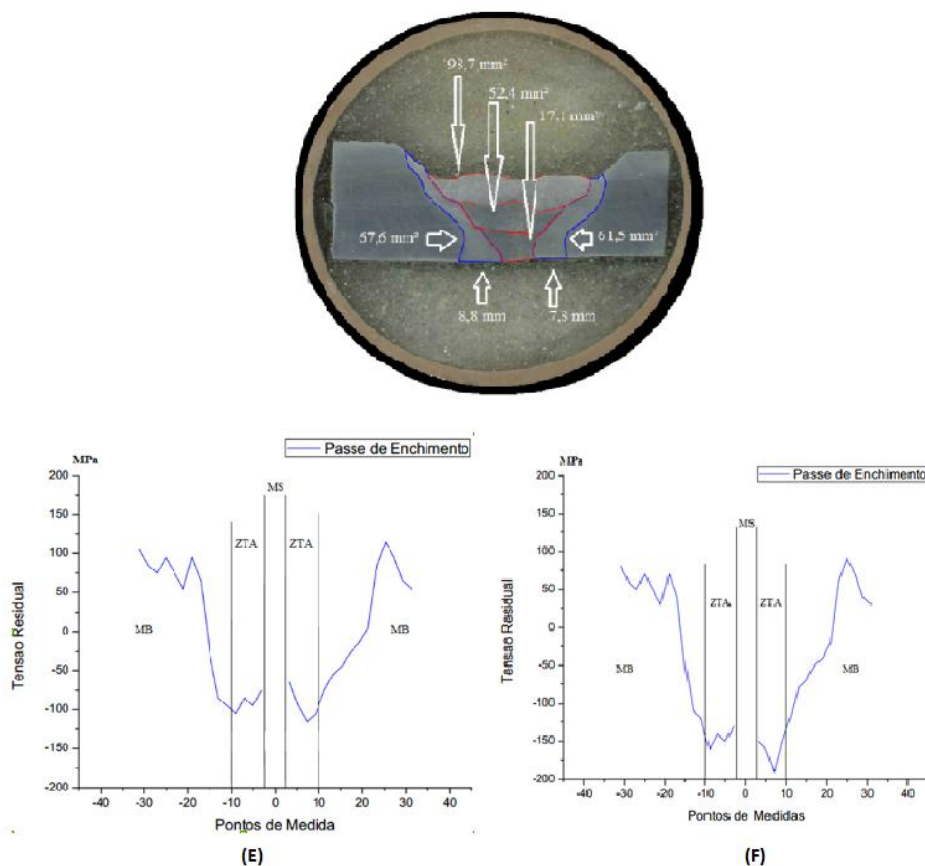


Figura 23 - Macrografia passes de enchimento, tensões residual transversal (E) e longitudinal (F) após os passes de enchimento no centro da junta.

Os passes de acabamento executados com energias de soldagem de 0,85 kJ/mm e 0,90 kJ/mm, apresentaram uma área total de solda de 353,4 mm², não foi possível diferenciar o passe quente dos passes de enchimento, uma vez que os passes de acabamento penetraram na camada de enchimento, não houve mudança significativa na área do passe de raiz, áreas esquerda e direita da ZTA destes passes foram de 112,3 mm² e 104,1 mm² respectivamente com uma extensão de 11,9 mm e 11,7 mm, conforme ilustra a Figura 24.

A aplicação dos passes de acabamento não proporcionou alterações significativas nos valores das tensões transversais e longitudinais Figura 24.

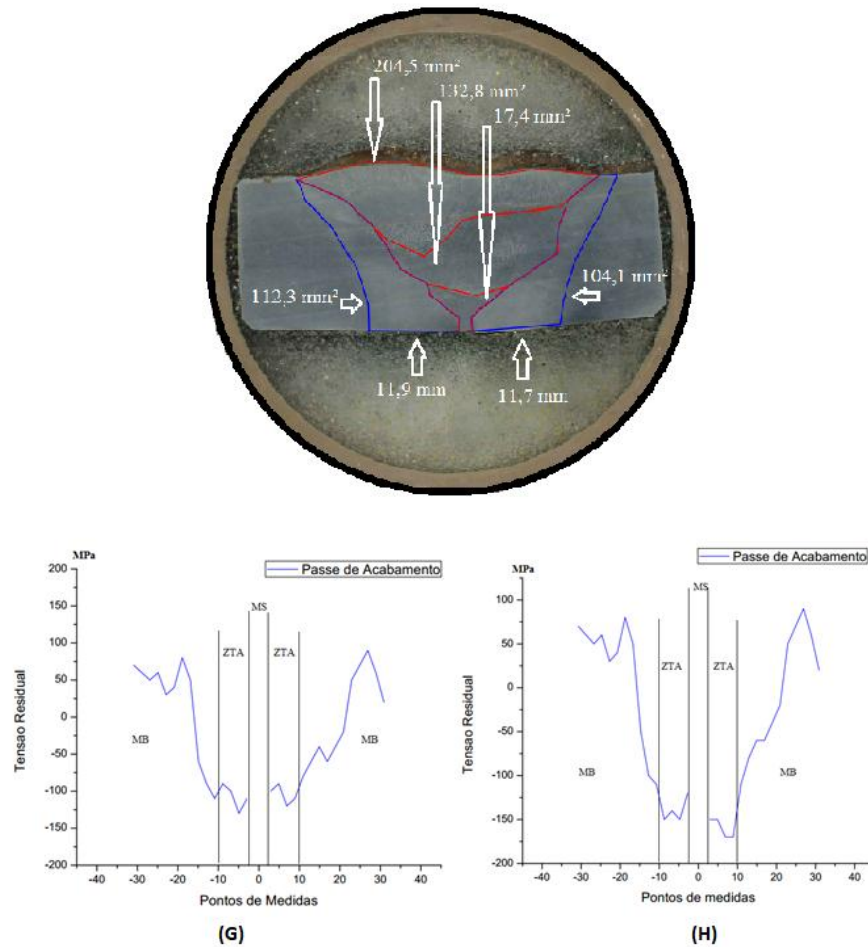


Figura 24 – Macrografia passes de acabamento, tensões residual transversal (G) e longitudinal (H) após os passeamento medidas no centro da junta.

A figura 25 apresenta simultaneamente os perfis das tensões residuais após os passes de raiz e o passe quente. Verifica-se que na fronteira da linha de fusão inicia-se o processo de inversão do perfil das tensões residuais. Verifica-se que nestes pontos ocorre inversões das tensões correspondentes em valores absolutos a 440 MPa e 430 MPa na linha de fusão e 320 MPa (210 + 110) e 310 MPa (190 + 120) a 10 mm da linha de fusão nos lados esquerdo e direito da junta respectivamente.

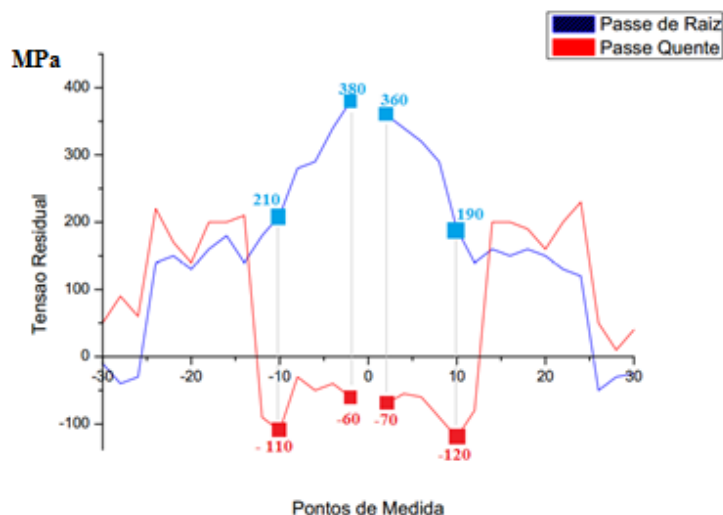


Figura 25 – Perfis das Tensões residuais após o passe de raiz e o passe quente.

Após a execução dos passes de enchimento as tensões compressivas foram acentuadas, chegando a valores de até 190 MPa, as maiores variações ocorreram na ZTA próximo linha de fusão onde ocorreram inversões de até 510 MPa, conforme ilustra a figura 26.

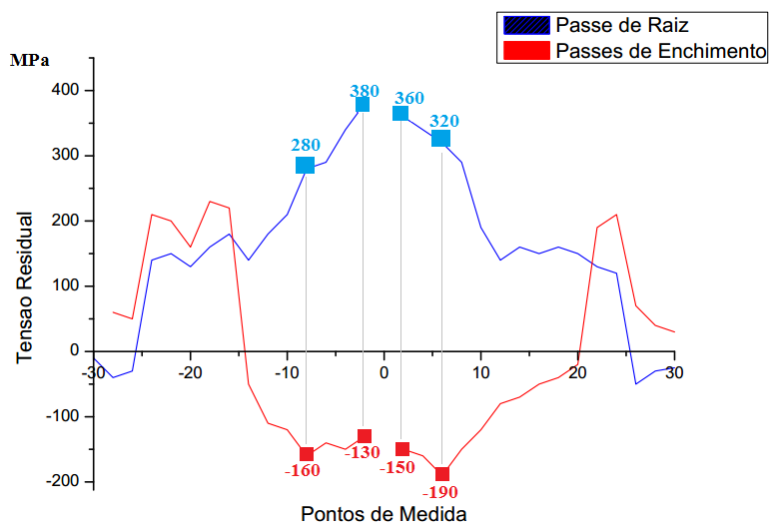


Figura 26 – Perfis das Tensões residuais após o passe de raiz e o passe de enchimento.

Após a execução dos passes de acabamento não aconteceu mudanças significativas nas tensões, o que se observou foi uma redução nos valores das tensões compressivas. As maiores variações de tensões ocorreram na ZTA próximo à linha de fusão e nas linhas próximas ao metal de base (490 MPa), conforme ilustra a figura 27.

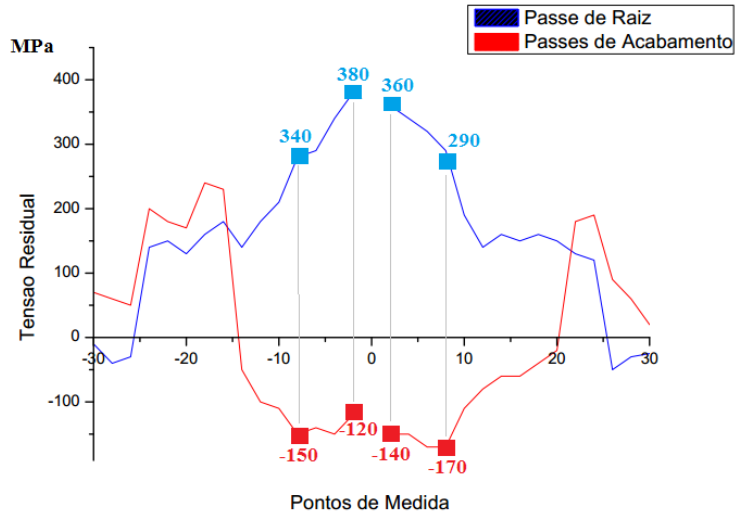


Figura 27 – Perfis das Tensões residuais após o passe de raiz e o passe de acabamento.

Ao executar o passe de raiz o metal de solda e a ZTA ficam sob tensões trativas devido à restrição à contração do metal de solda após o resfriamento. Estas tensões se reduzem gradativamente à medida que se distancia da linha de fusão de solda, conforme apresentado na Figura 28.

Quando se executa o passe quente ele aquece toda a solda do passe de raiz que vai passar por um novo ciclo de expansão e compressão. Como o processo de resfriamento não é homogêneo no metal de solda, a superfície resfria-se mais rapidamente do que o núcleo, impedindo que aconteça a expansão volumétrica de regiões aquecida próxima a raiz. Isto associado com a restrição à dilatação devido às transformações de fase da austenita em seus produtos (ferrita, perlita, bainita ou martensita) promove elevados valores de tensões compressivas, responsável pela inversão das tensões. Isto pode ser observado nos resultados obtidos ao se adicionar um novo passe de soldagem. Quanto maior o volume de solda depositado maior será a variação de tensão, pois haverá um maior volume sob restrição e uma maior área superficial exposta ao resfriamento mais rápido que o núcleo, impedindo o movimento de expansão das regiões aquecida próxima a raiz, colocando esta região sob tensões compressivas.

O valor da energia de soldagem e, conseqüentemente, o volume de metal de adição exerce, portanto, um papel crucial na evolução do perfil de tensão residual em um mesmo ponto. Ao executar o passe quente com energia de 2,2 kJ/mm um volume de solda correspondente a uma área de 67,6 mm² foi acrescentado ao volume do passe de raiz o que promoveu uma inversão de uma tensão trativa de 380 MPa para uma tensão compressiva de -60 MPa. A Figura 31 apresenta o acréscimo da variação de tensão (□□) correspondente à

soma das tensões trativas e compressivas em função do acréscimo de massa depositada na junta pelos passes subsequente com os seus respectivos valores das energias de soldagem.

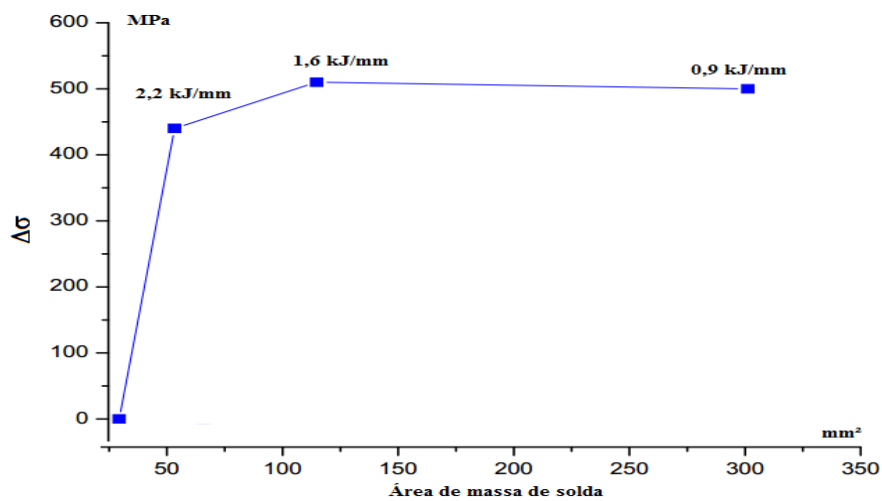


Figura 28 – Variação de tensão na linha de fusão em função do volume de solda

Observa-se pelo gráfico uma variação crescente dos níveis de inversão das tensões residuais com o acréscimo dos passes subsequentes, sendo o mais elevado ao depositar o passe quente com uma energia de 2,2 kJ/mm, correspondente a 450 MPa. Os dois passes de enchimento executados cada um com energias de soldagem 1,6 kJ/mm promoveram uma inversão de 510 MPa. Verifica-se, entretanto, que os passes de acabamento não promoveram inversão nas tensões residuais. Isto se deve provavelmente à menor restrição lateral para a expansão do metal de solda e a elevada distância do local de medida (raiz) para a superfície do cordão de solda.

4.1.2 Determinação dos pontos Críticos na Região Central (LC) da Junta Soldada analisando Passe a Passe.

A partir da metodologia utilizada, foi possível obter o perfil de tensão residual no sentido transversal e longitudinal do corpo de prova, para o passe de raiz (raiz), executado com o processo SMAW com energia de soldagem de 1,107 KJ/mm, conforme representado na Tab. 4. Para o passe de raiz, tanto no sentido transversal como no longitudinal, obteve-se perfil predominantemente trativo. Para a direção transversal as tensões variaram entre 200 a 280 Mpa na ZTA. Para o sentido longitudinal, as tensões variaram entre 250 e 400 MPa. Os

pontos críticos após o passe de raiz se localizam na sua maioria na ZTA e próximo à linha de fusa, que apresenta uma microestrutura mais complexa, por sofrer maior influência do calor fornecido pelo arco. Estes pontos estão indicados na Figura 29.

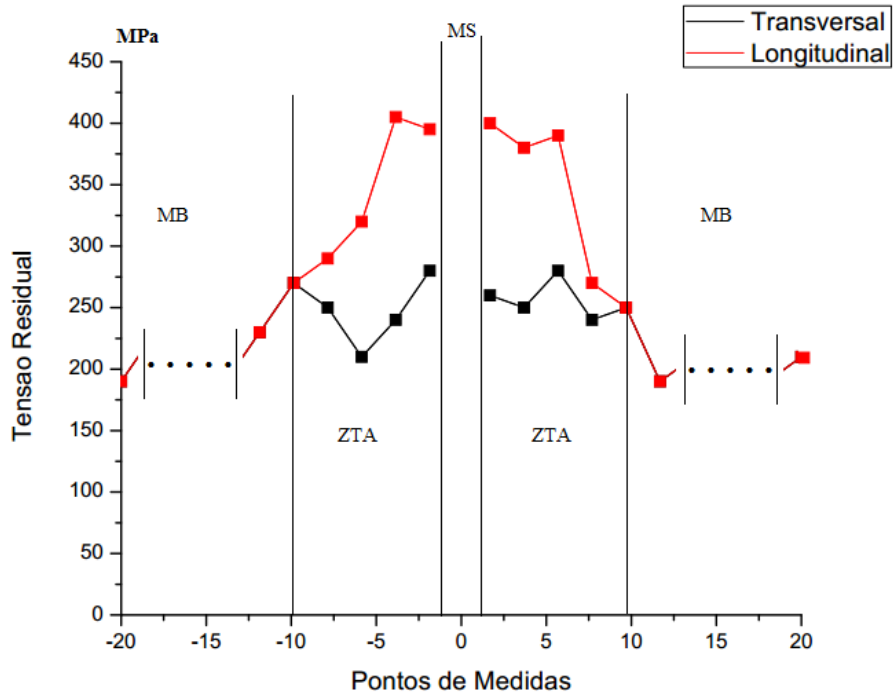


Figura 29 - Comparação Perfil de Tensão Residual no Passe de Raiz centro da junta

Após o passe quente (Q1), observou-se tensões de compressão no sentido longitudinal que variam entre 100 e 175 MPa de compressão na ZTA. Na direção transversal, por sua vez obteve-se tensões que variam entre 0 e 100 MPa. Assim como no passe de raiz os pontos críticos se localizam na ZTA e próximo a linha de fusão pelos mesmos motivos apresentados anteriormente. Porém, é possível observar uma inversão no perfil de tensão transversal e longitudinal que passaram a ser compressivos e mais próximos um do outro, isto deve ao fato da quantidade de massa depositada durante a realização do passe quente.

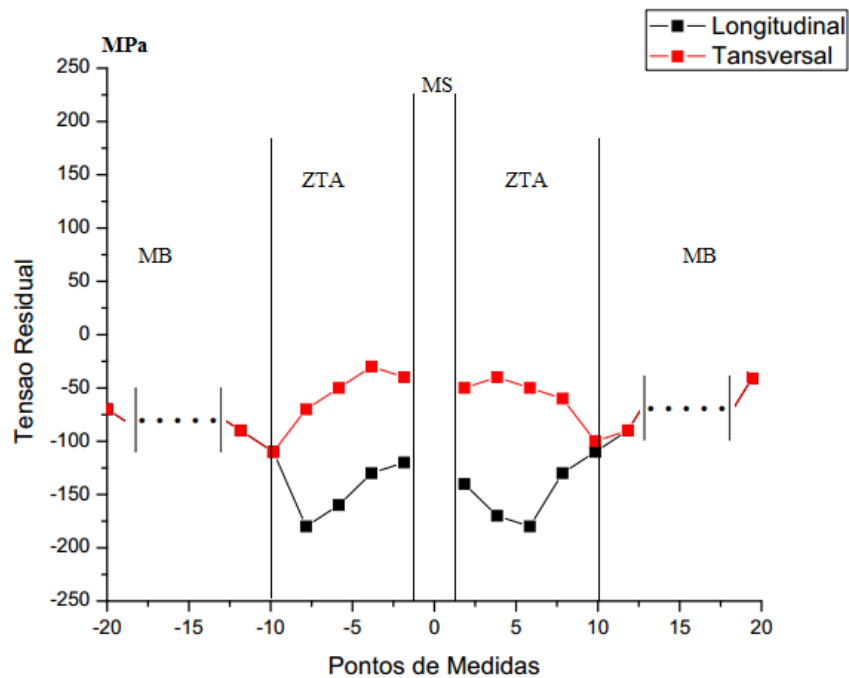


Figura 30. Comparação do Perfil de Tensão Residual no Passe Quente centro da junta

Após os passes de enchimento (Q2 e Q3), executados com o processo GMAW, utilizando uma energia de soldagem média de 1,5705 KJ/mm observou-se uma aproximação dos perfis de tensão transversal e longitudinal. As tensões Transversais de compressão variam entre 100 e 150 MPa na ZTA. Para o sentido longitudinal, as tensões variam entre 125 e 200 MPa na ZTA (figura 30). O mesmo efeito acontece para os passes de acabamento aproximando ainda mais os perfis de tensão residual (Figura 31). Sendo assim é possível afirmar que a realização de múltiplos passes de soldagem beneficia a junta, pois vai diminuir a disparidade dos valores entre as tensões transversais e longitudinal, isso significa uma diminuição de pontos críticos que podem levar a união solda a uma ruptura catastrófica devido ao desequilíbrio de forças (tensões residuais).

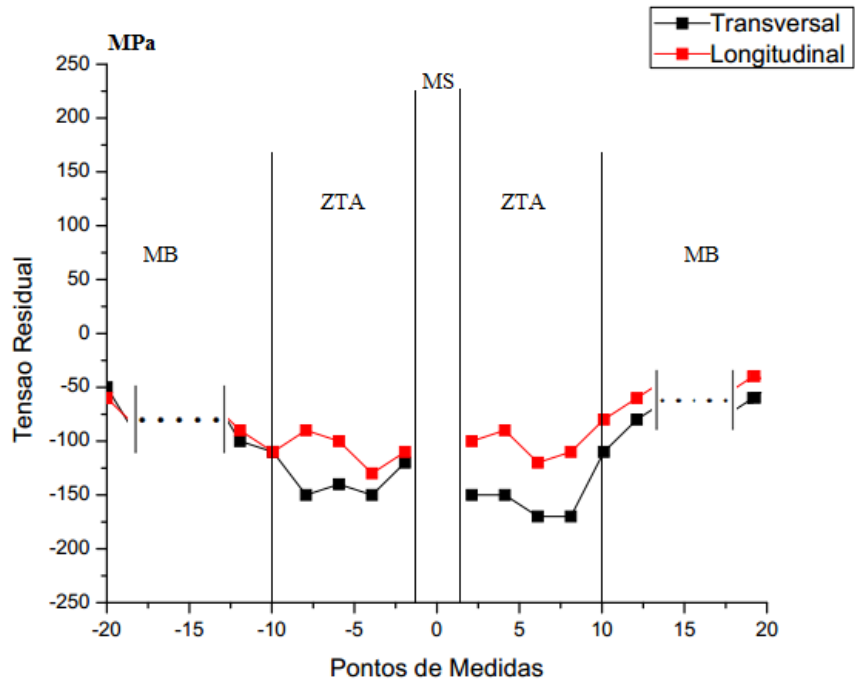


Figura 30 - Comparação do Perfil de Tensão Residual no Passe de Enchimento centro da junta

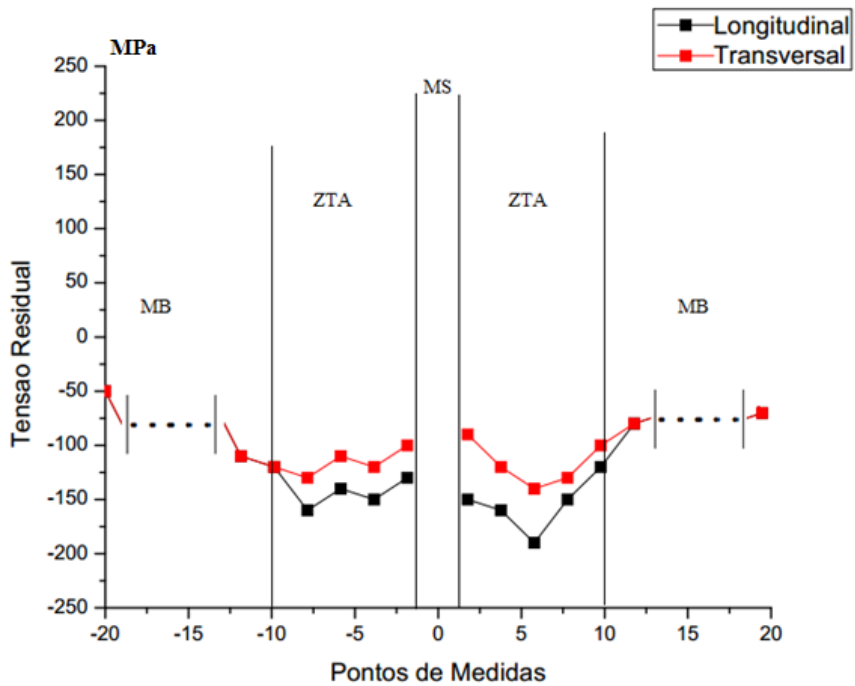


Figura 31 - Comparação do Perfil de Tensão Residual no Passe de Acabamento centro da junta

4.2.1 Perfis de Tensões residual transversal e longitudinal na extremidade (LE) da junta soldada.

O passe de raiz, soldado pelo processo SMAW com uma energia de soldagem de 1,1 kJ/mm, apresentou um área da região fundida de 41,4 mm², porém com um volume de solda menor quando comparado com a região central do metal de solda, por estar na extremidade da junta e ter um comprimento de massa menor (4,2 mm e 3,9 mm à esquerda e à direita da junta respectivamente), conforme ilustra a figura 32. resultando em um volume menor quando multiplicado pela área da ZTA (esquerda e direita de 18,6 mm² e 17,5 mm² respectivamente).

As medidas de tensões residuais do passe de raiz gerou um perfil de tensões residuais trativas crescente desde à região do metal de base (MB) não afetada pelo ciclo térmico de soldagem até valores máximos de 180 MPa e 175 MPa a 6 e 2 mm da linha de fusão nos lados direito e esquerdo das ZTA respectivamente, figura 32 (A).

As tensões longitudinais apresentaram a mesma tendência trativa das tensões transversais porém com valores bem mais acentuados.

As medidas de tensões residuais do passe de raiz gerou um perfil de tensões residuais trativas crescente desde à região do metal de base (MB) afetada pelo ciclo térmico de soldagem até valores máximos de 205 MPa e 195 MPa a 4 mm da linha de fusão nos lados direito e esquerdo das ZTA respectivamente, figura 32 (A).

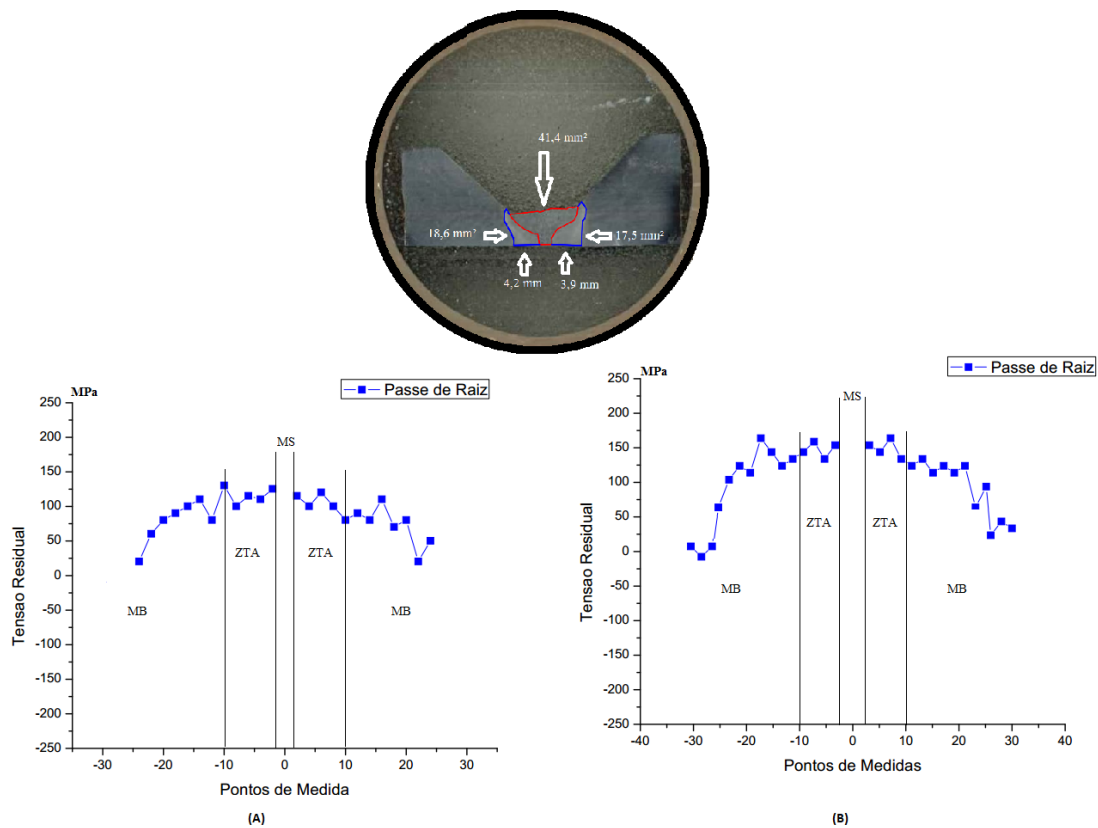


Figura 32 – Macrografia passe de raiz, tensões residual transversal (A) e longitudinal (B) após o passe de raiz medidas na extremidade da junta.

Assim como aconteceu na região central da junta, após o passe quente, executado com uma energia de soldagem de 2,2 kJ/mm, apresentou um área total da 36,7 mm²

As medidas de tensões residuais transversais após o passe de quente proporcionou uma inversão no perfil das tensões residuais, com valores menos acentuados que os valores da região central da junta, passando de valores trativos para valores compressivos. Próximo à linha de fusão estes valores passaram de 180 MPa para - 80 MPa conforme ilustrado na Figura 33 (C).

Ocorreu também inversão no perfil das tensões residuais longitudinal, assim como vinha acontecendo com todos os perfis após o passe quente na face da raiz, passando de valores trativos para valores compressivos. Próximo à linha de fusão estes valores passaram de 205 MPa para - 100 MPa conforme ilustrado na Figura 33 (D).

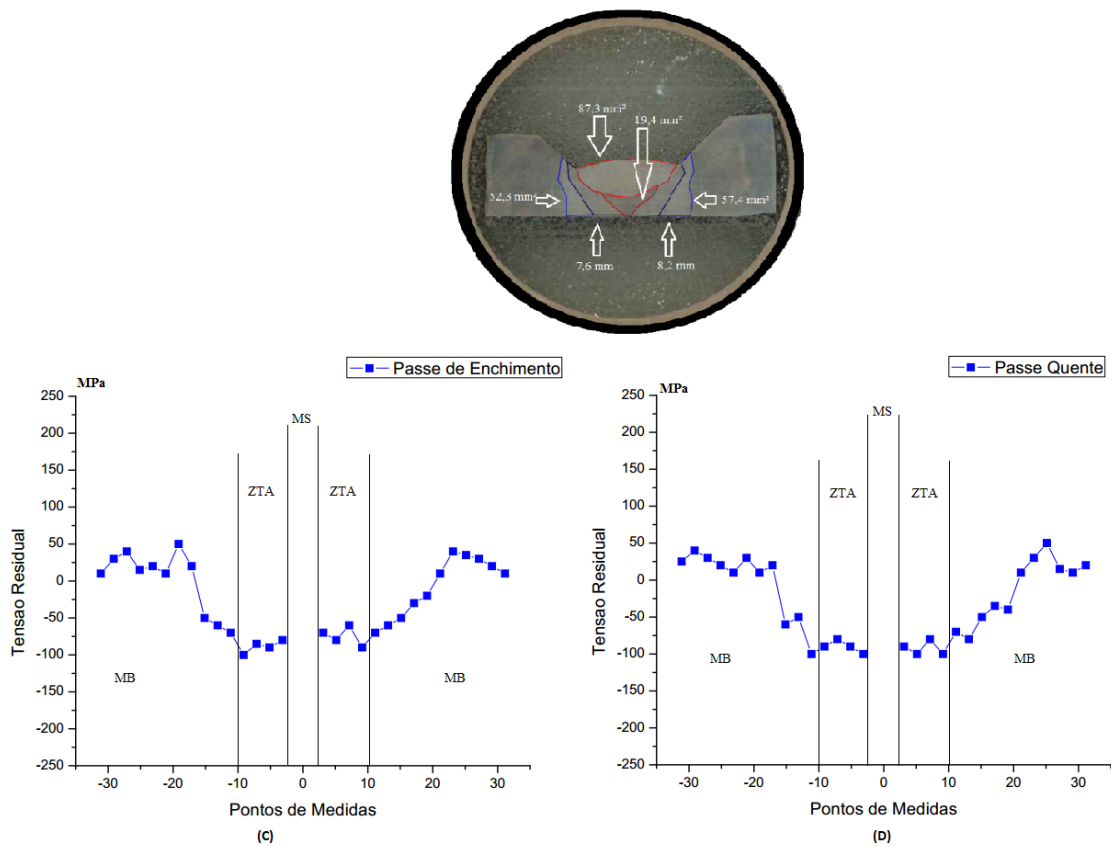


Figura 33 - Macrografia passe quente, tensões residual transversal (C) e longitudinal (D) após o passe quente medidas na extremidade da junta.

Os passes de enchimento proporcionam um aumento nos valores de tensões compressivas transversais, assim como aconteceu na região central da junta, gerando um perfil compressivo mais acentuado atingindo valores de - 110 MPa e -105 MPa à distâncias de 8 mm e 6 mm das linha de fusão esquerda e direita da junta soldada, figura 34 (E).

De modo semelhante aconteceu com as tensões compressivas longitudinais próximas a linha de fusão, gerando um perfil compressivo mais acentuado atingindo valores de - 110 MPa e -105 MPa à distâncias de 6 mm e 2 mm das linha de fusão esquerda e direita da junta soldada, figura 34 (F).

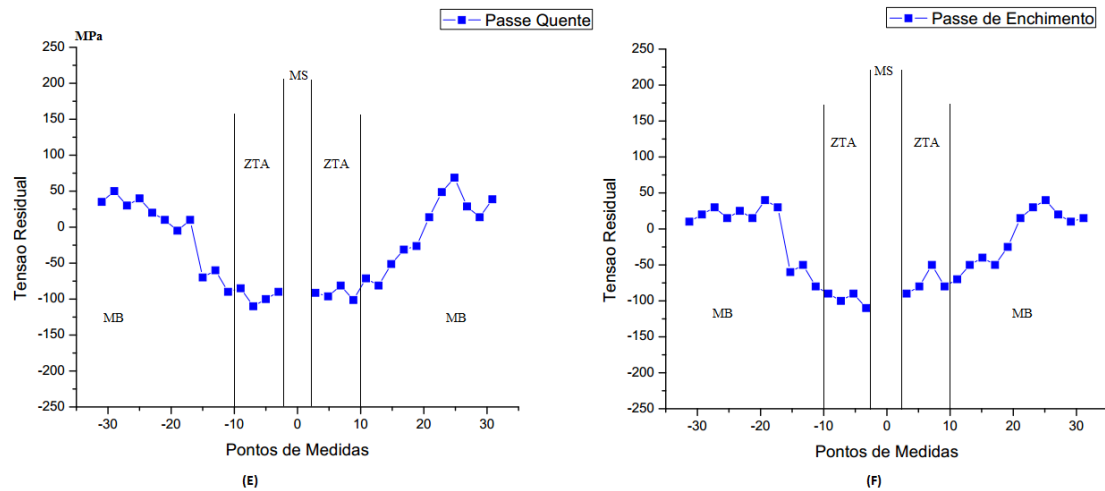
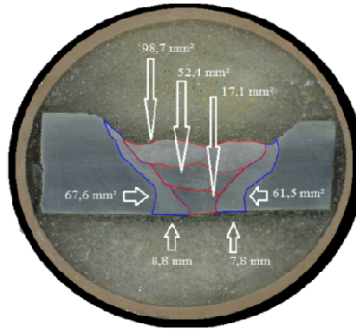


Figura 34 - Macrografia passes de enchimento, tensões residual transversal (E) e longitudinal (F) após o passe quente medidas na extremidade da junta.

A aplicação dos passes de acabamento não proporcionou alterações significativas nos valores das tensões residuais transversais nem longitudinais conforme pode ser observado pela Figura 35 (G) (H) respectivamente.

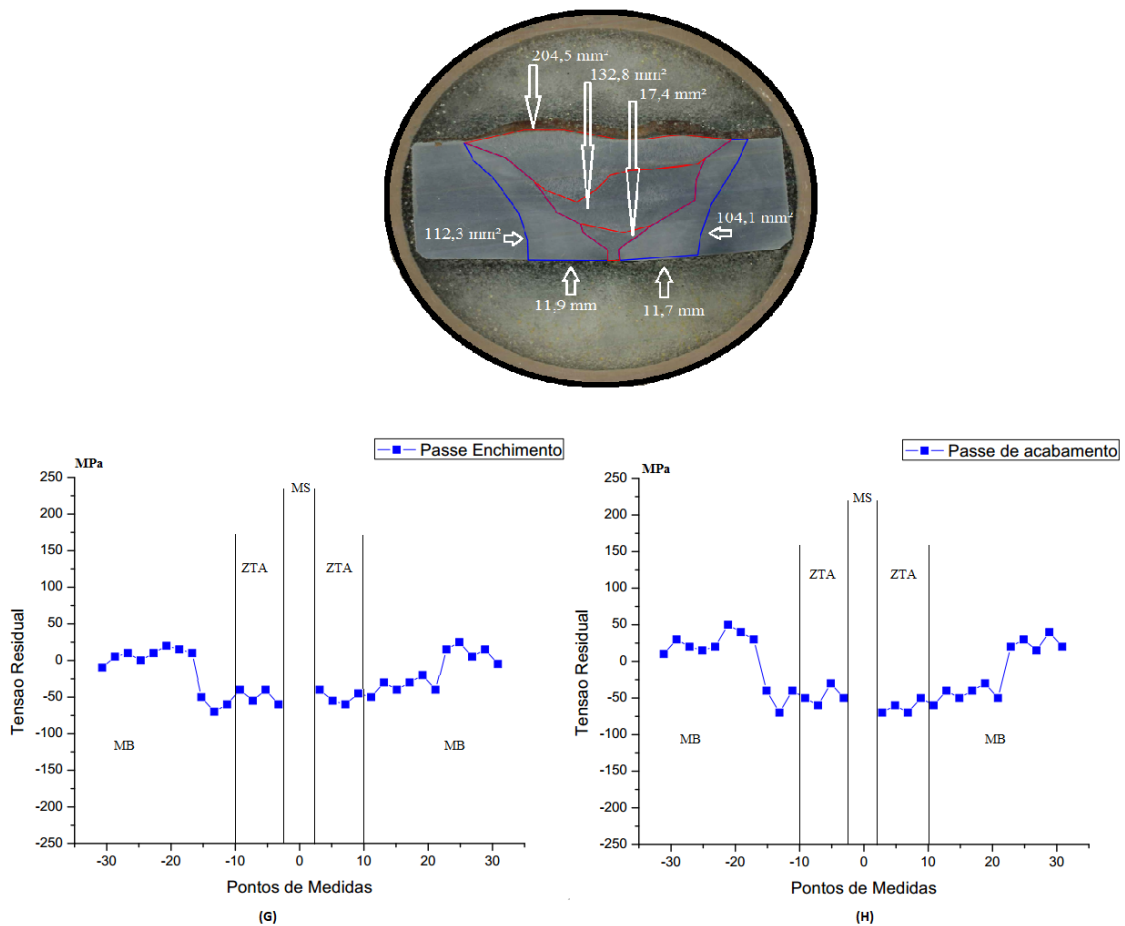


Figura 35 - Tensões residual após os passes de acabamento na extremidade da junta

4.1.2 Determinação dos pontos Críticos na extremidade (LE) da Junta Soldada, analisando Passe a Passe.

Diferentemente do que aconteceu na região central da junta, onde as tensões longitudinais apresentaram maiores valores que as tensões transversais, os perfis de tensão longitudinal e transversal apresentaram valores muito próximos como apresentados nas imagens 36,37,38 e 39. Isto deve ao fato do volume de massa no sentido transversal e longitudinal nessa região da junta soldada estarem próximos.

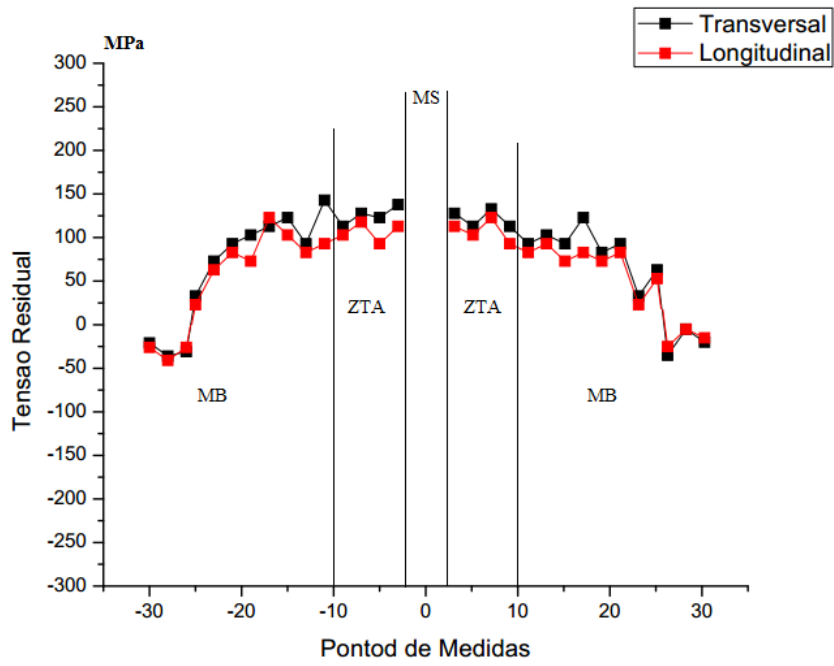


Figura 36 - Comparação do Perfil de Tensão Residual no Passe de Raiz extremidade da junta

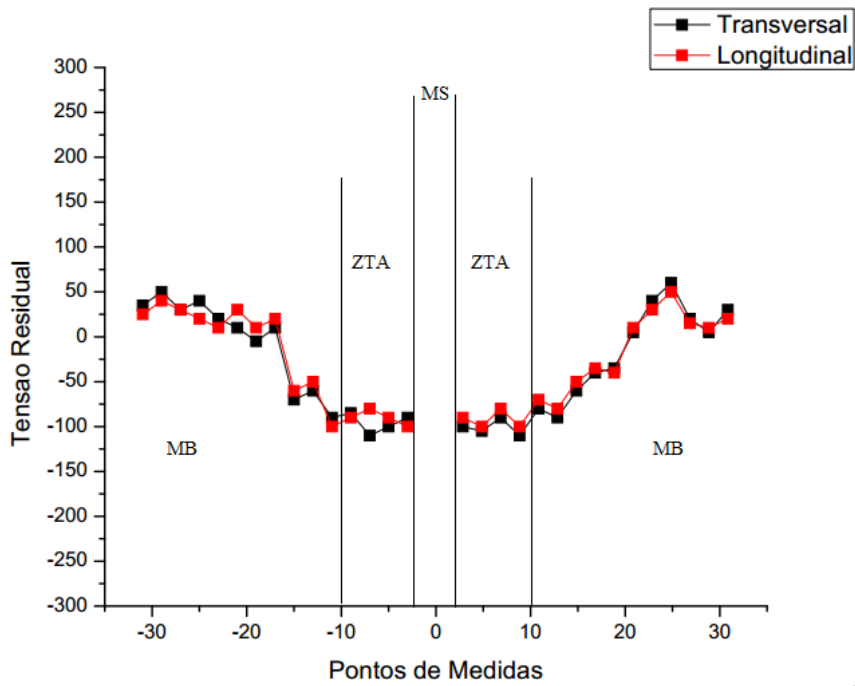


Figura 37 - Comparação do Perfil de Tensão Residual no Passe quente extremidade da junta

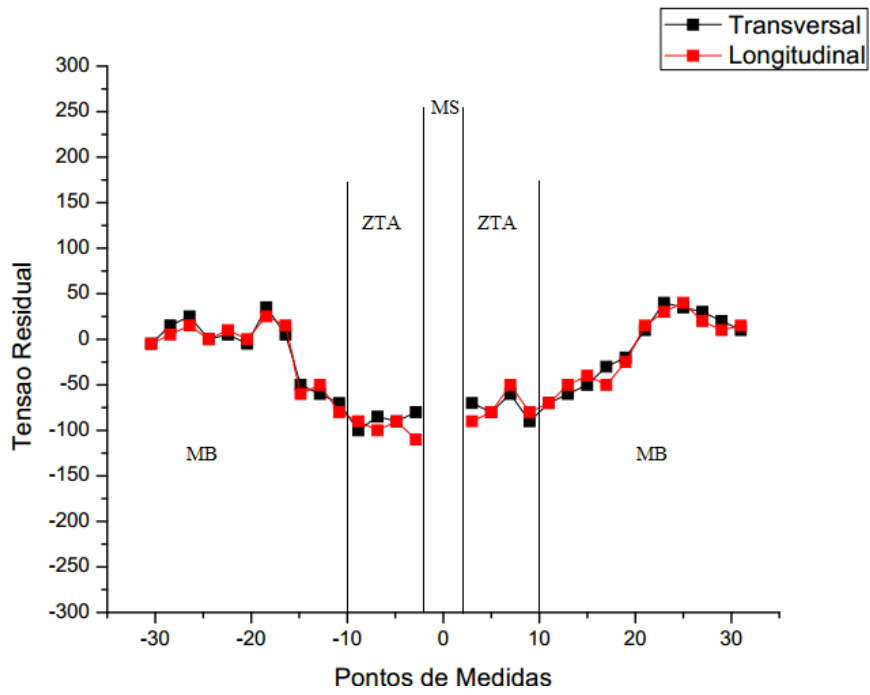


Figura 38 - Comparação do Perfil de Tensão Residual no Passe de Enchimento extremidade da junta

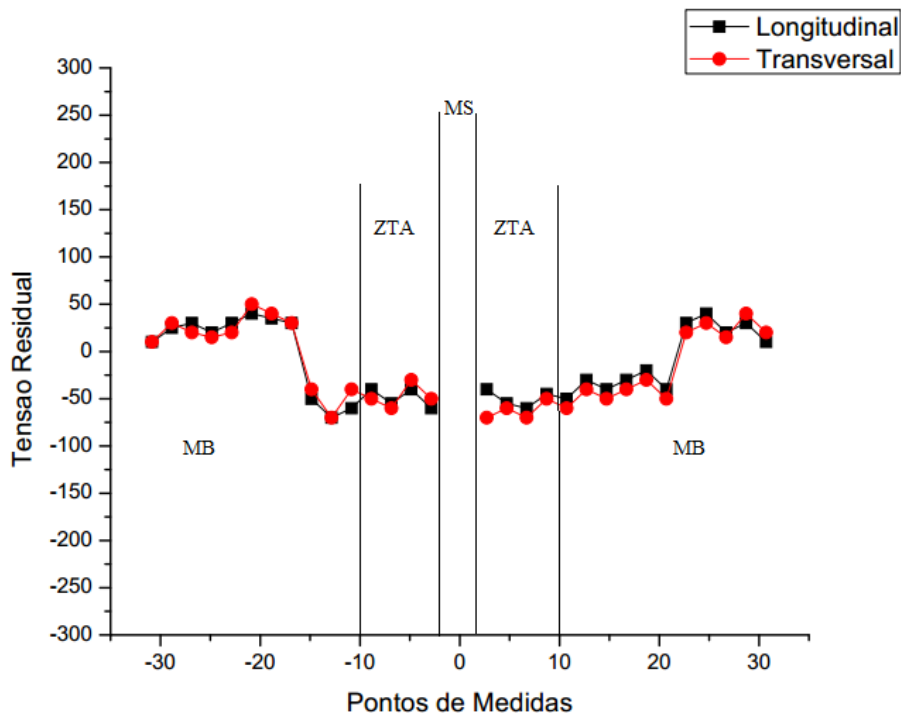


Figura 39 - Comparação do Perfil de Tensão Residual no Passe de acabamento extremidade da junta

4.2 RESULTADOS DAS MEDIDAS DE DUREZA REALIZADAS A 2 mm DE PROFUNDIDADE DA FACE DA RAIZ, ANALISANDO PASSE A PASSE.

Avaliando os valores de dureza obtidos no MB e na ZTA do passe de raiz apresentados na Figura 41, verifica-se que os valores máximos giraram em torno de 190 HV e 200 HV do lado esquerdo e direito da junta respectivamente. A norma ANSI/NACE MR0175/ISO determina um limite de dureza de 22 HCR que corresponde a aproximadamente 230 HV para o aço ao carbono, que não é o caso do aço API 5L X 65, porém no seguinte trabalho procurou-se seguir este limite como forma de se ter um parâmetro comparativo para os valores de dureza determinados. É importante mencionar que microestrutura de elevada dureza somado a tensões residuais aumenta consideravelmente a chance de fragilização por hidrogenio a região da solda em aço ARBL utilizados na fabricação de tubos (OMWEG,. Então ao soldar o passe de raiz com energia de soldagem de 1,107 kj/mm processo SMAW todos os valores de dureza apresentados estão abaixo do limite estabelecido pela norma ANSI/NACE MR0175/ISO 15156-2 (2009). Foi observado , tambem que não houve uma variação muito grande dos valores de dureza da ZTA em relação ao metal de base.

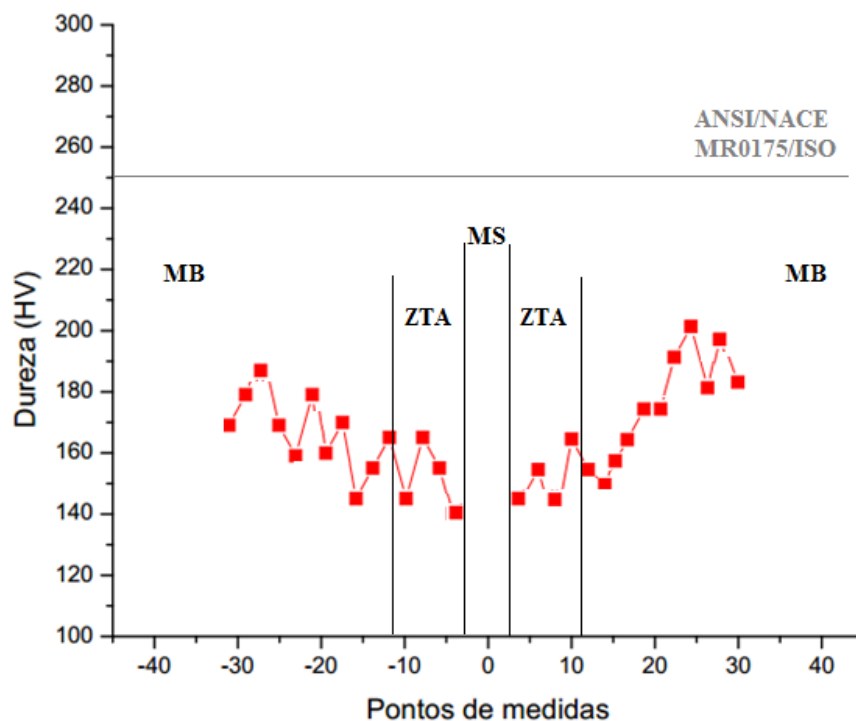


Figura 40 – Valores médios de dureza após o passe de raiz.

Após a realização do passe de enchimento com energia de 2,205 KJ/mm é possível

verificar que houve um acréscimo considerável nos valores de dureza medidos na ZTA, atingindo valores máximo de 240 Hv 230 HV do lado esquerdo e direito respectivamente. Isto pode ser atribuído ao refinamento dos grãos causados pelo aporte térmico do passe quente (ASKESEN e SIMOSEN, 1987). Entretanto os valores se mantiveram abaixo do valor de 22 HRC (250 HV).

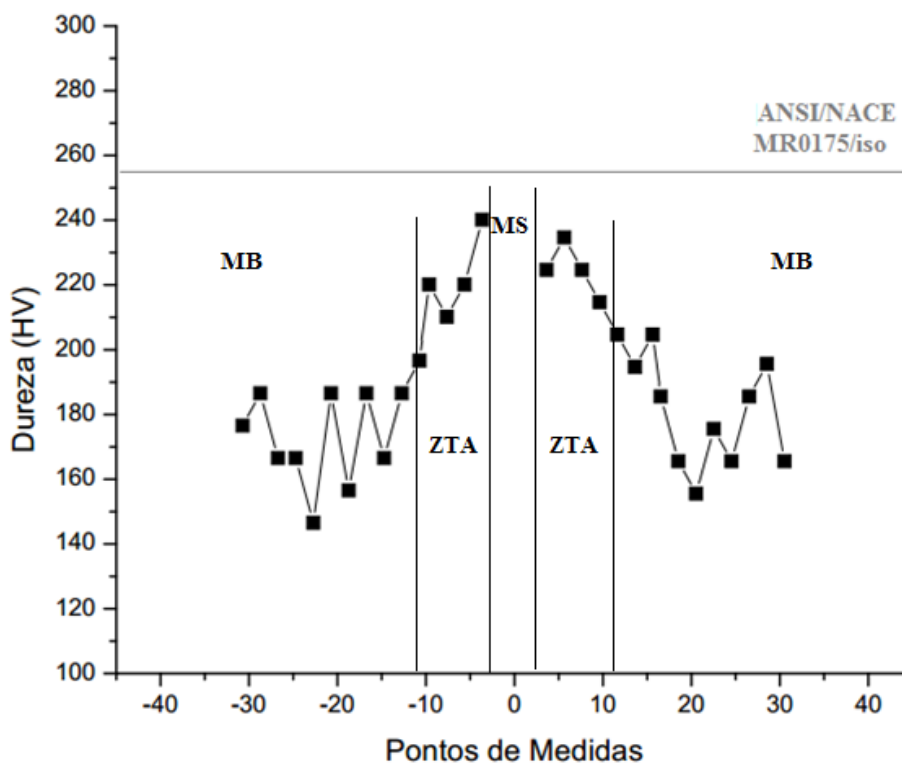


Figura 41 – Valores médios de dureza após o passe Quente.

Ao analisar a medidas de dureza após os passes de enchimento é possível verificar que as medidas de dureza apresentaram um decréscimo em relação as medidas anteriores principalmente na ZTA, devido os ciclos de reaquecimento dos passes subseqente que provocaram um alívio de tensão justificando o a diminuição das medidas de dureza.

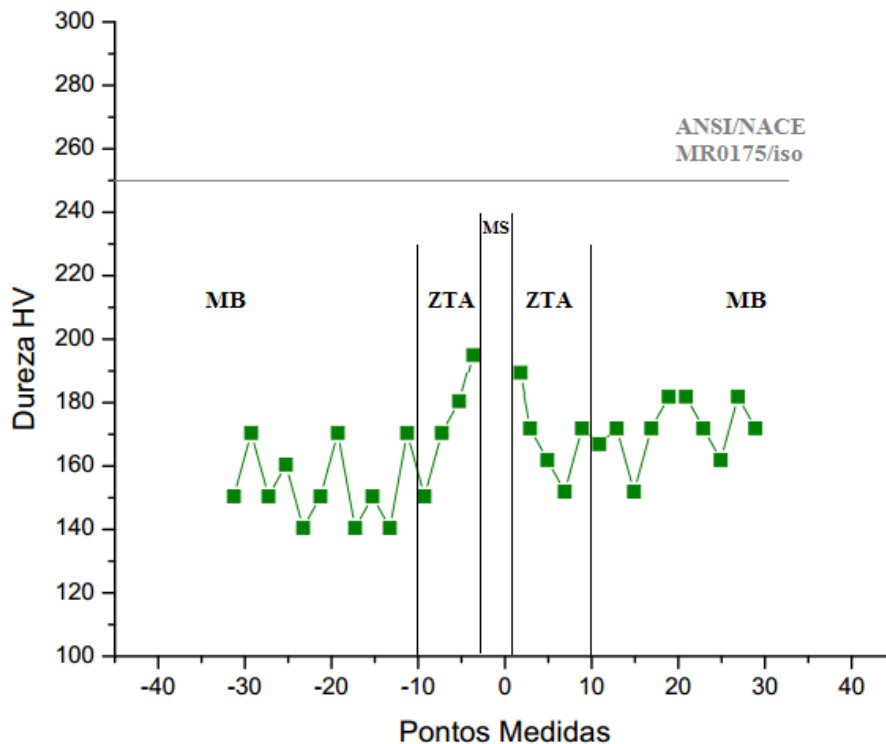


Figura 42 – Valores médios de dureza após os passes de enchimento.

4.3 RESULTADOS DAS TENSÕES RESIDUAIS MEDIDAS FEITAS NA FACE DA SOLDA.

4.3.1 Perfis de tensão residual transversal e longitudinal na região central (LC) da junta soldada.

As medidas de tensões transversais e longitudinais, realizada na face da junta solda após os passes de raiz e o passe quente, não apresentaram valores significativo. Tal fenômeno pode ser compreendido devido a pouca influência do arco elétrico na região onde foram medidos os perfis de tensão residuais da face da junta, assim como o pouco volume de solda depositado inferindo pouca influência na superfície. Os perfis desses passes estão representado na figura 43 e 44.

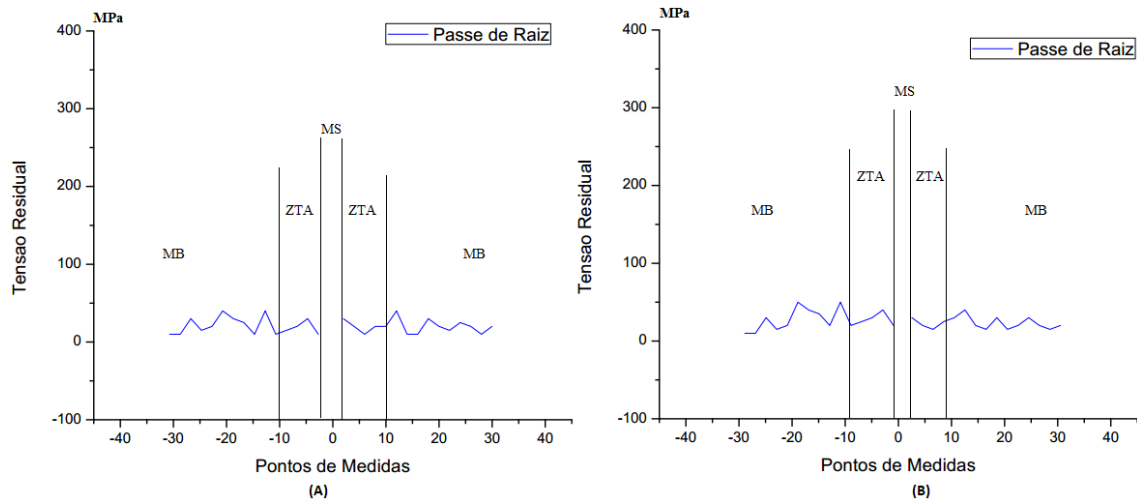


Figura 43 – Perfis de tensões residual transversal (A) e longitudinal (B) após o passe de raiz medidas no centro da junta.

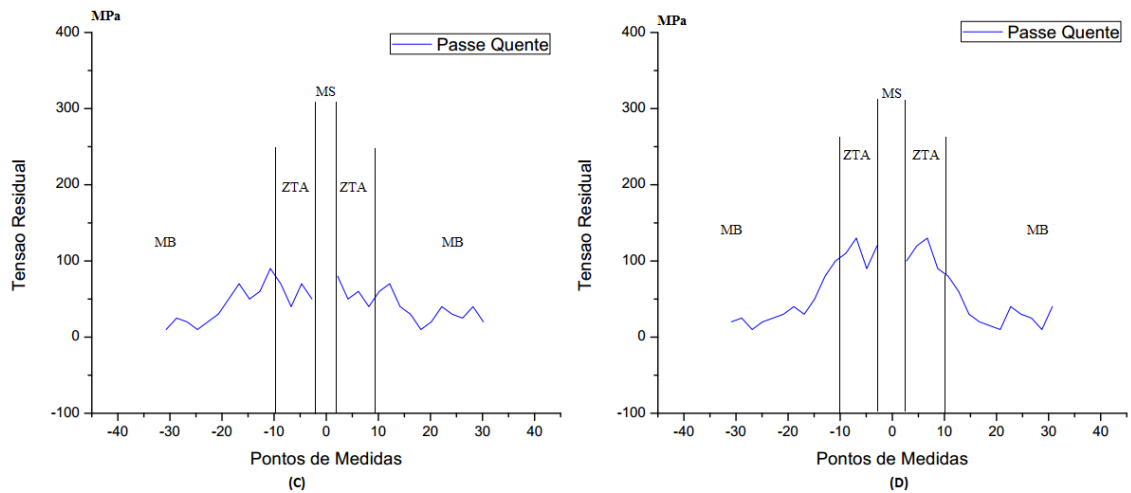


Figura 44 – Perfis de tensões residual transversal (A) e longitudinal (B) após o passe de raiz medidas no centro da junta.

A medida que novas camadas de solda vão sendo adicionadas induz na face da junta tensões trativas. Ao fim da execução da cama de enchimento pode-se notar valores de tensão trativas transversalmente a junta na ordem de grandeza de 180 MPa e 190 MPa na ZTA esquerda e direita respectivamente, figura 45 (E). Quando observada as tensões trativas no sentido longitudinal os valores ainda são maiores, chegando a tensões de 240 MPa e 260 MPa na ZTA esquerda e direita da junta respectivamente, figura 45 (F). Os passes de enchimento induzem tensões longitudinais na junta que vão além da ZTA, chegando ao metal de base.

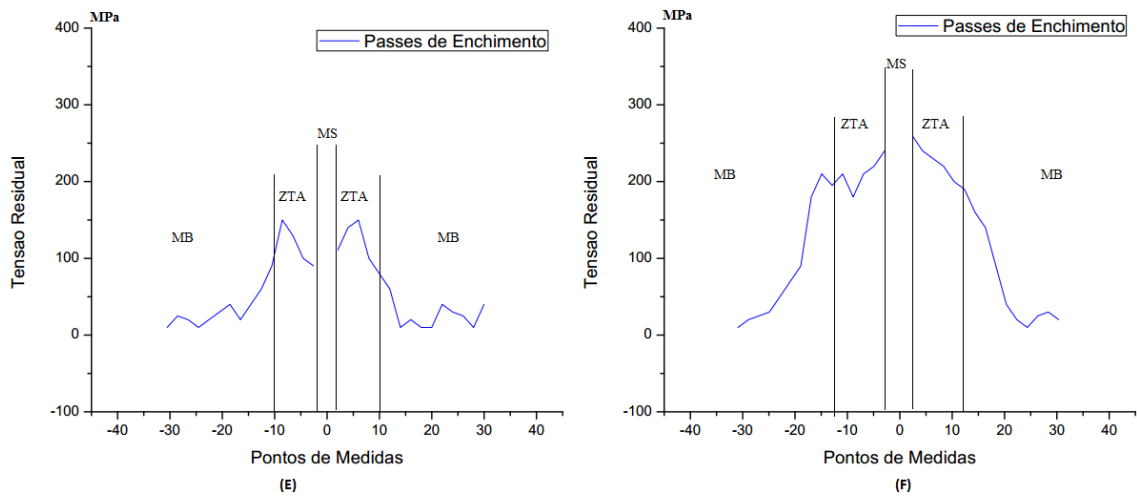


Figura 45 – Perfis de tensões residual transversal (E) e longitudinal (F) após os passes de enchimento medidas no centro da junta.

Os passes de acabamento induziram tensões trativas ainda mais elevadas na superfície da junta, tanto transversalmente como longitudinalmente.

As tensões transversais atingem valores próximo a 260 MPa na ZTA (figura 47) (G), as tensões longitudinais ultrapassam os 340 MPa na ZTA e induz tensões tratativas no metal de base com medidas que chegam a marca 250 MPa, como pode ser observado na figura 46 (H).

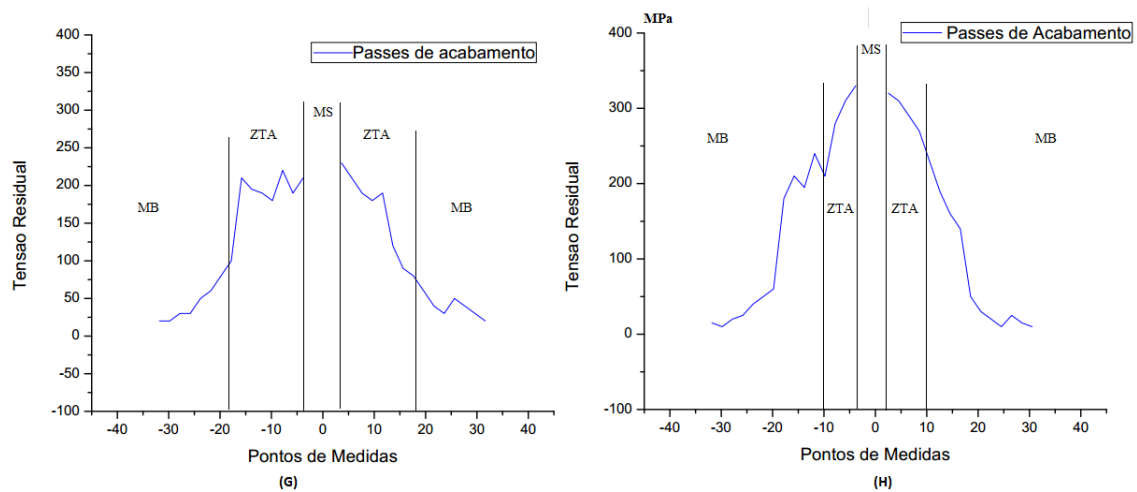


Figura 46 – Perfis de tensões residual transversal (G) e longitudinal (H) após os passes de acabamento medidas no centro da junta.

4.3.2 Perfis de tensão residual transversal e longitudinal na extremidade (LE) da junta soldada.

Na extremidade da junta (LE) não foi constatado variações significativas nas tensões transversais em ambos os passes de solda, já as tensões longitudinais apresentaram o mesmo comportamento das tensões medidas no centro da junta isto é, após os passes de raiz e passe quente não se observou mudança na interação de forças no metal de base e nem na ZTA, porém depois dos passes de enchimento e passes de acabamento verificou a presença de tensões residuais na magnitude de 210 MPa na ZTA.

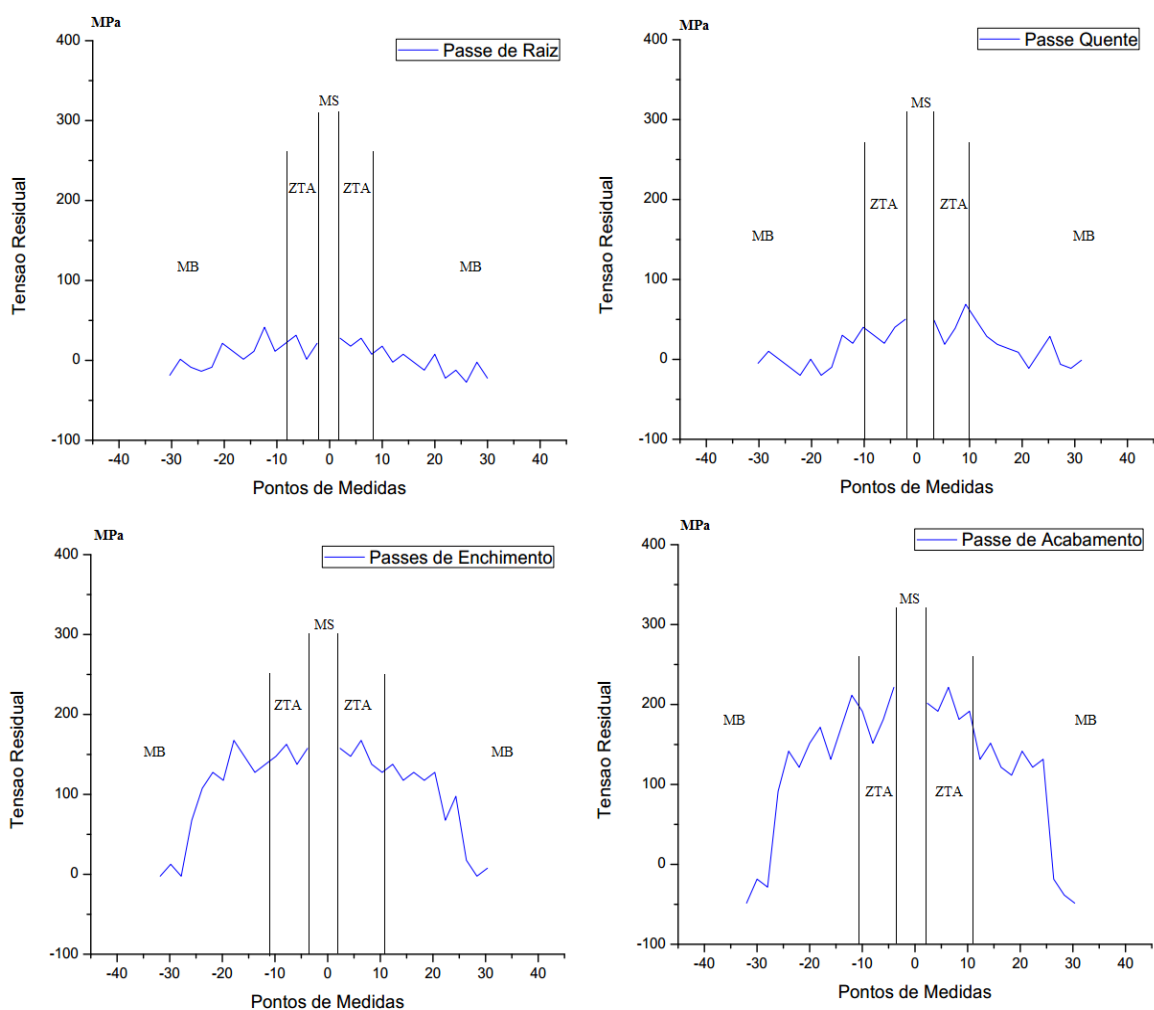


Figura 47 – Perfis de tensões longitudinal na extremidade da junta.

4.4 COMPARAÇÃO DOS PERFIES DE TENSÃO RESIDUAL DA RAIZ COM A FACE DA SOLDA.

Na Figura 48 pode-se verificar que com a execução do primeiro passe de solda a região próxima à raiz ficou sobre fortes tensões residuais trativas, já a região próxima a face da solda não sofreu variações consideráveis nas tensões residuais. O fato da região próxima a raiz ficar mais exposta ao arco elétrico durante a execução do primeiro passe é preponderante para a indução de tensões residuais nessa região.

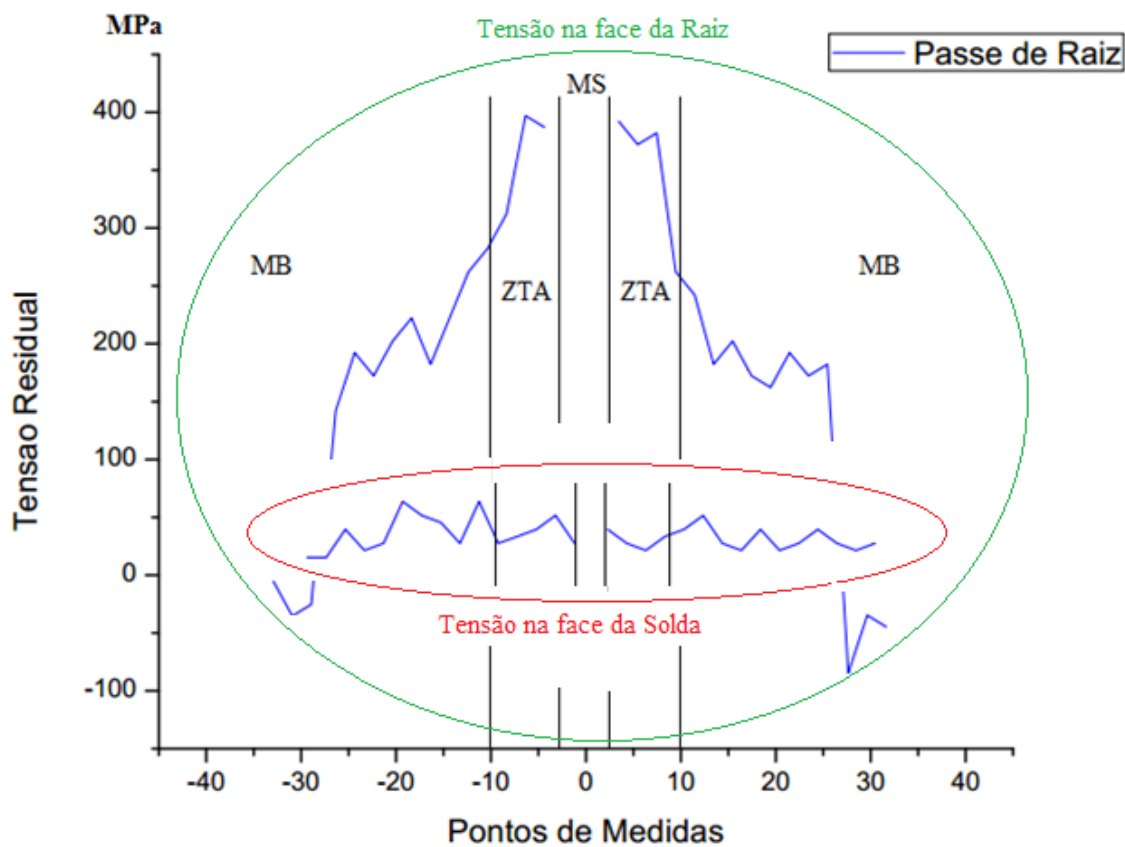


Figura 48 – Comparação do perfil de tensão residual da face da solda como da raiz.

Após a execução do passe quente verifica uma inversão do perfil de tensões residual medido próximo a raiz, passando de trativa para compressivo as tensões nessa região, o volume de metal depositado foi um dos fatores que contribuirão para essa inversão. Já as medidas realizadas mais próximas a face da solda apresentam uma pequena variação com tendência trativa.

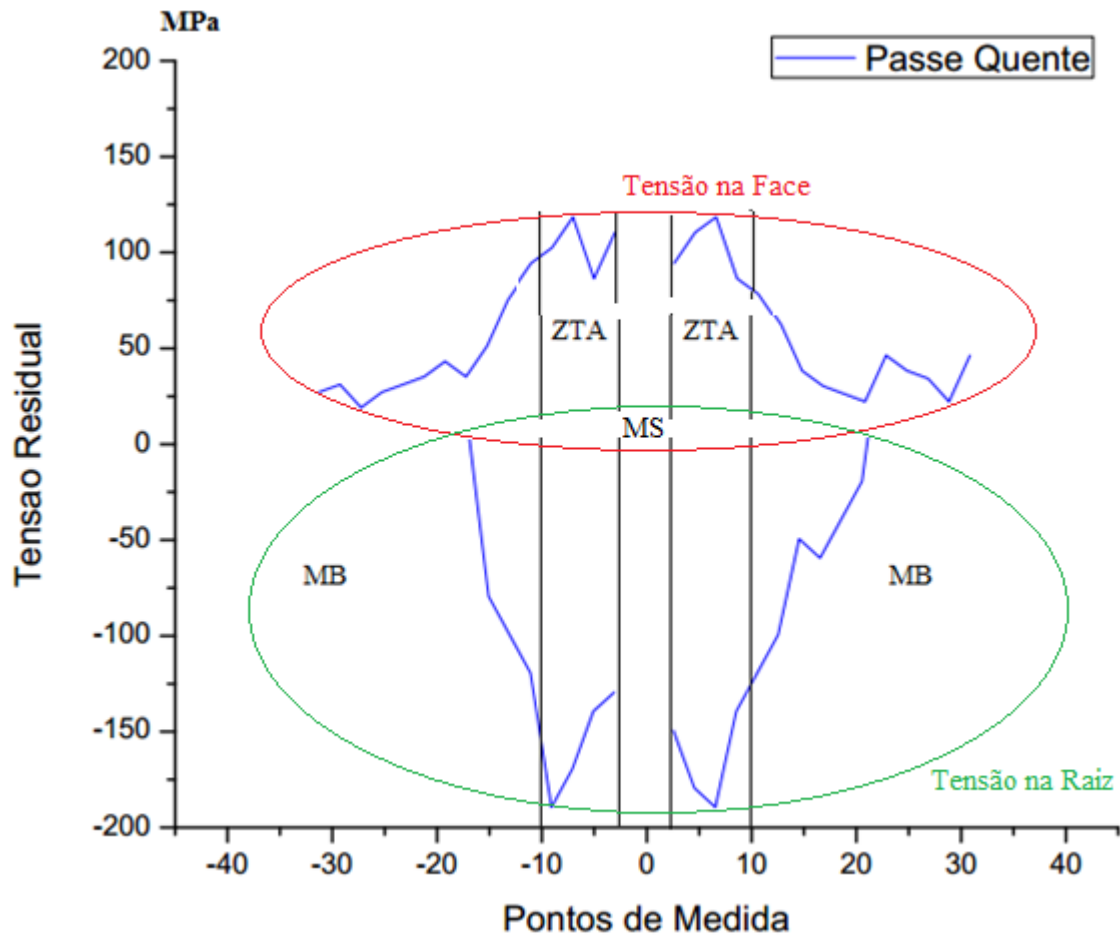


Figura 49 – Comparação do perfil de tensão residual da face da solda como da raiz após o passe quente.

Com a execução dos passes de enchimento e acabamento uma pequena modificação aconteceu nas tensões próxima a raiz da solda continuando com tendência de tensões compressivas enquanto que na região próxima a face as tensões trativas se intensificaram. Com a execução dos passes de enchimento e acabamento uma pequena modificação aconteceu nas tensões próxima a raiz da solda continuando com tendência compressiva e na região próxima a face as tensões trativas se intensificaram.

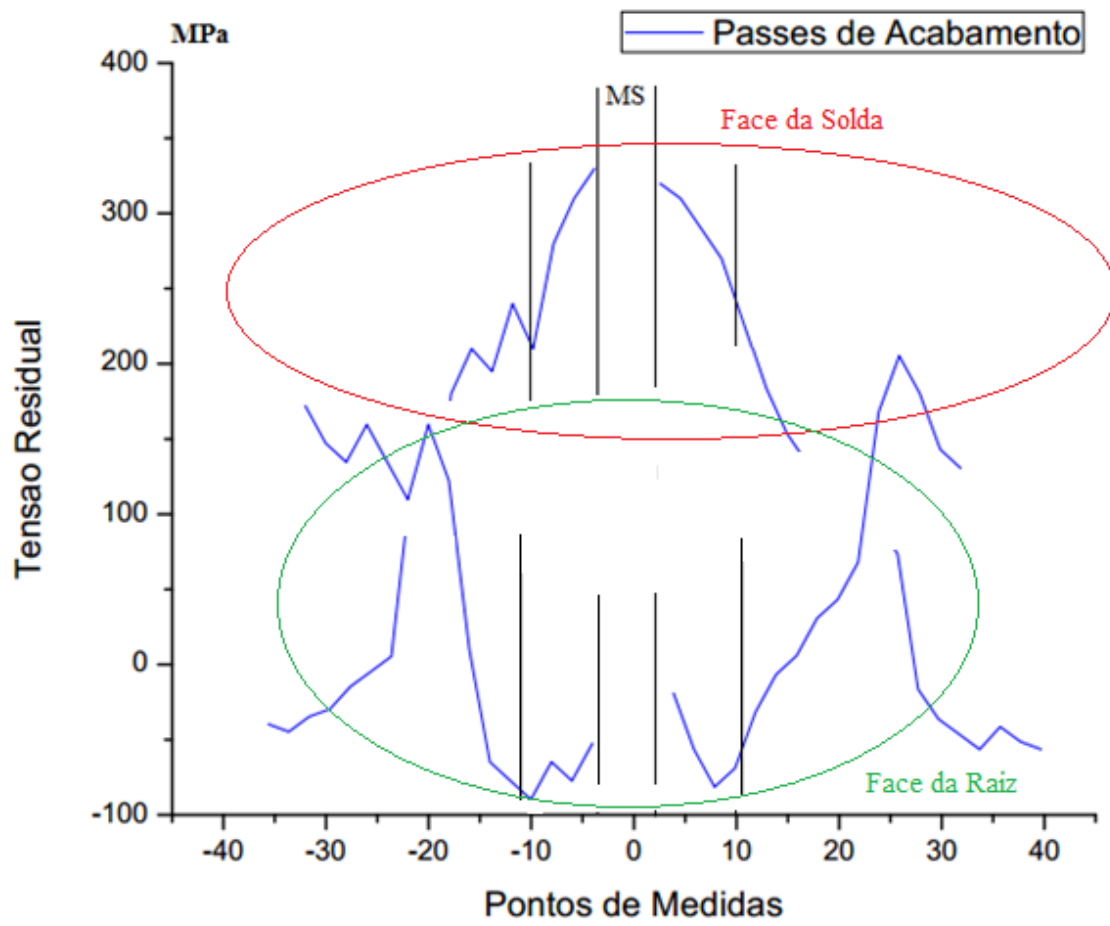


Figura 50 – Comparação do perfil de tensão residual da face da solda como da raiz após os passes de acabamento.

5 CONCLUSÕES

- O passe de raiz soldado com energia 1,1 KJ gerou um perfil de tensões trativas transversais com valor máximo de 380 MPa e tensões longitudinais 400 MPa próximas a raiz a 2 mm da linha de fusão da solda, com redução dos seus valores ao se distanciar da junta soldada até atingir tensões compressivas no metal de base a uma distância de 26 mm da linha de fusão.
- Ao executar o passe quente com energia de soldagem de 2,2 KJ, o perfil de tensão residual transversal e longitudinal próximo a raiz foram completamente invertidos com variações que chegaram a 440 MPa e 580 MPa respectivamente.
- Com a execução dos passes de enchimento as tensões compressivas transversais e longitudinais próximas à raiz foram acentuadas chegando a valores de -130 MPa e -190 MPa respectivamente.
- As tensões medidas na extremidade LE da junta e próxima a raiz apresentou o mesmo comportamento das tensões colhidas no centro da junta, porém com valores de pico mais reduzidos, tanto transversalmente como longitudinalmente.
- O centro da junta LC apresentou um maior número de pontos críticos com elevada amplitude de diferença entre as tensões longitudinais e transversais, principalmente depois da execução do passe de raiz e do passe quente diminuído gradativamente com a execução dos passes de enchimento e acabamento.
- Ao realizar medidas de tensões residuais na região próxima a face da solda não foram observadas variações consideráveis após o passe de raiz e passe quente.
- Ao se executar os passes de enchimento observou a presença de tensões trativas da ordem de grandeza de 190 MPa e 270 MPa transversal e longitudinal respectivamente.
- O passe de raiz e o passe quente exercer forte influência a indução de tensões residuais próximas a raiz e quase nenhuma influência nas medidas realizadas próximas a face da solda. A medida que se realiza os passes de enchimento e acabamento observa sua forte influência próximo as medidas da próxima a face da solda e pouca nas tensões colhidas próximas a raiz da solda.
- O passes de solda não alteram de forma significativa a dureza da região próxima a face da raiz com valores bem abaixo de 22 HRC.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] SANTOS NETO, N. F. Caracterização de Soldas em Aços API 5L Com Diferentes Arames Tubulares e Temperaturas de Pré-Aquecimento, 2003. 110 p. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas. 2003.
- [2] GOMES, R. D. Evento apresenta perspectivas para setor de petróleo e gás no Brasil. 2013.
- [3] ORDOÑEZ, R.E.C. Soldagem e caracterização das propriedades mecânicas de dutos de aço API 5L X-80 com diferentes arames tubulares. 2004. 111p. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, São Paulo, Brasil.
- [4] WELDING of Pipelines and Related Facilities: API Standard 1104. American Petroleum Institute. 19° ed. Washington. 79p. 2001.
- [5] AMERICAN WELDING SOCIETY (AWS). Welding Handbook, vol.4, 7 ed., AWS, Miami, 1982.
- [6] GAO, H.; GUO,H.; BLACKBURN, J.M.; HENDRICKS, R.W. Determination of residual stress by ray-x diffraction in HSLA-100 steel weldments. Proceedings of the International Conference on Residual Stress, Linkoping, Sweden, June 1997.
- [7] KOU, S. Welding metallurgy, 2nd Ed., John Wiley & Sons, 2003.
- [8] MODENESI, Paulo J. Efeitos Mecânicos do Ciclo Térmico, 2001. Apostila. Universidade Federal de Minas Gerais, Pampulha, 2001.
- [9] FRANCIS, J.A., STONE, H.J., KUNDU, S., ROGGE, R.B., BHADSHIA, H.K.D.H., WITHERS, P.J., KARLSSON, L. Transformation Temperatures and Welding Residual Stress in ferritic Steels. In: Proceedings of PVP2007 2007 ASME pressure Vessels and Piping Division Conference July 22-26, 2007, San Antonio, Texas.
- [10] RODRIGUES, L.D. Medição de tensões residuais em tubos visando à determinação de esforços em dutos enterrados. 2007. 155p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Pontifca Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.
- [11] CULLITY, B.D. Elements of X-ray Diffraction, 2 ed., Addison-Wesley Publishing Company, 1978.
- [12] PREVÉY, P.S. X-ray diffraction Residual Stress Techniques. Metals Handbook, 10, Metals Park: American Society for Metals, p.380-392, 1986.
- [13] AKSELSSEN, O. M., GRONG, O., RORVIK, G. Embrittlement phenomena in the grain coarsened heat affected zone of low carbon microalloyed steels. Scandinavian Journal Materials Science and Technology of Metallurgy, v.19, p. 258-264, 1990.

- [14] CHEN, J. H. et al. Micro-fracture behavior induced by MA constituent (island martensite) in simulated welding heat affected zone of HT80 high strength low alloyed steel. *Acta Metallurgica*, v.32, n.10, p.1779-1788, 1984.
- [15] GRONG, O.; MATLOCK, D. K. Microstructural Development in Mild and Low-Alloy Steel Weld Metal. *International Materials Reviews*, v.31, p. 27 – 48, 1986.
- [16] HILLENBRAND. H. G. et.al. Development of grade X120 pipe material for high pressure gas transportation lines. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON PIPELINE TECHNOLOGY, 4. , 2004, Ostend. Proceedings Ostend, Belgium, 2004.
- [17] BUZZICHELLI, G., ANELLI, E. Present Status and Perspectives of European Research in the Field of Advanced Structural Steels. *ISIJ Internacional*, v.42, n.12, p.1354–1363, 2002.
- [18] FORTES, C. *Metalurgia da Soldagem*, Brazil, Assistência Técnica Consumíveis – ESAB BR, Abril 2004, p.76,79.
- [19] REBELLO, J. M. *Metalurgia da Soldagem*, Notas de Aula, CTS / FBTS / UFRJ, Não paginado.
- [20] EASTERLING, K. *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*, London, UK, Butterworths Monographs in Metals, 1983, p.104.
- [21] LUNDIM, C. et al: *Weldability of Low-Carbon Microalloyed Steels for Marine Structures*, WRC Bulletin 359, Dezembro 1990, não paginado.
- [22] HARRISON; P. L. e FARR; R. A., *Application of continuous Cooling Transformation Diagrams for Welding of Steels*, *International Materials Reviews*, v. 4, nº 1, 1989, p. 35 – 51.
- [23] COSTA DE MATOS, R. *Estudo da Influencia do Aporte de Calor na Evolução Microestrutural da ZAC de Um Aço Estrutural de Grande Espessura*, Dissertação apresentada no DCMM da PUC-RJ para obtenção do título de mestre em ciência dos materiais, Rio de Janeiro, Brasil, Abril de 1995, p. 60 – 64.
- [24] DA COSTA, A. *Materiais para Dutos*, Notas de aula, PEMM / COPPE / UFRJ, Rio de Janeiro, Setembro de 1999, p 12-17.
- [25] KOU, S, *Welding Metallurgy*, 2nd. John Wiley & Sons, 2002.
- [26] ASSIS, J. T., et al. X-ray analysis of residual stress distribution in weld region, *International Centre for Diffraction Data, Advances in X-ray Analysis*, Volume 45, 2002.
- [27] WIDGERY, D. J. *Linepipe Welding beyond 2000*, Svetsarem, Grupo ESAB, 1999, Não paginado.
- [28] FRANCIS, J.A, et al. *Transformation Temperatures and Welding Residual Stresses in*

- Ferritic Steels. In: Proceedings of PVP2007 2007 ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference July 22-26, 2007, San Antonio, Texas.
- [29] BALLESTEROS, A.F., PONCIANO, J.A.C., BOTT, I.S. Susceptibilidade de juntas soldadas circunferenciais de aço API 5L X80 à corrosão sob tensão e à fragilização por hidrogênio, *Tecnol. Metal. Mater. Miner.*, v.6, n.3, p.147-152, Jan.-Mar. 2010.
- [29] CASANOVA, R. Vantagens Econômicas na Utilização do Arame Tubular, Seminário sob Soldagem com Arame Tubular, SENAI, Rio de Janeiro, Abril2005, não paginado.
- [30] PEREIRA DA COSTA, U. Soldagem de Dutos com Processos Arame Tubular e de Alma Metálica, Rio Pipeline 2003, IBP354_03, Rio de Janeiro-Brasil, Instituto Brasileiro de Petróleo e Gás, Setembro de 2003, p. 2.
- [31] MARQUES, P.V., MODENESI, P.J., BRACARENSE, A.Q., Soldagem Fundamentos e Tecnologia. Belo Horizonte, Editora UFMG, 2007.
- [32] WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. Soldagem: Processos e Metalurgia. São Paulo, Editora Bluncher, 2008.
- [33] Bruce, W. Welding onto in-service thin-wall pipelines.
- [34] Bruce, W.A., Dorling, D.V. PRCI thermal analysis model for hot tap welding and other recent advances in in-service welding technology.
- [35] LU, J., Handbook of Measurements of Residual Stress, Vol. 2, Ed. SEM, 2ed, p. 417, 2005.
- [36] HIRSCH, T.; MACHADO, R.; CAMPOS, M. F.; Tensões Residuais em Aços Avaliados por Difração de Raios-X: Diferença Entre Micro e Macro Tensões Residual, III Workshop sobre textura, São Paulo, p. 115-131, 2006.
- [37] GUIMARÃES, L. R.; Estudo de Parâmetros Experimentais Envolvidos na Determinação de Macrotensões Residuais, em Tubos de Aço Inoxidável, pelo Método da Difração de Raios-X, Dissertação de Mestrado pelo Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 1990.
- [38] RODRIGUES, L. D.; Medição de Tensões Residuais em Tubos Visando a Determinação de Esforços em Dutos Enterrados, Dissertação de Mestrado pela Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, RJ, 2007.
- [39] HIRSCH, T.; MACHADO, R.; CAMPOS, M. F.; Tensões Residuais em Aços Avaliados por Difração de Raios-X: Diferença Entre Micro e Macro Tensões Residual, III Workshop sobre textura, São Paulo, p. 115-131, 2006.
- [40] FOSCA, C. Introducción a la Metalurgia de la Soldadura, Cuarta Edición, Lima-Perú, Pontifícia Universidad Católica del Peru, Janeiro de 2003. p.131.

- [41] KOSO, M.; MINURA M. and OHMORI Y., Microstructure and toughness of weld heat affected zone in 785 MNm⁻² HSLA steels, *Metals Technology*, V8, 1981, p 482-487.
- [42] CASTELLO, J. F. et al: Rio Pipeline 2003, Rio de Janeiro-Brasil, Soldagem Circunferencial em tubos de aço da classe API X80, IBP 534_03, Instituto Brasileiro de Petróleo e gás, p 2.
- [43] SIQUEIRA, E. et al: Efeito da Composição Química e dos Parâmetros de soldagem sobre a microestrutural e dureza de metais de solda de aços API 5L X60, CT-22, XXX CONSOLDA, Congresso Nacional de Soldagem, Setembro de 2004, Rio de Janeiro, p1.
- [44] CULLITY, B. D.; *Elements of X-Ray Diffraction*, 2 Edição. Addison-Wesley Publishing Company, 1978.
- [45] VIANA, C. S. C.; *Texturas Cristalográficas*, 2002, Rio de Janeiro, Brasil.
- [46] VIANA, C. S. C.; LOPES, A. M.; *Texturas de transformação de fases*, 2003, Rio de Janeiro, Brasil.
- [47] LIMA, N. B. et. al.; *Texturas de Recristalização*, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, SP, 2003.
- [49] Norma Petrobras n 2163 Soldagem e Trepanação em Equipamentos Tubulações e Dutos em Operação. 2002, 43 páginas.
- [48] DIETER, G. E.; *Mechanical Metallurgy*, McGraw-Hill Book Company, SI Metric Edition, 1988.
- [50] PREVÉY, P. S.; *X-ray Diffraction Residual Stress Techniques*, Metals Handbook 10. Metals Park: American Society for Metals, 1986.
- [51] ANDEROGLU, O.; *Residual Stress Measurement Using X-Ray Diffraction*, Submitted to the Office of Graduate Studies of Texas A&M University in Partial fulfillment of the requirements for degree of Master of Science, 2004.
- [52] FRANCOIS M., LEBRUN J.L.; X-ray stress determination on materials with large size crystallites, Theoretical approach, in: *Residual Stresses*, p. 295- 302, 1993.
- [53] VAN HOUTTE, P. E DE BUYSER, L.; *The Influence of Crystallographic Texture on Diffraction Measurements of Residual Stress*, Department of Metallurgy and Materials Engineering, Katholieke University Leuven, Belgium. *Aeta metall, mater.* Vol. 41, No, 2, p. 323-336, 1993.
- [54] REKHI, S.; *Determination of Residual Stress Using X-Ray Diffraction*, Curso de Difração de Raios-X pela PANalytical no Instituto Militar de Engenharia, 2009.