

REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP - UEMG

Dissertação de Mestrado



"Efeito da deformação a frio e tratamentos térmicos em tubos e juntas soldadas do grau API X70Q"

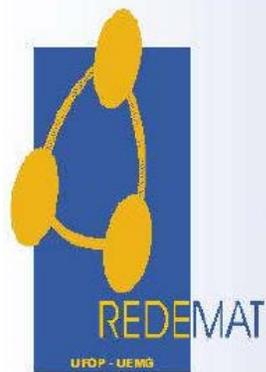


Autor: Rian Felipe Vieira Leão

Orientador: Prof. Dr. Luiz Cláudio Cândido

Coorientador: Prof. Dr. Rodrigo Rangel Porcaro

Dezembro de 2019



REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP - UEMG

Rian Felipe Vieira Leão

"Efeito da deformação a frio e tratamentos térmicos em
tubos e juntas soldadas do grau API X70Q"

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Análise e Seleção de Materiais

Orientador: Prof. Dr. Luiz Cláudio Cândido

Coorientador: Prof. Dr. Rodrigo Rangel Porcaro

Ouro Preto, Dezembro de 2019

SISBIN - SISTEMA DE BIBLIOTECAS E INFORMAÇÃO

L437e Leão, Rian Felipe Vieira .
Efeito da deformação a frio e tratamentos térmicos em tubos e juntas soldadas do grau API X70Q. [manuscrito] / Rian Felipe Vieira Leão. - 2019.
102 f.: il.: color., gráf., tab..

Orientador: Prof. Dr. Luiz Cláudio Cândido.

Coorientador: Prof. Dr. Rodrigo Rangel Porcaro.

Dissertação (Mestrado Acadêmico). Universidade Federal de Ouro Preto. Rede Temática em Engenharia de Materiais. Programa de Engenharia de Materiais.

Área de Concentração: Análise e Seleção de Materiais.

2. Junta soldada. 3. Deformação a frio. 4. Engenharia de materiais. I. Cândido, Luiz Cláudio. II. Porcaro, Rodrigo Rangel. III. Universidade Federal de Ouro Preto. IV. Título.

CDU 620

Bibliotecário(a) Responsável: Angela Maria Raimundo - SIAPE: 1.644.803



REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS UFOP - UEMG

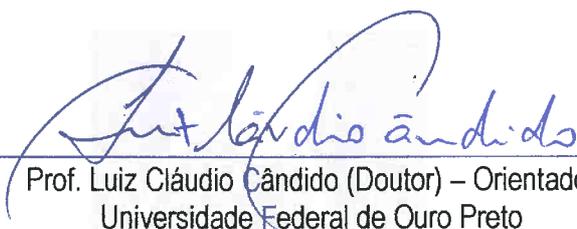
Pós-Graduação em Engenharia de Materiais

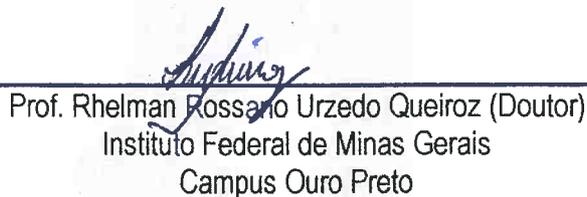


“Efeito da deformação a frio e tratamentos térmicos em tubos e juntas soldadas do grau API X70Q”

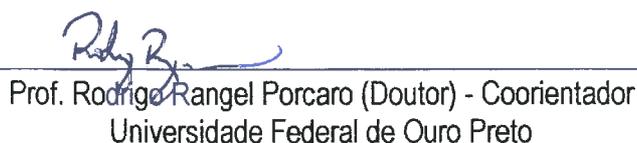
Autor: Rian Felipe Vieira Leão

Dissertação defendida e aprovada, em 05 de dezembro de 2019, pela banca examinadora constituída pelos professores:


Prof. Luiz Cláudio Cândido (Doutor) – Orientador
Universidade Federal de Ouro Preto


Prof. Rhelman Rossano Urzedo Queiroz (Doutor)
Instituto Federal de Minas Gerais
Campus Ouro Preto


Prof. Diogo Antônio de Sousa (Doutor)
Universidade Federal de Ouro Preto


Prof. Rodrigo Rangel Porcaro (Doutor) - Coorientador
Universidade Federal de Ouro Preto

DEDICATÓRIA

Aos meus pais, José Leão e Elenice Leão, e minha esposa Paula Caldas pelo apoio constante e incondicional.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus por tudo.

Ao programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais – REDEMAT e toda a sua equipe de profissionais, pela oportunidade.

Ao orientador Prof. Dr. Luiz Cláudio Cândido e coorientador Prof. Dr. Rodrigo Rangel Porcaro, pela orientação e apoio, fundamentais para a condução e conclusão deste trabalho.

À companhia Vallourec Soluções Tubulares (VSB) por todo o suporte e confiança. Por ter fornecido todo o material, assim como os recursos necessários para a caracterização do mesmo.

Ao Carlos Horta pela ajuda, suporte e por me dar tempo, nosso ativo mais precioso, para me dedicar a este trabalho. Ao Dr. Vicente Trindade e Dr. Cesar Olea pelas sugestões e ajuda. Aos colaboradores do Laboratório Mecânico, em especial, Douglas Figueiredo, Rogério Santos e Rodrigo Silva por todo o suporte e sugestões durante a execução dos testes de caracterização. Ao Graciliano por ter me ajudado na etapa de Tratamento Térmico. As equipes de Liberação e Gestão de TPI por terem “segurado a barra” na minha ausência.

A minha esposa Paula por ter me apoiado durante todos os momentos dessa trajetória.

A todos que contribuíram para esta realização.

OBRIGADO!

“A tarefa não é tanto ver aquilo que
ninguém viu, mas pensar o que
ninguém ainda pensou sobre aquilo
que todo mundo vê.”

(Arthur Schopenhauer)

SUMÁRIO

RESUMO	xv
ABSTRACT	xvi
1 INTRODUÇÃO	17
2 OBJETIVOS	19
2.1 Objetivo Geral	19
2.2 Objetivos Específicos	19
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
3.1 Norma API 5L	20
3.2 Aços ARBL – Alta Resistência Mecânica e Baixa Liga	21
3.3 Processo de Fabricação de Tubos	23
3.3.1 Laminação	23
3.3.2 Tratamento Térmico	25
3.4 Soldagem de <i>Pipelines</i>	26
3.5 Metalurgia da Soldagem – Caracterização Microestrutural do MS e ZTA	29
3.6 Transformação da Austenita	32
3.7 Deformação a Frio e Tratamentos Térmicos de Tubos e Juntas Soldadas	34
4 MATERIAIS E MÉTODOS	36
4.1 Materiais	37
4.2 Procedimento de Soldagem	38
4.3 Processo de Deformação a Frio, Inspeção por END e Tratamentos Térmicos	40
4.4 Caracterização Química, Mecânica e Microestrutural	44
4.4.1 Análise Química	45
4.4.2 Ensaio Mecânicos	45
4.4.2.1 Ensaio de Tração	45
4.4.2.2 Ensaio de Dureza	47
4.4.3 Análise Microestrutural	50
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	51
5.1 Procedimento de Soldagem	51
5.2 Procedimento de Deformação a Frio, Inspeção por END e Tratamentos Térmicos	52
5.3 Análise Química	54

5.4	Caracterização Microestrutural.....	55
5.4.1	Metal Base.....	56
5.4.2	Junta Soldada (MS e ZTA).....	57
5.4.3	MB (deformado a frio – 10° e 45°).....	62
5.4.4	MB (deformado a frio – 10° e 45° – seguido de têmpera e revenimento).....	64
5.4.5	ZTA e MS (deformado a frio – 45°).....	65
5.4.6	ZTA (deformado a frio – 10° e 45° – seguido de têmpera e revenimento).....	67
5.4.7	MS (deformado a frio – 10° e 45° – seguido de têmpera e revenimento).....	68
5.5	Propriedades Mecânicas	70
5.5.1	Resultados de Tração	70
5.5.1.1	Metal Base e Junta Soldada (MS e ZTA).....	70
5.5.1.2	Metal Base.....	73
5.5.1.3	Metal de solda.....	76
5.5.1.4	Zona Termicamente Afetada	80
5.5.2	Ensaio de Dureza.....	83
5.5.2.1	Metal Base.....	86
5.5.2.2	Metal de Solda.....	88
5.5.2.3	Zona Termicamente Afetada	89
6	CONCLUSÕES	91
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	92
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	93
9	APÊNDICE.....	101

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Desenvolvimento dos graus API 5L em função das rotas de produção [1].....	20
Figura 3.2 - Relação entre deformação e limite de escoamento de vários tipos de aços, destacando-se (em laranja) os aços ARBL – Adaptado de [12].....	22
Figura 3.3 - Representação da laminação de tubos pelo Processo <i>Mannesmann</i> [18].....	24
Figura 3.4 - Representação esquemática do processo do laminador oblíquo - <i>Mannesmann</i> [9].	25
Figura 3.5 - (a) Ilustração esquemática do processo de soldagem TIG e (b) Ilustração esquemática do processo de soldagem MIG/MAG [31].....	28
Figura 3.6 - Curva de resfriamento x microestrutura no metal de solda - Adaptado de [49].....	32
Figura 3.7 - Processo de deformação a frio utilizando-se o equipamento CRC-Evans [57].....	35
Figura 4.1 - Diagrama esquemático da metodologia proposta.....	36
Figura 4.2 - (a) Esquema dimensional do chanfro de junta J [1] e (b) Evidência da soldagem em posição plana, onde os dois segmentos do tubo são conectados a uma base giratória.....	38
Figura 4.3 - (a) Representação esquemática dos segmentos soldados e (b) Representação esquemática da posição de usinagem da chapa para realizar a deformação a frio.....	40
Figura 4.4 - Representação esquemática das chapas obtidas após processo de usinagem no (a) Metal base e (b) Região da solda.	41
Figura 4.5 - Representação esquemática do processo de dobramento a frio, destacando-se o ângulo α pós deformação a frio.	42
Figura 4.6 - Equipamento (do Laboratório da VSB) utilizado para realização da deformação.	42
Figura 4.7 - Representação esquemática dos CPs usinados para realizar os tratamentos térmicos.	43
Figura 4.8 - Forno de austenitização e tanque de água para a realização do processo de têmpera.	44
Figura 4.9 - Representação esquemática do CP utilizado para realização do ensaio de tração.	46
Figura 4.10 - Representação esquemática da direção de retirada dos corpos de prova de tração.	47

Figura 4.11 - Representação esquemática do corpo de prova utilizado para realização do ensaio de dureza (onde WT – Espessura de parede do tubo).	48
Figura 4.12 - Representação esquemática do perfil de dureza nas diferentes regiões da solda.	49
Figura 4.13 - Representação esquemática da retirada do corpo de prova para a realização do ensaio de dureza após o processo de deformação.	49
Figura 5.1 - Representação do perfil final da solda apresentando o número de passes aplicados na soldagem de tubos do grau API 5L X70Q.	51
Figura 5.2 - Representação esquemática do processo de deformação à frio das chapas.....	52
Figura 5.3 - Representação esquemática da inspeção END onde: (a) Verificação de sensibilidade, (b) Inspeção na região que sofreu tração e (c) Inspeção na região que sofreu compressão.....	54
Figura 5.4 - Micrografia óptica do metal base na região central da espessura de parede para tubo API 5L X 70Q com aumento de 500x - Ataque Nital 3% [63]......	56
Figura 5.5 - Macrografia de junta soldada apresentando o MB, ZTA e MS para tubo API 5L X 70Q soldado utilizando-se os processos GTAW e GMAW – Ataque Nital 3% [63].	57
Figura 5.6 - Microestrutura do MS nos passes de raiz para tubo do grau API 5L X70 soldado com aumento de 1000x - Ataque Nital 3% [63].	58
Figura 5.7 - Microestrutura do MS no último passe para tubo do grau API 5L X70 soldado com aumento de 1000x - Ataque Nital 3% [63].	59
Figura 5.8 - Microestrutura do MS nos último passe para tubo do grau API 5L X70 soldado com aumento de 200x - Ataque Nital 3%.	59
Figura 5.9 - Microestrutura na região de topo da ZTA para tubo grau API 5L X70 soldado com aumento de 1000x - Ataque Nital 3% [63].	60
Figura 5.10 - Microestrutura na região de raiz da ZTA para tubo grau API 5L X70 soldado com aumento de 1000x - Ataque Nital 3% [63].	61
Figura 5.11 - Região de interface entre ZTA e MS no MEV (aumento: 500x) [63] e microscópio óptico (aumento: 50x) respectivamente de tubos API X70Q soldados - Ataque Nital 3%.	62
Figura 5.12 - Micrografia óptica do metal base deformado à 10° na região central da espessura de parede para tubo API 5L X70Q com aumento de 500x - Ataque Nital 3%......	63

Figura 5.13 - Micrografia óptica do metal base deformado à 45° na região central da espessura de parede para tubo API 5L X70Q com aumento de 500x - Ataque Nital 3%.....	63
Figura 5.14 - Micrografia óptica do metal base deformado à 10° + tratamento térmico para tubo API 5L X70Q com aumento de 500x - Ataque Nital 3%.....	64
Figura 5.15 - Micrografia óptica do metal base deformado à 45° + tratamento térmico para tubo API 5L X70Q com aumento de 500x - Ataque Nital 3%.....	65
Figura 5.16 - Micrografia óptica da ZTA deformada à 45° para um tubo API 5L X70Q com aumento de 500x - Ataque Nital 3%.....	66
Figura 5.17 - Micrografia óptica do MS na região central deformado à 45° para um tubo API 5L X70Q com aumento de 500x - Ataque Nital 3%.....	66
Figura 5.18 - Micrografia óptica da ZTA de solda deformada à 10°+ tratamento térmico para tubo API 5L X70Q com aumento de 500x - Ataque Nital 3%.....	67
Figura 5.19 - Micrografia óptica da ZTA de solda deformado à 45°+ tratamento térmico para tubo API 5L X70Q com aumento de 500x - Ataque Nital 3%.....	68
Figura 5.20 - Micrografia óptica do MS de solda deformado à 45°+ tratamento térmico para tubo API 5L X70Q com aumento de 500x - Ataque Nital 3%.....	69
Figura 5.21 - Micrografia óptica do MS de solda deformado à 10°+ tratamento térmico para tubo API 5L X70Q com aumento de 500x - Ataque Nital 3%.....	69
Figura 5.22 - Resultados para os ensaios de tração (LE e RT) para CPs localizados no MB, MS e ZTA de tubos do grau API X70Q.....	71
Figura 5.23 - Resultados para os ensaios de tração (alongamento total e uniforme) para CPs localizados no MB, MS e ZTA de tubos do grau API X70Q.....	72
Figura 5.24 - Resultados para os ensaios de tração (relação LE / RT) para CPs localizados no MB, MS e ZTA de tubos do grau API X70Q.....	72
Figura 5.25 - Resultados para os ensaios de tração (LE e RT) para CPs localizados no MB e posteriormente deformado a frio + deformado a frio seguido de têmpera e revenimento.....	73
Figura 5.26 - Resultados para os ensaios de tração (alongamento total e uniforme) para CPs localizados no MB e posteriormente deformado a frio (e seguido de têmpera e revenimento).....	74
Figura 5.27 - Resultados para os ensaios de tração (relação LE / RT) para CPs localizados no MB do grau API X70Q e posteriormente deformado a frio (e seguido de têmpera e revenimento).....	76

Figura 5.28 - Resultados para os ensaios de tração (LE e RT) para CPs localizados no MS e posteriormente deformado a frio + deformado a frio seguido de têmpera e revenimento.	77
Figura 5.29 - Resultados para os ensaios de tração (alongamento total e uniforme) para CPs localizados no MS e posteriormente deformado a frio (e seguido de têmpera e revenimento).	78
Figura 5.30 - Resultados para os ensaios de tração (relação LE / RT) para CPs localizados no MS e posteriormente deformado a frio (e seguido de têmpera e revenimento).	80
Figura 5.31 - Resultados para os ensaios de tração (LE e RT) para CPs localizados na ZTA e posteriormente deformado a frio + deformado a frio seguido de têmpera e revenimento.	81
Figura 5.32 - Resultados para os ensaios de tração (alongamento total e uniforme) para CPs localizados na ZTA e posteriormente deformado a frio (e seguido de têmpera e revenimento). ..	81
Figura 5.33 - Resultados para os ensaios de tração (relação LE / RT) para CPs localizados na ZTA e posteriormente deformado a frio (e seguido de têmpera e revenimento).	83
Figura 5.34 - Perfil de microdureza (HV1) na junta soldada de tubos API X70Q (região de topo).	84
Figura 5.35 - Perfil de microdureza (HV1) na junta soldada de tubos API X70Q (região de raiz).	85
Figura 5.36 - Perfil de dureza (HV10) na junta soldada de tubos API X70Q para as regiões de topo, meio e raiz.	86
Figura 5.37 - Resultados para os ensaios de microdureza para CPs localizados no MB e posteriormente deformado a frio + deformado a frio seguido de têmpera e revenimento.	87
Figura 5.38 - Resultados para os testes de microdureza para CPs localizados no MS e posteriormente deformado a frio + deformado a frio seguido de têmpera e revenimento.	88
Figura 5.39 - Resultados para os testes de microdureza para CPs localizados no ZTA e posteriormente deformado a frio + deformado a frio seguido de têmpera e revenimento.	89

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1 - Composição química nominal para os graus X70 / X70Q [2].	37
Tabela 4.2 - Valores especificados para o ensaio de tração do grau X70 / X70Q [2].	38
Tabela 4.3 - Composição química especificada (% em massa) dos eletrodos [Conforme AWS].	40
Tabela 4.4 - Dimensões das chapas para realizar a deformação.	41
Tabela 4.5 - Dimensões das amostras para realizar os tratamentos térmicos.	43
Tabela 4.6 - Dimensões do corpo de prova do ensaio de tração.	46
Tabela 4.7 - Dimensões do corpo de prova do ensaio de dureza.	48
Tabela 5.1 - Parâmetros da soldagem realizada em tubos do grau API 5L X70Q.	51
Tabela 5.2 - Relação de quantidade de chapas preparadas por condição de caracterização.	52
Tabela 5.3 - Composição química em massa (%) para o MB do grau API X70Q.	55
Tabela 5.4 - Composição química em massa (%) para o MS.	55

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

API: *American Petroleum Institute* (Instituto Americano de Petróleo)

API 5L: *Specification for Line Pipe* (Especificação para Line Pipe)

ARBL: Alta Resistência Mecânica e Baixa Liga

CE: Carbono Equivalente (baseado na Equação do Instituto Internacional de Soldagem)

GMAW: *Gas Metal Arc Welding*

GTAW: *Gas Shielded Tungsten Arc Welding*

HSBL: *High Strength Low Alloy* (Alta Resistência Mecânica e Baixa Liga Metálica)

MAG: *Metal Active Gas* (Soldagem por arco elétrico com gás de proteção ativo)

MIG: *Metal Inert Gas* (Soldagem por arco elétrico com gás de proteção inerte)

OD: *Outside Diameter* (Diâmetro Externo)

PCM: Carbono Equivalente (baseado na Equação de Ito-Bessyo)

PSL: *Product Specification Level* (Nível de especificação)

TIG: *Tungsten Inert Gas*

TS: *Tensile Strength* (Resistência à Tração)

WT: *Wall Thickness* (Espessura de Parede)

YS: *Yield Strength* (Limite de Escoamento)

MB: Metal base

MS: Metal de solda

ZTA: Zona Termicamente Afetada

SD: Sem deformação

DF: Deformado a frio

TT: Tratamento térmico

END: Ensaio não destrutivo

FA: Ferrita acicular

AC₃: Linha que define o início de transformação de fase no diagrama Fe-C

CP: Corpo de prova

RESUMO

O grau API X70Q é obtido a partir do tratamento térmico de aços ARBL, apresentando boa relação entre resistência mecânica e tenacidade à fratura sendo, portanto, de ampla utilização na construção de malhas dutoviárias para condução de óleo e gás. Além de suas propriedades mecânicas favoráveis, destaca-se sua boa soldabilidade (baixo teor de carbono equivalente) e a possibilidade de redução da espessura de parede dos tubos, gerando uma significativa diminuição nos custos finais do projeto. No processo de montagem de tais malhas dutoviárias destaca-se o processo de soldagem, sendo este responsável pela união dos tubos. Dentre as técnicas existentes, observa-se uma tendência atual na utilização dos processos GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) e GMAW (*Gas Metal Arc Welding*), com chanfros estreitos. Em adição ao processo de união, as condições geográficas dos locais de instalação dos *pipelines* levam a uma necessidade de deformar (a frio ou a quente) os tubos e/ou regiões soldadas. Ambos os processos, soldagem e deformação, são de grande importância metalúrgica devido às suas influências diretas nas propriedades mecânicas do material. Portanto, o presente trabalho teve como objetivo caracterizar o impacto que tal processo de deformação a frio (seguido ou não de tratamento térmico) em campo tem sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de tubos e juntas soldadas. Realizou-se a soldagem (GTAW - automatizada e GMAW - manual) circunferencial em segmentos de tubos sem costura do grau API X70Q pelos processos GTAW (passes de raiz) e GMAW (passes de preenchimento e acabamento). Posteriormente, simularam-se em amostras duas condições que ocorrem em campo: deformação a frio (em duas angulações distintas) e deformação a frio seguido de tratamentos térmicos. Subsequentemente, foi realizada a avaliação microestrutural e mecânica (tração e dureza) em tais amostras com o intuito de se observar a influência de tais práticas na estrutura e propriedades mecânicas no metal de base e em juntas soldadas, sendo constatado que tais práticas possuem impacto direto no material estudado. Foi possível observar/sugerir que o material apresentou, após tratamento térmico, uma microestrutura composta por ferrita e bainita. De forma geral constata-se que o processo de deformação a frio levou a um aumento na resistência mecânica devido ao encruamento do material. Já a deformação a frio seguida de tratamento térmico levou a um aumento da resistência mecânica devido ao refino de grão, sendo esta maior se comparada à condição anterior (apenas deformado a frio).

ABSTRACT

The API grade X70Q is obtained from a HSLA steel, presenting a good relationship between mechanical properties and toughness being, therefore, widely applied to build up pipelines to conduct oil and gas. Besides its good mechanical properties, stands out the good weldability (low carbon content) and the possibility to reduce the pipe wall thickness of pipes, implying on a significant reduction of project' costs. During the installation of such pipelines stands out the welding, being this process responsible to connect the pipes. Among the existing techniques, it is possible to observe a tendency to apply GTAW and GMAW, with narrow bevel. In addition to this process, the geographical conditions of installation places drive to a necessity to apply a bending (cold or with heating) of the pipes and welded areas. Both processes, welding and bending, have a big metallurgical importance due to its direct impact on the mechanical properties of the material. Therefore, this work has the main goal to evaluate the impact that the cold bending (followed or not by a quenching and tempering process) in the field has on the microstructure and mechanical properties of the pipe and welded area. It was done a circumferential welding of the API X70Q seamless pipes using GTAW (root) and GMAW (filling). These welded samples were cold bended (two different angles) and some of them were quenched and tempered to simulate two main conditions found in the field. After that it was done a microstructural and mechanical tests (tensile and hardness) on the samples to observe the influence of such practices on the base metal, being verified that this practice has impact on the studied material. It was possible to observe that the material (both pipe and welded area) presented a bainitic and ferrite microstructure. The cold bend process increased the material mechanical resistance due to the hardening process and the cold bend followed by a heat treatment increased the mechanical resistance due to a reduction on the grain size, being this bigger if compared with the first condition.

1 INTRODUÇÃO

Os tubos utilizados na construção de malhas dutoviárias (amplamente utilizadas na condução de óleo e gás das regiões de exploração até os centros de processamento / consumo) são produzidos conforme a Norma API 5L. Tal norma é responsável por especificar e regulamentar os tipos de produtos possíveis, critérios de fabricação e inspeções aplicáveis (destrutivas e não destrutivas). Usualmente, para a fabricação dos tubos API, utilizam-se dos aços Alta Resistência Mecânica e Baixa Liga (ARBL), que se destacam por apresentar uma boa relação entre propriedades mecânicas, soldabilidade e redução de custos operacionais. Sua elevada resistência mecânica em tração associada a uma alta tenacidade à fratura permite uma redução da espessura de parede dos tubos diminuindo, desta forma, os custos envolvidos no processo de fabricação, transporte e instalação dos dutos. Sua boa soldabilidade advém da baixa adição de elementos de liga, conferindo um baixo “carbono equivalente”.

Na montagem das malhas dutoviárias, destaca-se o processo de soldagem para realizar a união dos tubos. Dentre as várias técnicas de soldagem disponíveis no mercado, observa-se uma tendência mundial na utilização do processo GTAW (que se baseia na formação do arco elétrico entre a peça e um eletrodo não consumível de tungstênio – maior controle do aporte térmico) para os passes de raiz e GMAW (que se baseia na formação do arco elétrico entre a peça e um eletrodo consumível na forma de arame sólido) para os passes de enchimento e acabamento. Quanto aos chanfros, constata-se uma busca pela utilização de chanfros de geometria mais estreita como, por exemplo, o tipo “J”. A escolha do tipo de soldagem e geometria do chanfro está associada à qualidade da solda obtida, redução do tempo de execução e custos do processo. Do ponto de vista metalúrgico, o processo de soldagem é crítico devido à formação do metal de solda, que podem apresentar microestruturas variadas e, conseqüentemente, propriedades mecânicas diferentes do metal base (MB). A análise e estudo das fases/constituintes das juntas soldadas é de substancial importância para conhecer o comportamento das mesmas durante as solicitações mecânicas no processo de condução de óleo e gás. Geralmente é esperado que as juntas apresentem um comportamento mecânico igual ou superior ao MB.

Adicionalmente, durante a instalação das malhas dutoviárias há outro grande desafio para a engenharia. Devido às condições geográficas (por exemplo, mudanças relativamente severas no

percurso) é necessário realizar o curvamento ao longo das rotas de *pipelines* viabilizando, desta forma, o projeto. Sem tal processo haveria um aumento significativo do custo final do projeto com a compra de tubos adicionais, transporte, soldagem e mão de obra, podendo inviabilizar a construção da malha. O processo de curvamento pode ser realizado por deformação a quente ou a frio (podendo ser seguido de tratamento térmico). O curvamento (que pode ser realizado tanto no metal base quanto na solda) leva a tensões residuais nos tubos, sendo capaz de implicar diretamente nas propriedades mecânicas das regiões deformadas. Desta forma, a caracterização e estudo do impacto do trabalho a frio (e possíveis tratamentos térmicos) na microestrutura e propriedades mecânicas dos tubos e regiões soldadas são de suma importância. Tais estudos podem viabilizar o aprimoramento das técnicas de deformação a fim de garantir que as regiões impactadas apresentam propriedades mecânicas iguais ou superiores ao material de origem sendo, portanto, capazes de resistir à condução dos fluidos (que exercem significativa pressão interna no tubo) sem colapsar, gerando impactos econômicos e ambientais.

No presente trabalho realizou-se a soldagem circunferencial (GTAW - automatizada e GMAW - manual) em segmentos de tubos sem costura do grau API X70Q pelos processos GTAW (passes de raiz) e GMAW (passes de preenchimento e acabamento). Posteriormente simularam-se, em amostras, duas condições: deformação a frio e deformação a frio seguido de tratamento térmico, ambos em angulações distintas. Subsequentemente foi realizada a avaliação microestrutural e mecânica (tração e dureza) nas amostras com o intuito de se observar a influência de tais práticas na estrutura e propriedades mecânicas no MB, ZTA e MS.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Este trabalho teve como objetivo avaliar o efeito da deformação a frio seguida (ou não) dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento na microestrutura e, conseqüentemente, nas propriedades mecânicas de tubos API X70Q, assim como em juntas soldadas (MS e ZTA).

2.2 Objetivos Específicos

1. Caracterizar o metal base de tubos API X70Q quanto à microestrutura e propriedades mecânicas (tração e dureza).
2. Realizar a soldagem circunferencial de segmentos de tubos API X70Q utilizando-se as técnicas GTAW (para os passes de raiz) e GMAW (para os passes de enchimento e acabamento).
3. Caracterizar a junta soldada (MS e ZTA) resultante quanto à microestrutura e propriedades mecânicas (tração e dureza).
4. Realizar deformação a frio do metal base (nas angulações de 45° e 10°) e da junta soldada (na angulação de 45°) e caracterizar as amostras resultantes quanto à microestrutura e propriedades mecânicas (tração e dureza).
5. Realizar deformação a frio do metal base e da junta soldada (nas angulações de 45° e 10°) seguido dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento e caracterizar as amostras resultantes quanto à microestrutura e propriedades mecânicas (tração e dureza).
6. Realizar ensaio END por partículas magnéticas a fim de se avaliar se o material apresentou quaisquer descontinuidades provenientes do processo de deformação a frio.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Norma API 5L

A API (Instituto Americano de Petróleo – do inglês *American Petroleum Insitute*) é um dos órgãos regulamentadores do setor de óleo e gás, sendo a Norma API 5L – *Specification for Line Pipe* – responsável por especificar o critério de fabricação/inspeção de tubos para dutos/condução [1]. Tal norma classifica os diferentes tipos de produtos possíveis em função de seu processo produtivo, inspeções aplicáveis, propriedades mecânicas e composição química.

Os tubos são classificados pelo valor mínimo do limite de escoamento (valor registrado no sistema imperial – em *ksi*), precedido pelas letras A, B e X, sendo que quando antecedido pela letra X, em maiúsculo, o aço utilizado é de Alta Resistência Mecânica e Baixa Liga (ARBL). Os tubos podem ser fornecidos em dois níveis de especificação: PSL1 e PSL2. A diferença consiste no rigor em relação aos requisitos técnicos, sendo o nível de inspeção PSL2 mais restrito [2].

A evolução dos graus API passa por um avanço no processo de fabricação do aço (com o surgimento/aprimoramento dos aços ARBL). A Figura 3.1 esquematiza a evolução dos graus API em tubos sem costura.

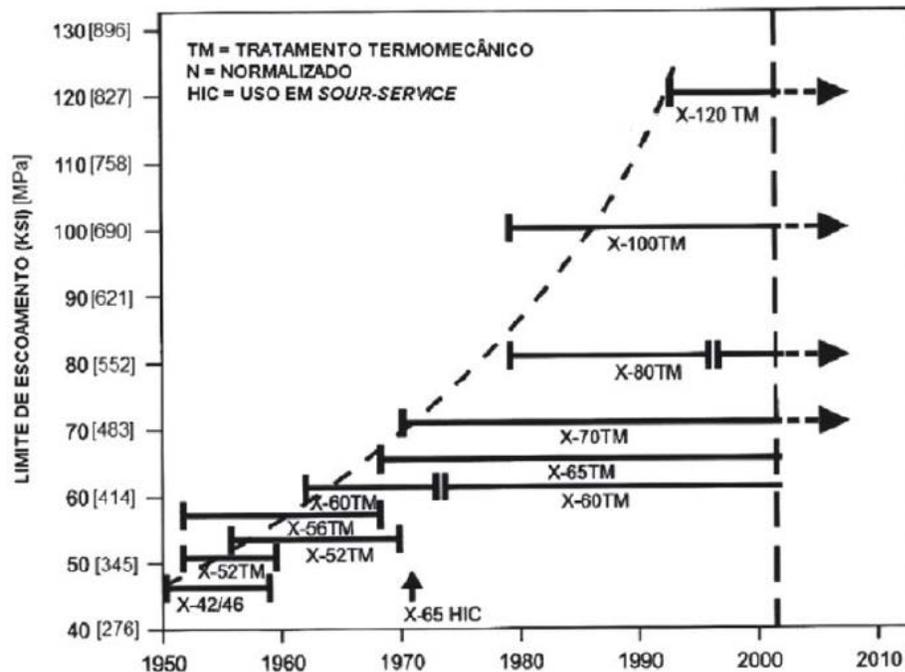


Figura 3.1 - Desenvolvimento dos graus API 5L em função das rotas de produção [1].

A evolução no setor *offshore* mostra uma tendência em se aumentar à aplicação de aços ARBL (graus X65, X70 e X80) para *risers** e *flowlines*** [3]. Foi demonstrado pela indústria de tubulação que a espessura de parede (WT) de uma tubulação pode ser reduzida em até 14% utilizando-se um grau X70 comparado com o grau X65 [4].

Baseado nesta tendência de aplicação, o grau API X70Q foi definido como objeto de estudo deste trabalho. Tal produto é obtido a partir da utilização de aços ARBL, possuindo limite de escoamento mínimo de 70ksi (equivalente a 485MPa). A letra Q maiúscula no final da sigla significa que tal produto é obtido via tratamento térmico (têmpera seguida de revenimento). O desenvolvimento de tal material iniciou-se na década de 70, do século passado, e devido à sua resistência mecânica aliada a um baixo teor de carbono, tornou-se um dos padrões mundiais na fabricação de dutos, desde a década de 80 até os dias atuais [5].

3.2 Aços ARBL – Alta Resistência Mecânica e Baixa Liga

Com o crescimento mundial no consumo de energia, novas fontes de óleo e gás passaram a ser exploradas, principalmente em regiões remotas e com condições climáticas mais adversas [6]. Tais circunstâncias de exploração aliado à necessidade na redução dos custos operacionais levaram ao desenvolvimento dos aços ARBL - Alta Resistência Mecânica Baixa Liga (do inglês HSLA – *High Strength Low Alloy*).

Os aços ARBL aplicados na produção de tubos para a utilização nos setores de óleo e gás possuem composição química similar ao aço carbono, com a diferença na adição de elementos de liga. Estes, por sua vez, são responsáveis por garantir melhores propriedades mecânicas tais como elevada resistência mecânica em tração e alta tenacidade à fratura [7].

Desta forma têm-se os teores em massa de C (carbono) variando entre 0,06% e 0,25%, Mn (manganês) até 1,90% e quantidades de Cr (cromo), Ni (níquel), N (nitrogênio), V (vanádio), Nb (nióbio) e Ti (titânio) combinados, raramente excedendo 0,10% o teor de cada elemento individualmente [8].

* *Risers* são tubos que conduzem óleo na vertical [9].

** *Flowlines* são tubos que fazem parte do sistema de condução no fundo do mar [9].

Por essa composição, produz-se um aço apresentando boa relação entre propriedades mecânicas (caracterizados por uma alta resistência mecânica aliada a uma temperatura de transição dúctil-frágil muito baixa e alta tenacidade à fratura) e uma boa soldabilidade [10]. Essas características são obtidas pelos seguintes mecanismos de endurecimento: solução sólida, precipitação e refino de grão (este último muito importante visto aumentar a resistência mecânica do material sem, contudo, levar a uma perda significativa de tenacidade). Quanto ao refino de grão, a utilização de aços microligados tem levado à produção de aços com tamanho de grão menor do que $10\mu\text{m}$ [11].

Na Figura 3.2 é apresentado o limite de escoamento para diversos tipos de aços, sendo evidenciada em laranja a faixa dos aços ARBL. Pela Figura 3.2 pode-se observar que os aços ARBL apresentam os valores de limite de escoamento variando desde 250MPa até 615MPa (aproximadamente).

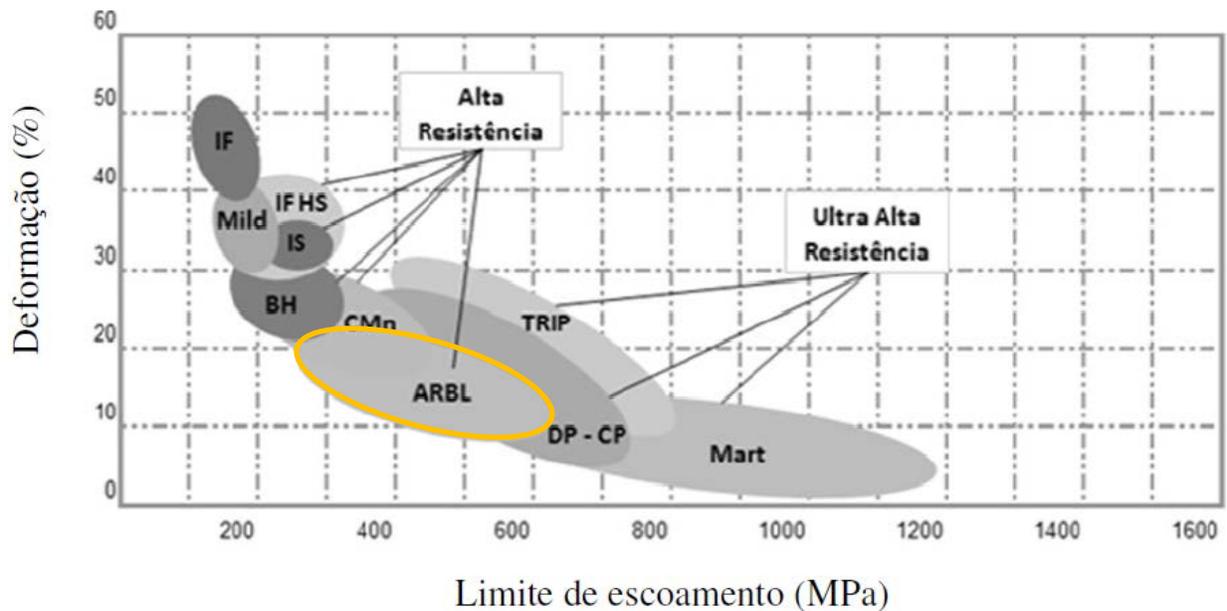


Figura 3.2 - Relação entre deformação e limite de escoamento de vários tipos de aços, destacando-se (em laranja) os aços ARBL – Adaptado de [12].

Do ponto de vista econômico, a utilização dos aços ARBL, em princípio, pode auxiliar na redução dos custos operacionais no setor de óleo e gás (a depender do projeto). Isto se deve ao

fato de ser possível uma diminuição da espessura de parede dos tubos (para a condução de uma mesma pressão interna), reduzindo assim o peso e os custos envolvidos na produção, transporte e montagem dos dutos [1]. Em adição, tal diminuição na espessura de parede pode minimizar a quantidade de solda depositada em cada junta [13], sendo este último de importante ganho econômico. Outra possibilidade é manter a espessura de parede do tubo inalterada e elevar a pressão interna (até o limite máximo de 72% do limite de escoamento do tubo), aumentando o volume do produto transportado [14, 15].

O desenvolvimento desses aços visou, em um primeiro momento, a utilização na indústria de óleo e gás. Entretanto, devido às suas propriedades mecânicas a utilização foi estendida para o uso em diversos setores industriais [16].

3.3 Processo de Fabricação de Tubos

Conforme a Norma API 5L, existem dois tipos de produtos possíveis: tubos “com costura” e tubos “sem costura”, sendo apenas este último produto de interesse para o desenvolvimento deste trabalho.

(a) Tubos “com costura”: Como matéria-prima, utiliza-se de produtos planos de aço [17]. Tal material é dobrado sendo mandatória a junção das bordas resultando em um cordão de solda longitudinal (ou espiral) ao longo de todo o comprimento do tubo [8].

(b) Tubos “sem costura”: Como matéria-prima, utiliza-se de blocos maciços em um processo de fabricação (laminação) que não envolve a utilização do cordão de solda longitudinal (ou espiral) ao longo do comprimento do tubo.

3.3.1 Laminação

O principal método de fabricação para a obtenção de tubos sem costura por laminação a quente é conhecido como processo *Mannesmann*. A Figura 3.3 ilustra todas as etapas desta técnica de fabricação.



Figura 3.3 - Representação da laminação de tubos pelo Processo *Mannesmann* [18].

As barras, matéria-prima de tal processo, são cortadas em seguimentos com comprimentos pré-definidos dando origem aos “blocos”. Estes são encaminhados ao forno rotativo, iniciando-se o processo de laminação.

(a) Forno Rotativo: Os blocos são aquecidos em zonas por um período de aproximadamente 240 minutos, atingindo uma temperatura final entre 1050°C e 1280°C.

(b) Laminador Oblíquo: Os blocos, após aquecimento, são perfurados devido à rotação de dois cilindros de geometria duplo-cônica. Estes são responsáveis por causar tensões de cisalhamento no centro do bloco e fazer com que o mesmo seja movido em direção a um mandril estacionário (vide Figura 3.4). Ambos os fatores são determinantes para dar origem a uma cavidade central no bloco, permitindo a perfuração do mesmo. O produto de tal processo é denominado como “lupa”.

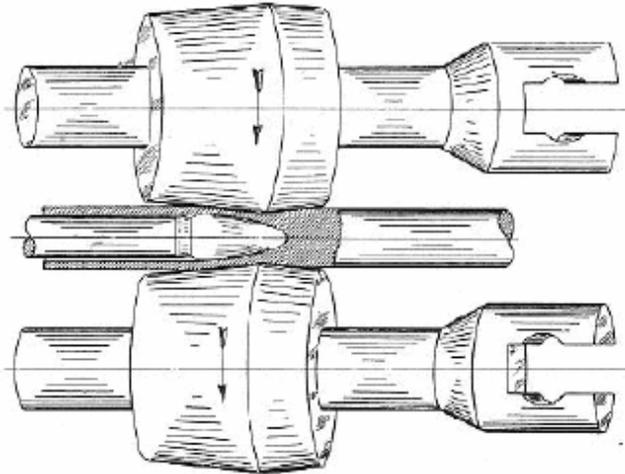


Figura 3.4 - Representação esquemática do processo do laminador oblíquo - *Mannesmann* [9].

(c) **Laminador Redutor de Lupas:** A lupa é processada em “cadeiras” subsequentes de laminação com três cilindros cada em uma rotação de 60° . Devido à ausência de ferramenta interna ajusta-se apenas o diâmetro externo, mantendo a espessura de parede da lupa praticamente inalterada [19].

(d) **Laminador Contínuo:** Introdz-se uma barra maciça (denominada mandril) no interior da lupa [18], sendo este conjunto (lupa e mandril) processado em “cadeiras” subsequentes de laminação com dois cilindros cada em uma defasagem de 90° . Durante tal etapa é ajustado tanto o diâmetro externo quanto a espessura de parede (devido à presença do mandril).

(e) **Laminador Redutor Estirador:** Antes de tal processo a lupa é resfriada e reaquecida em um forno. Posteriormente é processada em “cadeiras” subsequentes de laminação com três cilindros cada em uma defasagem de 120° . Nesta última etapa são realizados os ajustes dimensionais finais a fim de adequar o então chamado “tubo” às especificações finais

3.3.2 Tratamento Térmico

Para alguns produtos / graus é necessário realizar tratamentos térmicos a fim de se adequar as suas propriedades mecânicas às exigências da Norma API 5L. Para o grau X70Q é aplicável o tratamento térmico de têmpera seguido de revenimento.

(a) Têmpera: O processo de têmpera consiste no aquecimento do aço até a temperatura de austenitização e posterior resfriamento rápido. No caso da utilização de meios líquidos para o resfriamento, muito comuns na produção de tubos, as técnicas mais utilizadas são a têmpera em anel ou imersão em tanque [20], sendo a escolha condicionada à combinação diâmetro externo x espessura de parede (OD x WT) do material.

Do ponto de vista microestrutural, o tratamento térmico de têmpera visa obter a martensita. Porém tal microestrutura é obtida apenas se a taxa de resfriamento for rápida o suficiente (a ponto de evitar a difusão do carbono). Caso contrário, poderão ser obtidas microestruturas de menores durezas tais como bainita e ferrita [21].

(b) Revenimento: O processo de revenimento consiste no aquecimento do aço a temperaturas pré-determinadas abaixo da temperatura de austenitização [22], mantendo o material em tal condição por tempo suficiente para que ocorram as transformações aplicáveis na microestrutura a fim de se ajustar e obter as propriedades mecânicas desejadas [23], além de aliviar ou remover as tensões internas.

Do ponto de vista microestrutural, o revenimento visa obter a martensita revenida. Entretanto, dependendo dos parâmetros de processo aplicados no tratamento térmico outras microestruturas podem ser obtidas.

3.4 Soldagem de Pipelines

Nos últimos anos, apesar de uma busca em nível mundial por novas fontes de energia, constata-se que as indústrias de óleo e gás ainda desempenham um papel importante na economia mundial. O escoamento de tal produção se dá por meio de malhas dutoviárias, que no Brasil e EUA contam com aproximadamente 14.600km e 242.000km, respectivamente [24].

A forma mais comum para a união de dutos (tubos) é pelo processo de soldagem, sendo imprescindível o estudo e desenvolvimento de novas tecnologias nesta área. Existem vários processos de soldagem e tipos de chanfros possíveis, sendo que cada um possui suas vantagens, limitações e características próprias, implicando diretamente nos custos do projeto. Estima-se que aproximadamente 20% dos custos das linhas de condução são provenientes do processo de

soldagem e posteriores inspeções não destrutivas [25] sendo, portanto, de grande importância a escolha do processo de soldagem e tipo de chanfro a ser aplicado.

Dito isto, tem-se observado uma tendência mundial na utilização dos processos de soldagem por “SMAW”, “MIG / MAG” e “TIG” para a soldagem de dutos em campo [26] e confecção de chanfros de geometria mais estreita, destacando-se o tipo “J”.

Para o passe de raiz nota-se uma tendência na aplicação do processo de soldagem TIG – *Tungsten Inert Gas* (do inglês: *GTAW - Gas Shielded Tungsten Arc Welding*). Dentre os motivos pode se destacar a qualidade da solda obtida (baixo índice de descontinuidades), o ótimo controle na penetração de passes de raiz e nas variáveis de soldagem. Em contrapartida, tal processo apresenta uma baixa produtividade (que pode ser minimizada com a alimentação automática do arame e realização da solda de forma mecanizada) [24]. A melhoria na eficiência da soldagem TIG pela mecanização da mesma é de extrema importância visto que a velocidade do passe de raiz governa a produtividade da construção da linha de condução [25].

O processo TIG – representado pela Figura 3.5 (a) – baseia-se na formação do arco elétrico entre a peça e um eletrodo não consumível de tungstênio. O metal de adição pode ser utilizado se necessário, sendo adicionado no limite da poça de fusão [27]. A poça de fusão assim formada é protegida por um gás ou mistura desses (sendo os mais comuns: argônio (Ar) e hélio (He)), todos eles inertes, com o intuito de evitar a contaminação da poça por gases externos que podem impactar de forma deletéria nas propriedades mecânicas da solda ou até na formação de defeitos mecânicos, tais como trincas e porosidade.

Para os passes de preenchimento e acabamento, principalmente para tubos de grandes diâmetros, nota-se uma tendência na utilização do processo de soldagem MIG/MAG mecanizado - *Metal Inert Gas / Metal Active Gas* (do inglês: *GMAW - Gas Metal Arc Welding*) [28] [29]. Dentre os motivos pode se destacar a alta taxa de deposição da solda (levando a um menor tempo na execução da mesma) e flexibilidade do processo (pode ser executado em todas as posições e sem a necessidade de remoção de escória).

O processo MIG/MAG – representado pela Figura 3.5 (b) - baseia-se na formação do arco elétrico entre a peça e um eletrodo consumível na forma de arame, sendo este continuamente alimentado. A poça de fusão assim formada é protegida por um gás ou mistura desses, inerte

(MIG) ou ativo (MAG), com o objetivo de evitar a contaminação da mesma por alguns gases externos que podem impactar de forma deletéria nas propriedades mecânicas da solda ou até na formação de defeitos mecânicos [30].

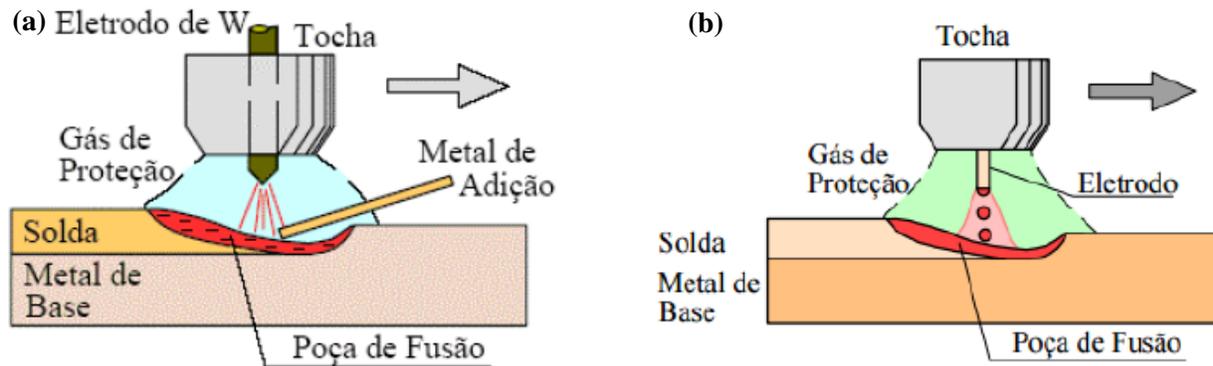


Figura 3.5 - (a) Ilustração esquemática do processo de soldagem TIG e **(b)** Ilustração esquemática do processo de soldagem MIG/MAG [31].

Quanto ao tipo de chanfro, no setor de óleo e gás é muito comum a utilização dos chanfros em “V” (com nariz) e “J”. A definição deste parâmetro é de extrema importância, pois impacta diretamente na produtividade e nos custos finais do projeto.

O chanfro em “V”, sendo os ângulos 60° e 75° [2] os mais populares, se destaca pela facilidade de usinagem (inclusive em processos manuais) além de um menor custo de fabricação (se comparado ao chanfro em “J”). Em contrapartida, exige mais depósito de material (eletrodo) elevando, desta forma, o custo e tempo operacional [32].

O chanfro em “J” se destaca pela menor quantidade de material (eletrodo) depositado reduzindo, desta forma, o custo e tempo operacional envolvido no processo de montagem dos *pipelines*. Adicionalmente, devido às condições metalúrgicas da soldagem (menor deposição), pode apresentar uma menor ZTA pós-soldagem [32]. Em contrapartida trata-se de um processo mais complexo de usinagem (que pode implicar em maior custo e menor produtividade).

Há uma procura no setor de óleo e gás por processos de soldagem que garantam uma redução no tempo de ciclo e nos custos operacionais. Desta forma, percebe-se uma tendência na

utilização de chanfros com uma geometria “mais estreita” [33], tornando o chanfro “J” uma geometria em crescente utilização. Com o intuito de minimizar ao máximo os custos e tempo relacionados à confecção dos chanfros em campo, observam-se casos onde a empresa responsável pelo processo de soldagem em campo solicita a empresa fabricante de tubos a usinagem da face em ângulos pré-definidos (Como, por exemplo, os chanfros em V ou $\frac{1}{2}$ V) que serão posteriormente usinados a fim de atender aos requisitos e dimensões da geometria do chanfro “J”.

3.5 Metalurgia da Soldagem – Caracterização Microestrutural do MS e ZTA

Durante a soldagem, por se tratar de um processo de fusão, tem-se a formação de um gradiente térmico no metal base. Com isto, pode-se dividir o material pós-soldagem em três zonas principais [34], sendo as duas de relevância brevemente detalhadas abaixo:

(a) *Metal de Solda (MS)*: Formado pela mistura homogênea (sob o ponto de vista macroscópico) do metal base fundido com, em geral, o metal de adição.

Do ponto de vista microestrutural, após o resfriamento até temperaturas ainda acima de AC_3 , o metal de solda é composto de grãos grosseiros de austenita contendo, em geral, uma elevada quantidade de finas inclusões. Para aços baixo carbono e baixa liga a austenita será decomposta em diferentes agregados de ferrita e carbonetos.

Os parâmetros de soldagem associados à presença de inclusões tendem a favorecer a nucleação da ferrita acicular – FA. Esse constituinte apresenta granulação fina e entrelaçada, composta de cementita entre as finas ripas de ferrita [35]. Devido à distribuição caótica de tais ripas, a presença deste constituinte é favorável ao aumento da tenacidade no metal de solda de aços ARBL, possibilitando uma boa relação entre resistência mecânica e tenacidade [36, 37], tornando-a uma estrutura desejável nesta região.

Em estudos recentes realizados em tubos do grau API X70 foi observado, em soldagem monopasse, a presença de ferrita alotriomórfica e ferrita acicular no MS. Em adição foi realizado um estudo da influência do titânio sobre tais estruturas, observando-se que a quantidade de ferrita acicular é diretamente proporcional à quantidade de Ti adicionado durante a soldagem [38]. Em

estudos para o grau API X80 também se notou agregados de ferrita-carbonetos (FC), destacando-se a ferrita acicular [39].

(b) Zona Termicamente Afetada (ZTA): Como consequência da máxima temperatura alcançada, do tempo de permanência (em tais temperaturas) e das taxas de aquecimento / resfriamento (tratamento térmico), a ZTA é caracterizada pelo crescimento de grão e transformações de fase.

Por ser uma região crítica em termos de comportamento mecânico devido a sua considerável heterogeneidade, o estudo de tal área é de grande interesse metalúrgico. Para os graus API X70 e X80, por exemplo, a microestrutura do metal base é formada geralmente por ferrita e bainita. A combinação dessas microestruturas pode aumentar a resistência mecânica sem perda significativa de tenacidade. Entretanto os ciclos térmicos de soldagem aos quais os tubos são expostos em campo causam a formação da ZTA, podendo levar a degradação das propriedades mecânicas destes materiais [40].

Para os casos de soldagem monopasse, a ZTA pode ser dividida em quatro regiões (devido à temperatura atingida em cada uma dessas durante o ciclo térmico [41]), sendo as três principais brevemente explicadas abaixo.

(b.1) Região de Crescimento de Grão: Caracterizada pelo crescimento de grão da austenita. A microestrutura a ser formada dependerá do teor de carbono, elementos de liga, tamanho do grão austenítico e parâmetros de soldagem. A combinação de tais fatores poderá levar a formação de ferrita, martensita/bainita (devido ao crescimento acentuado do grão da austenita) [42] e constituinte M-A (Martensita-Austenita retida). A microestrutura final pode variar de alta para baixa dureza com o aumento do aporte térmico ou diminuição da taxa de resfriamento pós-soldagem [43, 44 e 45].

(b.2) Região de Refino de Grão: Caracterizada pelo refino de grão da austenita. O menor tamanho de grão da austenita tende a levar à formação de produtos de menor dureza como, por exemplo, a ferrita.

(b.3) Região Intercrítica: Uma parte da austenita possui alta concentração de carbono e tende a formar produtos de maior dureza (como, por exemplo, martensita). Já o restante da austenita

tende a formar ilhas do constituinte M-A. Se a taxa de resfriamento não for alta o suficiente, a austenita pode ainda se decompor em uma mistura de ferrita e cementita. Por meio de técnicas de dilatométrica pôde-se verificar que o pico de temperatura na região intercrítica para tubos do grau API X70 varia entre 800° e 890°C [46].

Em estudos/caracterizações recentes realizados em soldas, tubos do grau API X70 soldados sem pré-aquecimento apresentaram ferrita, bainita e ilhas do constituinte M-A na ZTA [47]. Em simulações térmicas (com foco na região de crescimento de grão) realizadas no equipamento *Geeble* para o mesmo grau pôde-se observar que a microestrutura era composta por bainita e constituinte M-A. As placas grosseiras de bainita aliado à morfologia, proporção, tamanho e distribuição do constituinte M-A levaram a uma queda na tenacidade do material [48]. Já para o grau API X80 a ZTA apresentou ferrita, bainita, martensita e ilhas do constituinte M-A, sendo a presença/proporção de cada constituinte condicionada ao procedimento de soldagem (aporte térmico) utilizado [39].

Para tubos de grande espessura de parede é aplicável a soldagem multipasse, sendo esta ainda mais complexa se comparada à soldagem monopasse. Isto se deve ao fato de que a cada passe adicional tem-se um novo ciclo térmico de aquecimento e resfriamento podendo provocar novas alterações microestruturais. O reaquecimento de pequenas regiões da ZTA pode dar origem à chamada “Zona Frágil Localizada”, sendo esta extremamente danosa à tenacidade a fratura da solda, comprometendo a integridade da junta soldada [39].

Por meio de simulações térmicas, investigou-se o efeito de um segundo ciclo térmico durante a soldagem em serviço de *pipelines* do grau API X70 na microestrutura e energia absorvida (*Charpy*) nas regiões da ZTA [48]. A alta taxa de resfriamento e baixo aporte térmico durante a soldagem em serviço, o tamanho de grão relativamente pequeno e a eliminação/minimização de microfases frágeis levou a um aumento na energia absorvida (em ensaios de impacto) da região de “grãos grosseiros” após o segundo ciclo térmico [48]. A parte mais afetada após o segundo ciclo térmico foi a região intercrítica devido a transformação parcial da austenita gerando, desta forma, o constituinte M-A.

3.6 Transformação da Austenita

Durante os processos de tratamentos térmicos a austenita pode se transformar em diferentes constituintes. A soldagem, por se tratar de um processo com aporte térmico, também levará a uma transformação da microestrutura do material de base.

Desta forma, o estudo dos constituintes obtidos no processo de solidificação da solda (MS), assim como da ZTA, é de extrema importância visto que cada um dos possíveis constituintes possui comportamento mecânico distinto, influenciando diretamente na capacidade da solda em resistir aos esforços mecânicos aos quais a mesma será submetida durante o processo de condução de óleo e gás. Na Figura 3.6 são representadas as principais microestruturas resultantes no MS e ZTA em função da taxa de resfriamento (tempo e temperatura).

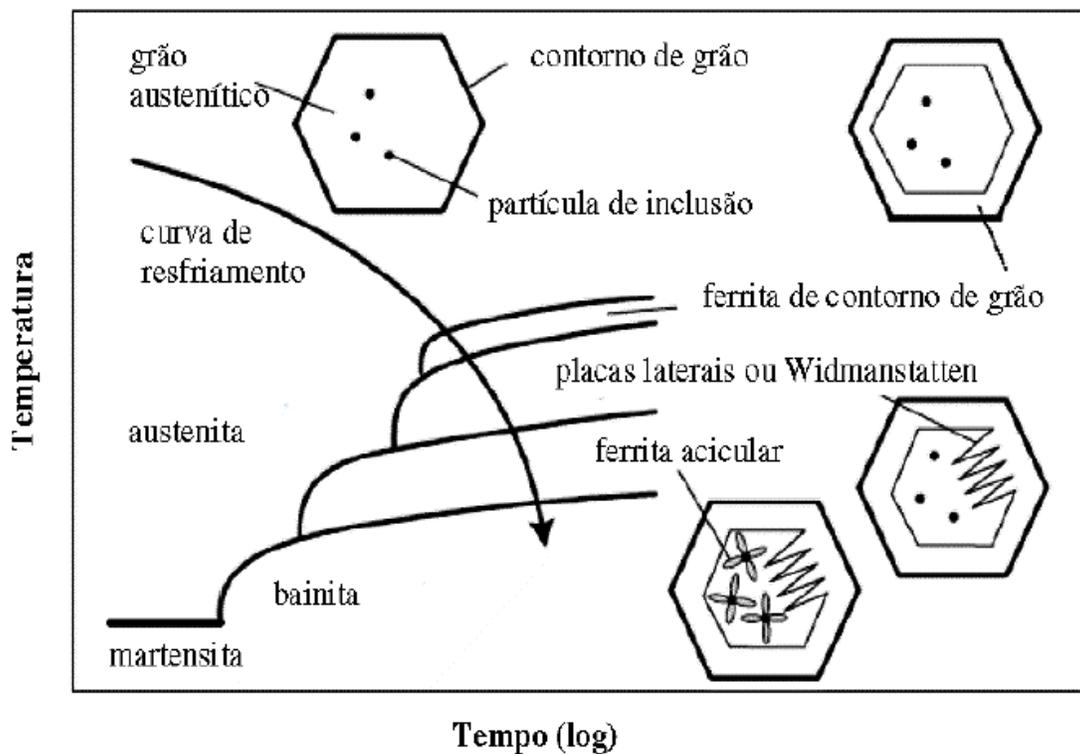


Figura 3.6 - Curva de resfriamento x microestrutura no metal de solda - Adaptado de [49].

Para aços baixo carbono, em um primeiro momento, a austenita se transforma em ferrita (sendo três morfologias mais comuns). No entanto, para menores temperaturas e maiores taxas de resfriamento, é possível a transformação em bainita ou até mesmo martensita [49].

(a) Ferrita: O processo de transformação da ferrita se dá a partir da nucleação da mesma nos contornos de grão da austenita. As três morfologias mais comuns são:

(a.1) Ferrita Alotriomórfica: O cristal de ferrita nucleia e cresce ao longo do contorno de grão da austenita, apresentando-se na forma de veios. Tal transformação ocorre em altas temperaturas para processos com baixas taxas de resfriamento [22].

(a.2) Ferrita de Widmanstätten: O cristal de ferrita nucleia e cresce ao longo do contorno de grão da austenita ou na ferrita alotriomórfica preexistente apresentando-se na forma de serrilhado.

(a.3) Ferrita Acicular: O cristal de ferrita nucleia e cresce nas irregularidades do contorno de grão ou dentro do próprio grão da austenita (devido à presença de inclusões/óxidos dentro do metal de solda), apresentando-se na forma de cristais muito finos. Desde que haja alta densidade de inclusões, uma estrutura muito refinada poderá ser obtida, entre 1 μ m e 3 μ m [50]. Tal microestrutura é altamente desejável no MS devido a sua excelente combinação de resistência mecânica e tenacidade à fratura [51]. Tal característica se dá devido à sua morfologia de pequena granulometria e contornos de alto ângulo, associado com uma elevada densidade de discordâncias [39]. A sua presença está associada a elevadas taxas de resfriamento e presença de determinados elementos de liga além do C como Mn, Cr, Si e Al, com destaque principalmente para o Mn [52].

(b) Bainita: O processo de transformação da bainita se dá a partir da nucleação e crescimento da mesma nos contornos de grão da austenita ou em inclusão intragranular como placas individuais ou arranjos laminares. As duas morfologias mais comuns da bainita são a superior (presença de cementita entre as placas de ferrita) e inferior (presença de cementita dentro das placas de ferrita). Notou-se, por meio de estudos em juntas soldadas do grau API X70, que tal microestrutura é muito presente na ZTA, podendo conferir alta resistência mecânica a solda se aliado à ferrita. Entretanto sua associação com o constituinte M-A pode ter efeitos deletérios nas propriedades mecânicas [42 – 45 e 48].

(c) **Martensita:** O processo de transformação da martensita se dá a altas taxas de resfriamento, tratando-se de um processo adifusional. Tal microestrutura se forma por meio de cisalhamento, onde vários átomos se movem cooperativamente e quase simultaneamente [22].

(d) **Constituinte M-A:** Durante o processo de resfriamento (entre 400° - 350°C) a austenita se transforma em ferrita, sendo que a parte não transformada enriquece-se em carbono (visto a baixa solubilidade do mesmo na ferrita). No intervalo de resfriamento seguinte (entre 350° - 300°C) parte da austenita rica em carbono decompõe-se em ferrita e carbonetos. Entretanto caso o resfriamento seja rápido o suficiente, inibindo a ocorrência de tal decomposição, gerar-se-á martensita e uma pequena quantidade de austenita retida [53]. Notou-se, por meio de estudos em juntas soldadas do grau API X70, que tal microestrutura é muito comum na ZTA podendo resultar em zonas de fragilização localizadas, que são regiões com valores de tenacidade menores e que comprometem a integridade da solda [39].

3.7 Deformação a Frio e Tratamentos Térmicos de Tubos e Juntas Soldadas

Com o aumento na exploração de óleo e gás observa-se uma expansão no número de malhas dutoviárias, assim como no tamanho das mesmas, a fim de transportar os fluídos até os centros de processamento. Devido às condições geográficas, a deformação (curvamento) é frequentemente requerida ao longo das rotas de *pipelines* onde há mudanças relativamente severas no percurso, seja a mesma na horizontal ou vertical [54]. Sem a utilização de tal recurso, a construção de um gasoduto/oleoduto poderia ser inviabilizada devido aos custos adicionais com a aquisição de tubulação adicional, soldagem e mão de obra em geral.

Existem numerosos métodos que podem ser utilizados para deformar/curvar tubos sendo a escolha dependente da relação diâmetro externo x espessura de parede, grau API e condições de operação do produto final. Os principais métodos são: (a) deformação a quente e (b) deformação a frio [55], podendo este último ser seguido ou não dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento para ajuste das propriedades mecânicas que podem ter sido deterioradas durante o processo de curvamento. O comportamento mecânico será influenciado pelos parâmetros do processo de deformação assim como o tratamento térmico aplicado. É requerido que tal seção deformada tenha uma resistência mecânica semelhante ou melhor do que o restante do tubo [56].

Na Figura 3.7 é ilustrado o equipamento CRC-Evans, amplamente utilizado para deformação de tubos em campo. Como pode ser visto, o tubo é posicionado no equipamento e, posteriormente, cilindros atuam no sentido transversal a fim de dobrar o tubo conforme angulação pré-definida. Posteriormente os cilindros voltam a posição original.

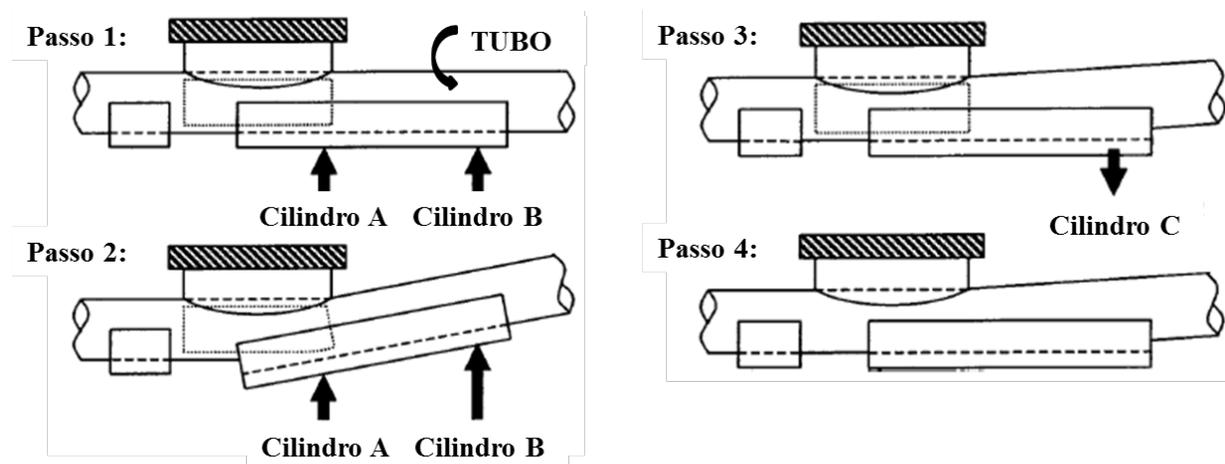


Figura 3.7 - Processo de deformação a frio utilizando-se o equipamento CRC-Evans [57].

Após a deformação (que já causa tensões residuais) os tubos ainda podem sofrer solicitações adicionais oriundos dos movimentos/deslocamentos da terra ou do próprio mar, aumentando a tensão sobre o *pipeline*.

Posteriormente ao procedimento de deformação, a resistência mecânica do material poderá aumentar (devido ao processo de encruamento) ou diminuir (devido ao Efeito *Bauschinger*). Estudos recentes realizados em tubos dos graus API X60 e X80 avaliaram a resistência à tração antes e após deformação a frio (sem realização de tratamentos térmicos). Observou-se que tal propriedade diminuiu 6% para o grau API X60 e 27% para o grau API X80 [57]. Em outros estudos com os mesmos graus API concluiu-se que os resultados de limite de escoamento após deformação a frio estão diretamente ligados aos valores de tensões residuais obtendo-se, em condições específicas, redução de 20% para o grau API X60 e 35% para o grau API X80. Conforme avaliações realizadas pelos autores, o Efeito *Bauschinger* foi o principal fator para tal diminuição, sendo este mais dominante para o grau de maior resistência mecânica [58].

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo são apresentados os materiais e métodos aplicados no desenvolvimento deste trabalho. Com o intuito de facilitar a compreensão da metodologia proposta, foi elaborado um diagrama, conforme Figura 4.1, resumindo as principais etapas realizadas assim como as caracterizações pertinentes.

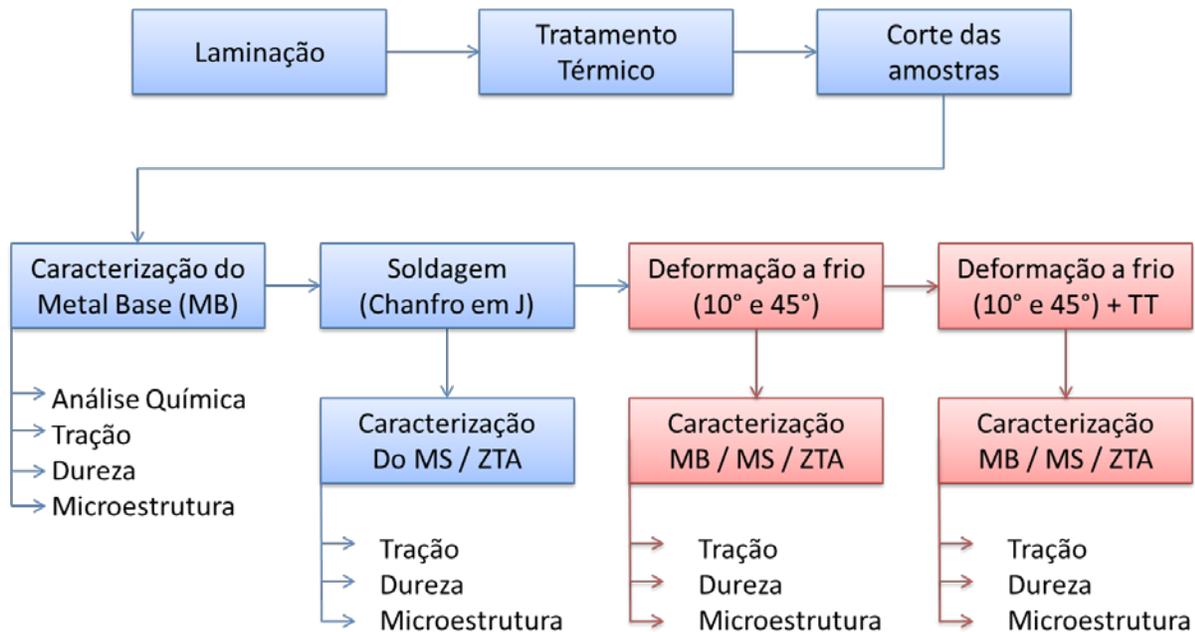


Figura 4.1 - Diagrama esquemático da metodologia proposta.

O material utilizado para tal pesquisa foi laminado a quente e posteriormente tratado termicamente (têmpera seguida de revenimento), sendo ambos os processos realizados em escala industrial, a fim de se obter as propriedades mecânicas do grau X70Q conforme diretrizes estabelecidas pela Norma API 5L - 45ª edição - 12/2012.

Posteriormente, o tubo produzido foi seccionado em segmentos de aproximadamente 500mm sendo os mesmos utilizados para:

- (a) Caracterização mecânica / microestrutural do metal base.
- (b) Confeção dos chanfros (geometria em “J”).
- (c) Realização dos processos de soldagem (GMAW e GTAW).

- (d) Caracterização mecânica / microestrutural da solda (ZTA e MS).
- (e) Deformação a frio (ângulo de 10°) do metal base.
- (f) Deformação a frio (ângulo de 45°) do metal base.
- (g) Deformação a frio (ângulo de 45°) da ZTA.
- (h) Deformação a frio (ângulo de 45°) do MS.
- (i) Deformação a frio (ângulo de 10°) seguida de têmpera e revenimento do metal base + solda (ZTA e MS).
- (j) Deformação a frio (ângulo de 45°) seguida de têmpera e revenimento do metal base + solda (ZTA e MS).
- (k) Caracterização mecânica (tração e dureza) e microestrutural das amostras nas condições “(e), (f), (g), (h), (i) e (j)”.

4.1 Materiais

O material utilizado neste trabalho foi produzido conforme diretrizes / requisitos estabelecidos pela Norma API 5L - 45ª edição - 12/2012, utilizando-se de um aço ARBL para a obtenção do produto descrito abaixo:

- ✚ Tubo sem costura – Grau X70Q [Produzido e inspecionado conforme PSL2].
- ✚ Diâmetro externo (OD): 355,60mm.
- ✚ Espessura de parede (WT): 23,83mm.

Os limites de composição química assim como os valores especificados para a aprovação do material quanto ao ensaio de tração do grau X70 / X70Q, estabelecidos pela Norma API 5L - 45ª edição - 12/2012, podem ser visualizados nas Tabelas 4.1 e 4.2, respectivamente.

Tabela 4.1 - Composição química nominal para os graus X70 / X70Q [2].

Grau	PSL	C (max)	Si (max)	Mn (max)	P (max)	S (max)	V (max)	Nb (max)	Ti (max)	CE	PCM
X70	1	0,28	-	1,40	0,030	0,030	(a)	(a)	(a)	-	-
X70Q	2	0,18	0,45	1,80	0,025	0,015	(a)	(a)	(a)	0,43	0,25
a Caso não seja acordado o contrário, Nb + V + ti < 0,15% PCM: Carbono Equivalente para aços com teor de Carbono inferior ou igual à 0,12% CE: Carbono Equivalente para aços com teor de Carbono superior à 0,12%											

Tabela 4.2 - Valores especificados para o ensaio de tração do grau X70 / X70Q [2].

Grau	PSL	LE - min MPa (Psi)	LE - max MPa (Psi)	RT - min MPa (Psi)	RT - max MPa (Psi)	Relação LE/RT	Alongamento
X70	1	485 (70300)	-	570 (82700)	-	-	a
X70Q	2	485 (70300)	635 (92100)	570 (82700)	760 (110200)	0,93	a

$A_f = C \frac{A_x c^{0,2}}{U^{0,9}}$

a Onde: C é constante (1940 para o sistema métrico e 625000 para o sistema imperial)
 A_xc é a área do corte transversal corpo de prova para o ensaio de tração (Expresso em in² ou mm²).
 U é o valor de LE especificado.

4.2 Procedimento de Soldagem

Após a conclusão dos processos de laminação a quente seguido dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento (ambos realizados em escala industrial), o tubo foi seccionado em diversos segmentos de aproximadamente 500mm de comprimento.

Posteriormente, foram confeccionados os chanfros em “J” (Figura 4.2 (a)) conforme dimensões sugeridas pela Norma API 1104-10 [59]. Em seguida os segmentos seccionados e chanfrados foram unidos pelos processos de soldagem (GTAW e GMAW) na posição plana (Figura 4.2 (b)). A soldagem foi realizada pela Empresa DELP Engenharia Mecânica S/A localizada na cidade de Vespasiano – MG.

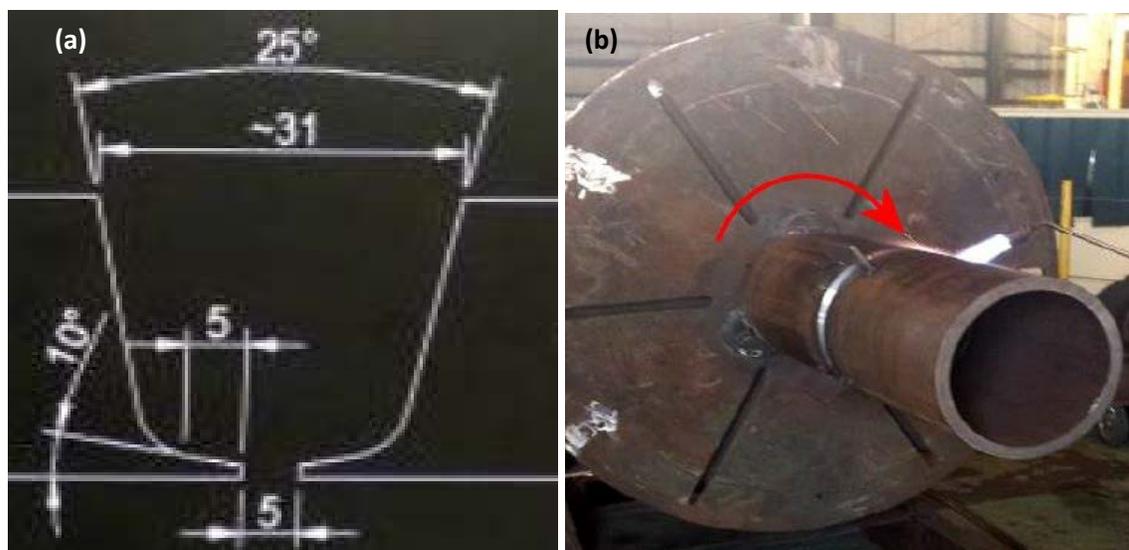


Figura 4.2 - (a) Esquema dimensional do chanfro de junta J [1] e (b) Evidência da soldagem em posição plana, onde os dois segmentos do tubo são conectados a uma base giratória.

Em um primeiro momento, os dois segmentos foram acoplados a um dispositivo giratório na forma de um “disco” conforme ilustrado pela Figura 4.2 (b). Tal equipamento estava conectado a um motor, sendo possível girar os segmentos de forma automática (no processo GMAW) além de se controlar a velocidade do processo. A velocidade de giro do disco foi definida conforme Equação 4.1, conhecendo-se os valores do diâmetro do tubo, tensão e corrente de processo afim de se de manter o aporte térmico próximo do objetivado.

$$\text{Tempo (s)} = \frac{\text{Aporte térmico (J mm}^{-1}\text{)} * \pi * \text{Diâmetro (mm)}}{\text{Tensão (V)} * \text{Corrente (A)}} \quad \text{Equação 4.1}$$

Após a montagem do “sistema”, os segmentos foram pré-aquecidos a uma temperatura de 150°C, sendo esta também objetivada como temperatura mínima entre passes [60]. Objetivou-se com o processo de pré-aquecimento diminuir a taxa de resfriamento reduzindo, dessa forma, o risco da formação de microestruturas de maior dureza. O controle de temperatura foi realizado utilizando-se de pirômetro ótico.

O passe de raiz, assim como os três subsequentes, foi realizado manualmente pelo processo GTAW. Objetivou-se no primeiro passe uma corrente de 100A e tensão de 10V enquanto que para os três passes posteriores uma corrente de 150A e tensão de 12V. Os três passes adicionais foram feitos com o intuito de se evitar perfuração durante o processo GMAW. Este processo, por sua vez, foi utilizado para os passes de enchimento e acabamento. A energia de soldagem (aporte térmico) foi objetivada em 1,40kJ/mm, sendo este valor definido baseado em alguns trabalhos técnicos realizados pela *Vallourec* em soldagem de materiais *Sour Service*.

A seguir são apresentados os processos, equipamentos e consumíveis utilizados:

>>> Passes de raiz:

- (a) Processo: GTAW – Manual
- (b) Fonte: Modelo *Precision TIG 375 (Lincoln Eletric)*
- (c) Consumíveis: Eletrodo AWS 5.18 ER 70S-3 (2,4 e 3,2mm de diâmetro)

Iniciou-se o processo com um eletrodo de 2,4mm. Entretanto alterou-se o diâmetro do mesmo para 3,2mm com o intuito de se obter maior volume de solda.

- (d) Gás de proteção e vazão: 99,9% Ar com vazão de 15 l/min.

>>> Passes de preenchimento e acabamento:

- (a) Processo: GMAW – Mecanizado (Tubo girando e tocha fixa)
- (b) Fonte: Modelo *Power Wave 455* (*Lincoln Electric*)
- (c) Consumíveis: Eletrodo AWS 5.28 ER 80D-2 (1,2mm de diâmetro)
- (d) Gás de proteção e vazão: 82% Ar e 18% CO₂ com vazão de 19 l/min.

A especificação química dos dois consumíveis utilizados está detalhada na Tabela 4.3.

Tabela 4.3 - Composição química especificada (% em massa) dos eletrodos [Conforme AWS].

COMPOSIÇÃO QUÍMICA EM MASSA										
Eletrodo	C	Si	Mn	P (máx)	Cu (máx)	S (máx)	Ni (máx)	Mo	V (máx)	Cr (máx)
ER 70S-3	0,06 - 0,15	0,45 - 0,75	0,90 - 1,40	0,025	0,50	0,035	0,15	0,15 máx.	0,03	0,15
ER 80S-D2	0,07 - 0,12	0,50 - 0,80	1,60 - 2,10	0,025	0,50	0,025	0,15	0,40 - 0,60	-	-

4.3 Processo de Deformação a Frio, Inspeção por END e Tratamentos Térmicos

Após o processo de soldagem foram usinadas amostras (denominadas neste projeto de “chapas”) do metal base e da região de solda. Tais chapas foram obtidas da espessura de parede do tubo conforme representado pela Figura 4.3. Este processo teve como intuito “remover” a curvatura do tubo para permitir a realização do processo de deformação a frio, sendo este executado no Laboratório Mecânico da VSB.

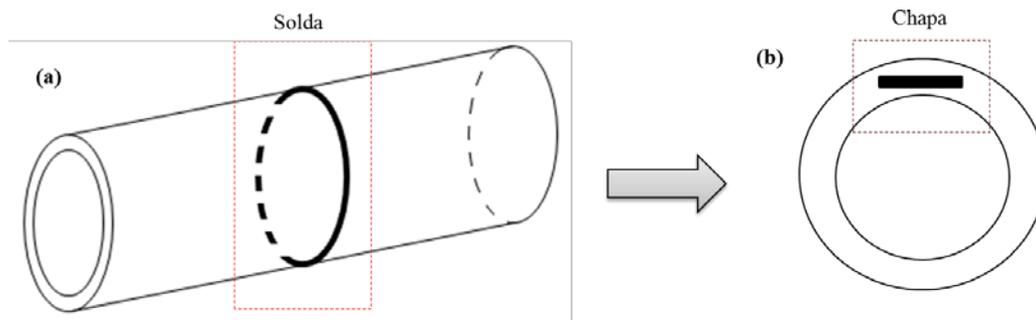


Figura 4.3 - (a) Representação esquemática dos segmentos soldados e (b) Representação esquemática da posição de usinagem da chapa para realizar a deformação a frio.

Pela Figura 4.4 e Tabela 4.4, respectivamente, pode-se visualizar a representação esquemática da chapa obtida a partir do tubo assim como as dimensões aplicáveis (após a conclusão do processo de usinagem).

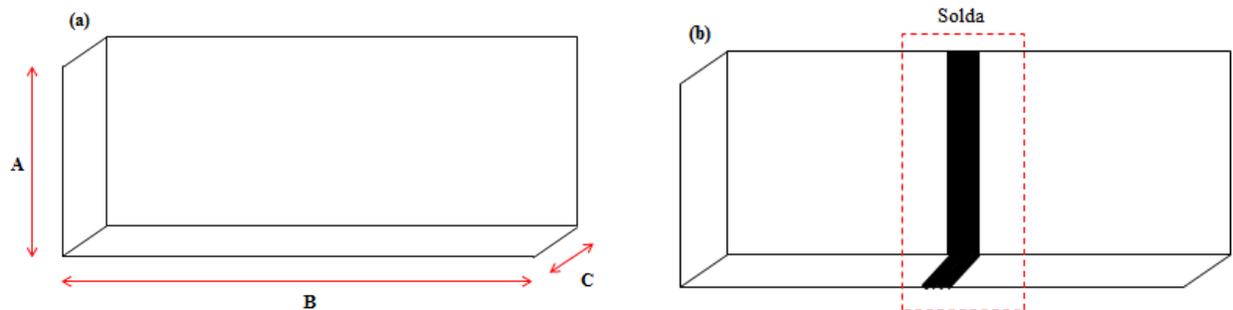


Figura 4.4 - Representação esquemática das chapas obtidas após processo de usinagem no (a) Metal base e (b) Região da solda.

Tabela 4.4 - Dimensões das chapas para realizar a deformação.

AMOSTRA (Dobramento)	
Cota	Dimensão (mm)
A	100,5
B	322,5
C	15,0

Das 35 chapas obtidas (tanto do metal base quanto da região soldada), 26 foram deformadas a frio objetivando-se os ângulos $\alpha = 10^\circ$ e 45° (as demais [9 chapas] foram utilizadas para caracterizar o material sem deformação). O equipamento utilizado é composto por dois pontos fixos de apoio nas extremidades e uma parte móvel central denominada cutelo com 50,8mm de diâmetro. Desta forma, posiciona-se a amostra nos pontos de apoio e posteriormente move-se o cutelo no sentido transversal à amostra, aplicando um esforço perpendicular ao eixo da mesma. Com isso, realiza-se uma deformação até que seja atingido o ângulo α previamente definido (sendo este medido utilizando-se de um goniômetro) conforme ilustrado pela Figura 4.5.

No caso das amostras da região soldada, optou-se por realizar a deformação (contato do cutelo com a chapa) na superfície dos passes de enchimento, ou seja, tal região sofreu um esforço

de compressão enquanto os passes mais próximos da raiz sofreram um esforço de tração. Em adição, para o correto posicionamento do cutelo no MS e na ZTA durante o processo de deformação, as chapas do metal de solda foram previamente atacadas com Nital 3%, com o intuito de se revelar tais regiões.

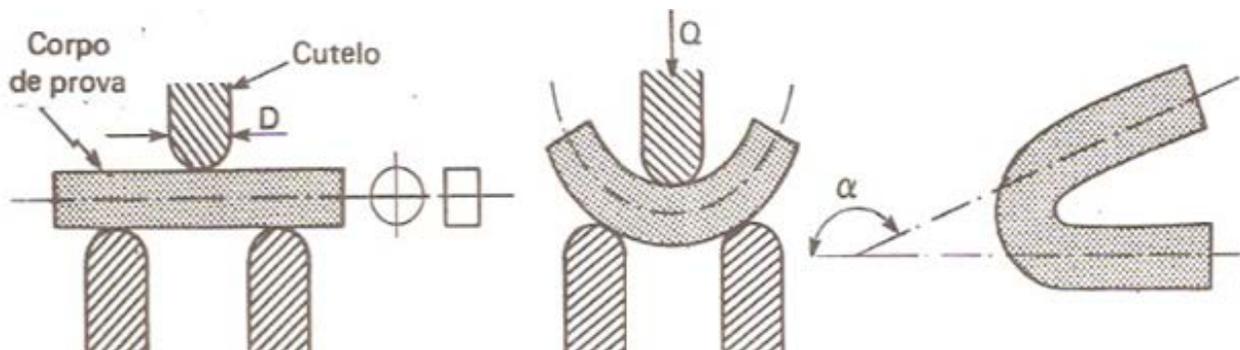


Figura 4.5 - Representação esquemática do processo de dobramento a frio, destacando-se o ângulo α pós deformação a frio.

A Figura 4.6 ilustra o equipamento (parte inferior do equipamento de tração) utilizado durante o processo de dobramento a frio no Laboratório Mecânico da VSB.



Figura 4.6 - Equipamento (do Laboratório da VSB) utilizado para realização da deformação.

Após a conclusão do processo de deformação a frio, todas as chapas foram inspecionadas por meio de ensaio não destrutivo por partículas magnéticas, a fim de se identificar quaisquer descontinuidades / defeitos provenientes do processo de deformação. Tal técnica consiste na inserção de um campo magnético (induzido por corrente elétrica) na peça. Existindo quaisquer descontinuidades superficiais no sentido perpendicular ao campo, ela faz com que o campo se desvie para fora da peça, formando o conhecido campo de fuga. Ao aplicar partículas magnéticas sobre a peça, essas são atraídas pelo campo, formando uma indicação visível da descontinuidade. Para tal trabalho foi utilizada a técnica Yoke, a qual consiste basicamente em uma barra de aço de altíssima permeabilidade em forma de “U”, onde é enrolado uma bobina, gerando o campo magnético longitudinal na barra que é conectada em pernas articuláveis à peça a ser inspecionada. A inspeção foi realizada conforme Normas ASTM E709 (2015) e ASTM 1444 (2016).

Posteriormente, 15 chapas (as demais [11 chapas] foram utilizadas para caracterizar o material apenas deformado, ou seja, sem TT) foram usinadas na região deformada a fim de se obter amostras/blocos retangulares de base quadrada conforme representação da Figura 4.7 e dimensões da Tabela 4.5. Tal operação objetivou diminuir o tamanho dos corpos de prova a serem tratados termicamente a fim de se otimizar tal processo.

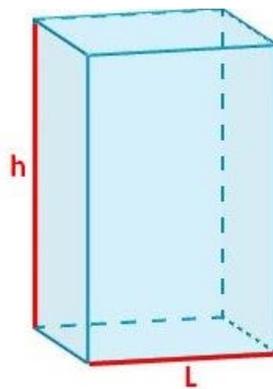


Figura 4.7 - Representação esquemática dos CPs usinados para realizar os tratamentos térmicos.

Tabela 4.5 - Dimensões das amostras para realizar os tratamentos térmicos.

AMOSTRA (Dobrimento)	
Cota	Dimensão (mm)
h	100,5
L	15,0

Após a usinagem, os CPs foram austenitizados a uma temperatura de 930°C durante 25 minutos em um forno à resistência elétrica (Figura 4.8). Em seguida, os mesmos foram resfriados rapidamente em água com agitação (temperatura ambiente) em um tanque de resfriamento. O revenimento pós-têmpera foi realizado a uma temperatura de 650°C durante 40 minutos. Todos os equipamentos (fornos e tanque) utilizados durante tal processo são da marca Industrial Heating. Utilizou-se de termopares para a medição da temperatura e garantia da conformidade da mesma com as temperaturas objetivadas.



Figura 4.8 - Forno de austenitização e tanque de água para a realização do processo de têmpera.

Conforme detalhado no diagrama da Figura 4.1, após a realização da deformação a frio e deformação a frio seguida de têmpera e revenimento das amostras provenientes do metal base e região de solda, as mesmas foram caracterizadas por ensaios mecânicos (tração e dureza) e análise microestrutural, conforme detalhado no tópico a seguir.

4.4 Caracterização Química, Mecânica e Microestrutural

Todas as caracterizações descritas nos tópicos abaixo foram realizadas no Laboratório Químico e Mecânico da VSB (Vallourec Soluções Tubulares do Brasil), nas unidades de Jeceaba (Rua Industrial, Jeceaba) e Barreiro (Av. Olinto Meireles, 65 - Das Indústrias I, Belo Horizonte).

4.4.1 Análise Química

A análise química foi realizada por meio do método de espectroscopia via emissão óptica. Tal técnica permite determinar o comprimento de onda / frequência de radiação emitida por cada elemento químico. O intuito de tal análise foi garantir que o metal base atende as especificações da Norma API 5L - 45ª edição - 12/2012.

Para tal projeto a análise química do MS foi realizada apenas na região de topo da solda, não sendo caracterizada a região da raiz.

4.4.2 Ensaios Mecânicos

4.4.2.1 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados conforme detalhado abaixo:

- (a) Equipamento: *EMIC – Instron*
- (b) Capacidade: 1000kN
- (c) Normas de ensaio: API 5L - 45ª edição - 12/2012 e ASTM A370 - 2012.
- (d) Corpo de prova: Tração de seção cilíndrica
- (e) Velocidade de ensaio: 1,55mm/min.
- (f) Condição de ensaio / Quantidade:

MB: 3 CPs.

MS: 3 CPs.

ZTA: 3 CPs

MB (deformado a frio – 10° e 45°): 2 CPs à 10° e 2 CPs à 45°.

ZTA e MS (deformado a frio – 45°): 2 CPs em cada região.

MB (deformado a frio - 10° - seguido de têmpera e revenimento): 3 CPs.

MB (deformado a frio - 45° - seguido de têmpera e revenimento): 3 CPs.

MS (deformado a frio - 10° - seguido de têmpera e revenimento): 3 CPs.

ZTA (deformado a frio - 10° - seguido de têmpera e revenimento): 3 CPs.

MS (deformado a frio - 45° - seguido de têmpera e revenimento): 3 CPs.

ZTA (deformado a frio - 45° - seguido de têmpera e revenimento): 3 CPs.

A representação esquemática do CP de tração de seção cilíndrica conforme diretrizes da Norma API 5L - 45ª edição - 12/2012, assim como as dimensões aplicáveis, são detalhadas na Figura 4.9 e na Tabela 4.6, respectivamente.

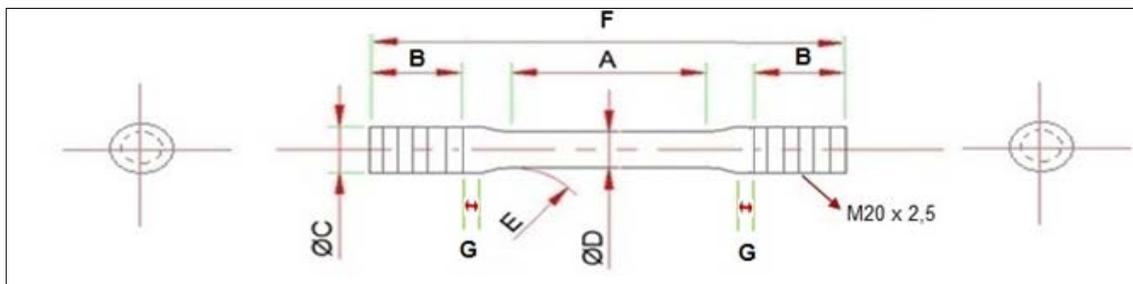


Figura 4.9 - Representação esquemática do CP utilizado para realização do ensaio de tração.

Tabela 4.6 - Dimensões do corpo de prova do ensaio de tração.

TRAÇÃO (Cilíndrica)	
Cota	Dimensão (mm)
A	59,2 (± 2,0)
B	10,0 (±1,0)
C	10,0 (±1,0)
D	6,0 (± 1,0)
E	10,0 (± 2,0)
F	100,0 (±1,0)
G	1,0 (± 0,5)

Como referência, no trabalho da Mariana Medeiros intitulado “Análise da Influência dos Parâmetros de Soldagem na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de uma Junta Soldada de Tubos Sem Costura API X70QS para Aplicações Linepipe Sour Service” foi realizado tração com CP de seção retangular no sentido transversal à solda (longitudinal ao sentido de laminação)

A representação esquemática da direção de retirada dos CPs para o ensaio de tração pode ser vista de forma detalhada na Figura 4.10 (o CP de tração foi retirado na direção transversal em relação ao sentido de laminação com o intuito de preservar e caracterizar a região deformada em sua totalidade - sem a necessidade de novo processamento após a etapa de deformação a frio).

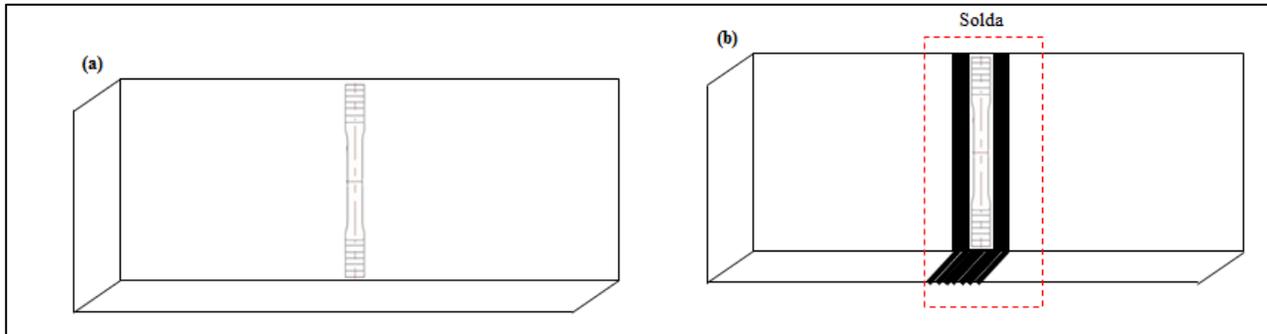


Figura 4.10 - Representação esquemática da direção de retirada dos corpos de prova de tração.

Observação: Para possibilitar o posicionamento do CP do ensaio de tração na região da ZTA foi realizado um pré-ataque da chapa com Nital 3% a fim de se revelar tal região. Além disso, em todas as condições descritas os CPs foram usinados na região central da parede do tubo.

4.4.2.2 Ensaio de Dureza

Os ensaios de dureza Vickers foram realizados conforme detalhado abaixo:

- (a) Equipamento: Durômetro Universal *Emcotest*
- (b) Capacidade: HV1 e HV10 (cargas de 1kgf e 10kgf, respectivamente)
- (c) Normas de ensaio: API 5L - 45ª edição - 12/2012 e ASTM A370 2012 / E384 2012
- (d) Corpo de Prova: Dureza transversal.
- (e) Condição de ensaio / Quantidade:

Perfil de dureza (MB, MS e ZTA): 1 CP (HV1 e HV10)

MB (deformado a frio – 10° e 45°): 2 CPs à 10° e 2 CPs à 45° (HV1)

ZTA e MS (deformado a frio – 45°): 2 CPs em cada região (HV1)

MB (deformado a frio - 10° - seguido de têmpera e revenimento): 3 CPs (HV1).

MB (deformado a frio - 45° - seguido de têmpera e revenimento): 3 CPs (HV1).

MS (deformado a frio - 10° - seguido de têmpera e revenimento): 3 CPs (HV1).

ZTA (deformado a frio - 10° - seguido de têmpera e revenimento): 3 CPs (HV1).

MS (deformado a frio - 45° - seguido de têmpera e revenimento): 3 CPs (HV1).

ZTA (deformado a frio - 45° - seguido de têmpera e revenimento): 3 CPs (HV1).

A representação esquemática do corpo de prova usinado conforme a Norma API 5L - 45ª edição - 12/2012 para a realização do perfil de dureza no MB, MS e ZTA, assim como suas dimensões aplicáveis, são evidenciadas na Figura 4.11 e na Tabela 4.7, respectivamente.

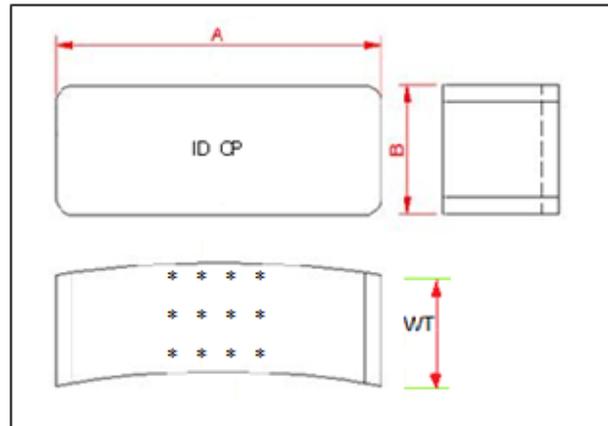


Figura 4.11 - Representação esquemática do corpo de prova utilizado para realização do ensaio de dureza (onde WT – Espessura de parede do tubo).

Tabela 4.7 - Dimensões do corpo de prova do ensaio de dureza.

DUREZA	
Cota	Dimensão (mm)
A	50,00 (± 1,00) mm
B	10,00 (± 1,00) mm
WT	21,00 (± 1,00) mm

Nota-se na Figura 4.12, a representação esquemática do procedimento adotado para a realização do perfil de dureza em HV10 tanto no metal base como na solda (MS e ZTA). Nesta é possível observar que as endentações foram realizadas à 1,5mm de ambas as superfícies externas (externo e interno da parede do tubo). Em adição, o distanciamento entre as endentações foi de 0,5mm conforme Norma ASTM A370 - 2012. No metal base foram utilizados os requisitos estabelecidos pela Norma API 5L - 45ª edição - 12/2012. No entanto para a ZTA e MS foram utilizados os requisitos estabelecidos pela Norma ASTM E384 - 2012.

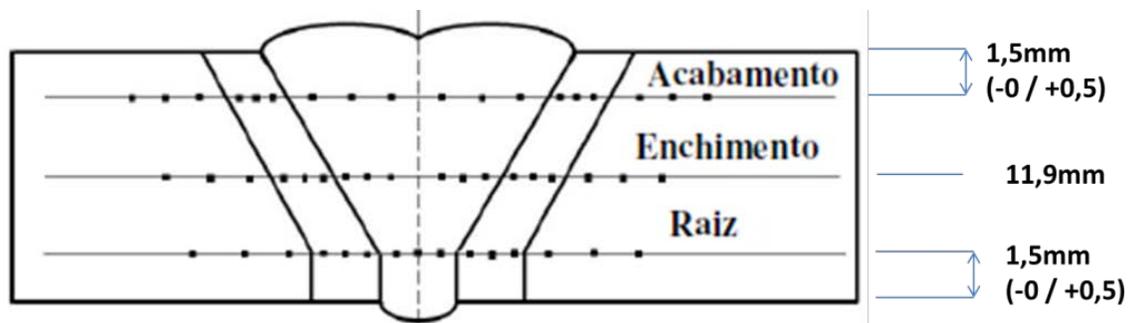


Figura 4.12 - Representação esquemática do perfil de dureza nas diferentes regiões da solda.

O perfil de dureza em HV1 foi realizado apenas na superfície interna e externa (1,5mm de ambas) visto que tal ensaio não é requisito para a aprovação de tal material – grau API X70Q.

Para a caracterização dos CPs (por meio do ensaio de dureza) das regiões que foram deformadas a frio, seguidas ou não dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, as amostras foram retiradas diretamente do corpo de prova utilizado para realizar o ensaio de tração. Ou seja, a amostra de dureza foi retirado das extremidades rosqueadas que são utilizadas para acoplamento no equipamento de tração, conforme representado na Figura 4. 13 (Letra B).

Observações: (a) O distanciamento entre endentações manteve-se igual a 0,5mm.

(b) Nesta condição foi realizado apenas o ensaio HV10 conforme requisito da Norma API 5L - 45ª edição - 12/2012.

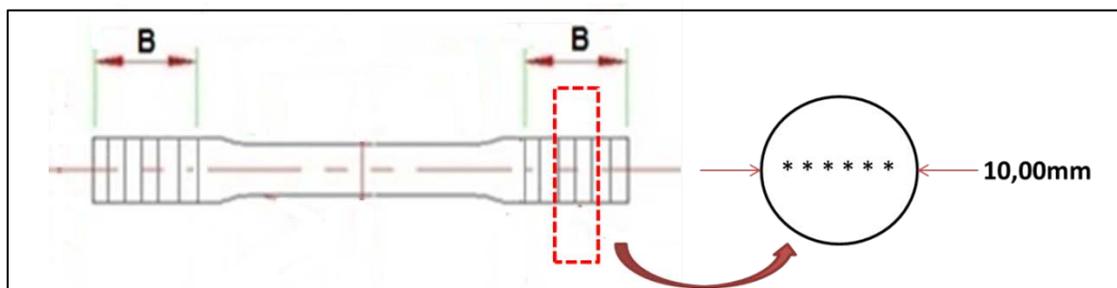


Figura 4.13 - Representação esquemática da retirada do corpo de prova para a realização do ensaio de dureza após o processo de deformação.

4.4.3 Análise Microestrutural

A análise microestrutural foi realizada conforme detalhado abaixo:

(a) Equipamento: Microscópio ótico automatizado Leica sendo as imagens obtidas por meio da câmera Leica Microsystems Ltda.

(b) Condição de ensaio / Quantidade: Após o corte e embutimento das amostras, os mesmos foram lixados utilizando-se de lixas nas sequências de 100, 180, 320, 600 e 1500 “mesh”, seguidos de polimento em pasta de diamante (0 - 1 μ m). Posteriormente, o material foi atacado com o reagente Nital 3% com o intuito de contrastar as microestruturas e revelar os contornos de grão e reagente Teepol (por 10 minutos) com o intuito de se revelar o tamanho de grão (baseado na Norma ASTM E112 – 2013).

Todas as condições propostas nesse trabalho (MB, ZTA e MS na condição normal, deformado a frio seguido ou não de tratamento térmico) foram avaliadas do ponto de vista microestrutural.

Para a caracterização dos materiais pós-deformação a frio e deformação a frio seguida de tratamentos térmicos, foram utilizados as amostras retiradas diretamente do corpo de prova utilizado para tração, ou seja, a amostra de microestrutura foi retirada das extremidades rosqueadas que são utilizadas para acoplamento no equipamento de tração (da mesma forma realizada para o ensaio de dureza).

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados obtidos em decorrência da soldagem, dobramento e caracterização mecânica x microestrutural do metal de base e solda antes e após o processo de deformação a frio seguido de têmpera e revenimento, adotando a metodologia apresentada no capítulo anterior.

5.1 Procedimento de Soldagem

Na Figura 5.1 apresenta-se, esquematicamente, o perfil da junta soldada obtida. Na Tabela 5.1 apresentam-se os valores dos parâmetros de soldagem utilizados. Os dados com todos os parâmetros referentes a cada um dos 22 passes realizados estão apresentados no Apêndice deste trabalho. Durante a soldagem utilizou-se um *backing* cerâmico de formato côncavo na raiz.

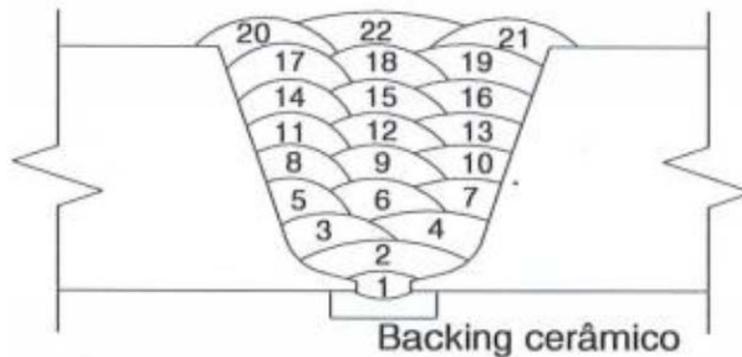


Figura 5.1 - Representação do perfil final da solda apresentando o número de passes aplicados na soldagem de tubos do grau API 5L X70Q.

Tabela 5.1 - Parâmetros da soldagem realizada em tubos do grau API 5L X70Q.

ESPECIFICAÇÃO DO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM						
PARÂMETROS						
Passes	Processo	Consumível	Diâmetro (mm)	Corrente (A)	Tensão (V)	Aporte Térmico (kJ/mm)
Raíz (1º passe)	GTAW	ER70S-3	2,4	95 ± 5	10,5 ± 0,50	1,13
Raíz (2º ao 4º passe)	GTAW	ER70S-3	2,4 e 3,2	175 ± 25	11,5 ± 0,50	1,70 ± 0,22
Enchimento	GMAW	ER80S-D2	1,2	290 ± 10	26,5 ± 0,50	1,41 ± 0,02
Acabamento	GMAW	ER80S-D2	1,2	290 ± 10	26,5 ± 0,50	1,40 ± 0,01

5.2 Procedimento de Deformação a Frio, Inspeção por END e Tratamentos Térmicos

Conforme detalhado na Tabela 5.2, ao todo foram preparadas / usinadas 35 chapas, sendo elas utilizadas para caracterizar o MB, ZTA e o MS antes e pós-deformação a frio seguido dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento.

Tabela 5.2 - Relação de quantidade de chapas preparadas por condição de caracterização.

x	Sem curvamento	Deformado 10°	Deformado 10° + TT	Deformado 45°	Deformado 45° + TT
Metal base	3	2	2	3	3
ZTA	3	-	2	3	3
ZF	3	-	2	3	3

Na Figura 5.2 evidencia-se o passo a passo do processo de deformação das chapas assim como a medição do ângulo resultante, onde (a) representa a chapa usinada proveniente do tubo, (b) representa a chapa sendo deformada a frio, (c) representa a chapa já deformada e (d) representa o processo de medição do ângulo resultante utilizando-se de um goniômetro.

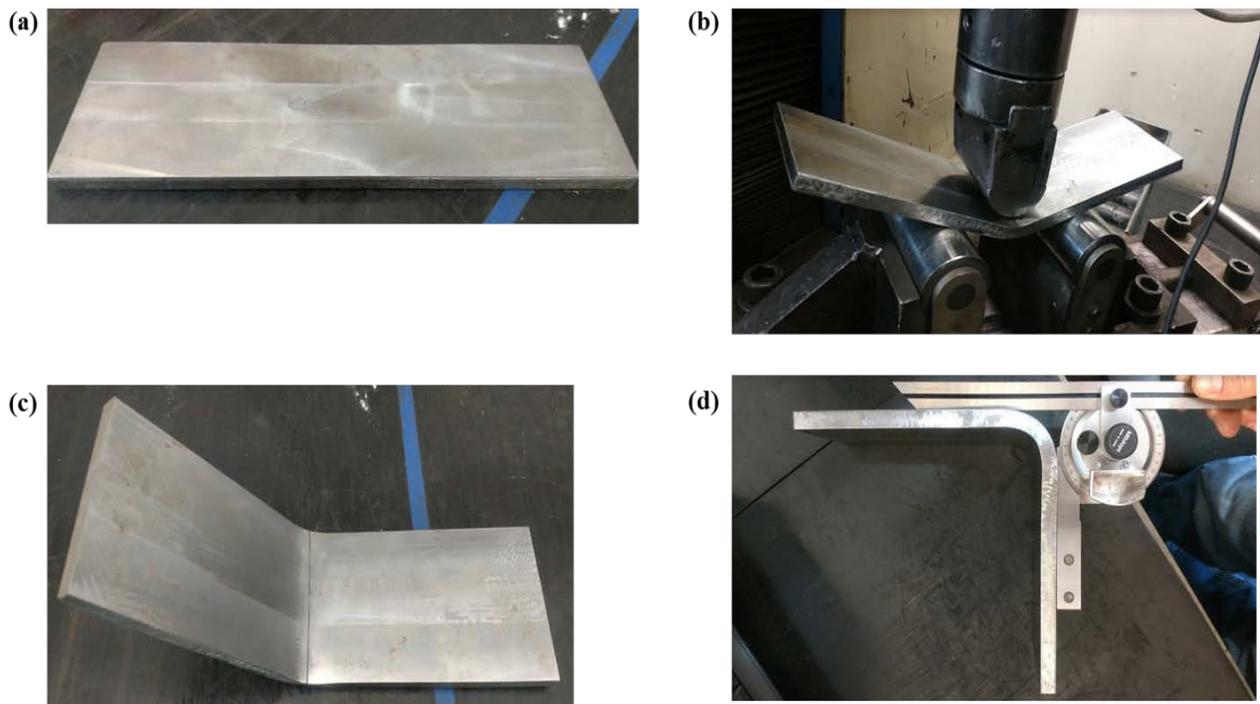


Figura 5.2 - Representação esquemática do processo de deformação à frio das chapas.

Vale ressaltar que as marcas (sentido longitudinal) visualizadas na Figura 5.2 são referentes ao processo de usinagem. O MS e ZTA foram posicionados no sentido transversal (como já dito) com o intuito de se preservar tais regiões em sua totalidade.

A fim de se posicionar corretamente o cutelo no MS e ZTA durante a deformação a frio, foi realizado um ataque prévio na chapa utilizando-se de Nital 3% para revelar tais regiões, sendo a região a ser deformada a frio destacada com a utilização de marca tubos (caneta) conforme evidenciado na Figura 5.2 (c).

No que tange a inspeção END, inicialmente foi realizada a preparação da superfície externa das chapas, limpando as mesmas utilizando-se de panos umedecidos em solvente. Posteriormente, foi executado o teste “capacidade de levantamento de massa”, a fim de garantir que o equipamento utilizado possui capacidade de criar um campo magnético suficiente para elevar um corpo de prova padronizado de 4,5kg. Na Figura 5.3 evidencia-se o passo a passo do restante do processo de inspeção por partículas magnéticas através do equipamento *Yoke* (modelo *HMM6*) propriamente dito, onde (a) representa a verificação de sensibilidade do procedimento, a fim de assegurar que o equipamento utilizado possui capacidade de criar um campo magnético suficiente para gerar um campo de fuga na descontinuidade, atraindo as partículas magnéticas para tal local. Para tal utilizou-se de uma amostra de alta permeabilidade ferromagnética com defeitos paralelos pré-fabricados - *Castrol 2*. Em ambos os testes, “capacidade de levantamento de massa” e “detecção de defeitos”, o equipamento foi devidamente aprovado. (b) representa a inspeção via seco das chapas na posição que sofreu esforço trativo durante a deformação e (c) representa a inspeção via seco das chapas na posição que sofreu esforço de compressão durante a deformação. Em ambos os casos, (b) e (c), utilizaram-se partículas magnéticas via seco (modelo *Supermagna RW 222*), sendo o equipamento posicionado nos sentidos longitudinal e oblíquo em relação à chapa a fim de se detectar quaisquer descontinuidades em todas as direções.

Após inspeção, não foi detectado nenhuma descontinuidade / defeito proveniente do processo de deformação a frio, sendo as chapas consideradas aprovadas conforme diretrizes estabelecidas pelas normas regulamentadoras - Normas ASTM E-709 (ano 2015) e ASTM E-1444 (ano 2016). Em testes de deformação a frio feito em escala industrial (tubos de 608mm e 760mm de diâmetro externo) observou-se a formação de imperfeições, tais como ondulações na superfície externa do material [54]. Dessa forma, a escolha dos parâmetros do processo de

deformação a frio é de suma importância, pois a formação de defeitos neste processo pode inviabilizar a aplicação do tubo deformado.

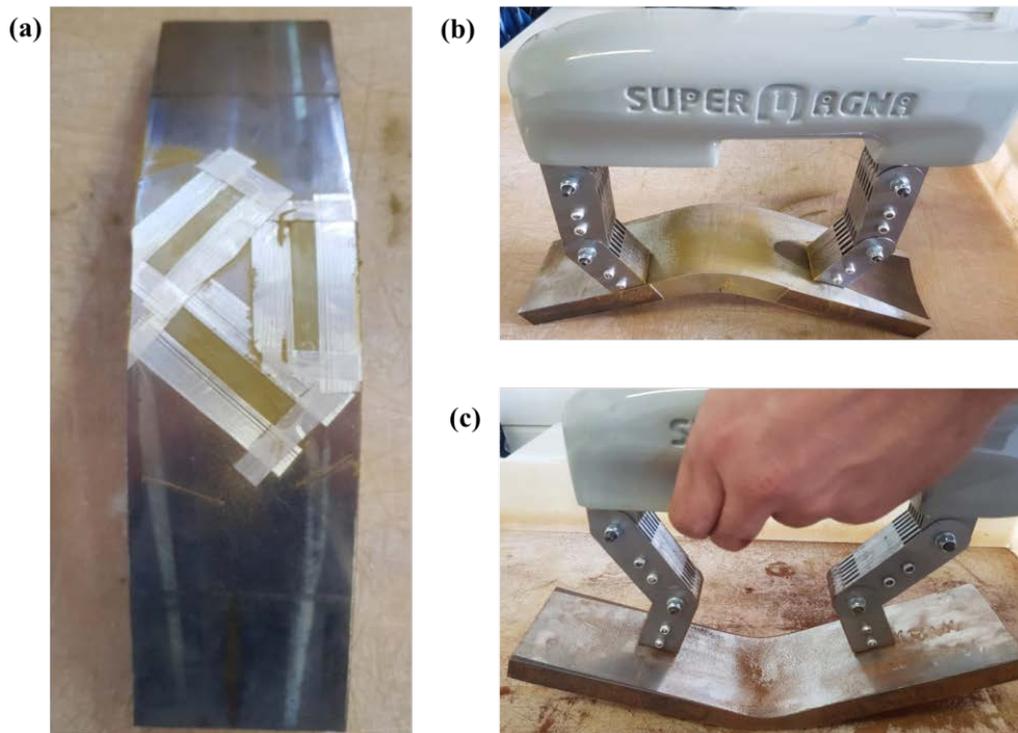


Figura 5.3 - Representação esquemática da inspeção END onde: **(a)** Verificação de sensibilidade, **(b)** Inspeção na região que sofreu tração e **(c)** Inspeção na região que sofreu compressão.

Após a realização do END, 15 chapas foram usinadas na região deformada a frio para se obter amostras / blocos retangulares de base quadrada a fim de se realizar os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento. As temperaturas de austenitização e revenimento variaram em $\pm 2^{\circ}\text{C}$ dos valores nominais / objetivados de 930°C e 650°C , respectivamente.

5.3 Análise Química

Os resultados de análise química obtidos para o metal de base (grau API X70Q) estão em acordo com o especificado pela Norma API 5L - 45ª edição - 12/2012 conforme valores apresentado na Tabela 5.3, incluindo CE e PCM que possuem como exigência valores máximos

de 0,42 e 0,25, respectivamente. Como pode ser observado, os valores encontrados para CE e PCM são baixos, garantindo a tal material uma excelente soldabilidade.

Tabela 5.3 - Composição química em massa (%) para o MB do grau API X70Q.

Elemento	C	Si	Mn	P	S	V	Nb	Ti	CE	PCM
%	0,08	0,26	1,40	0,008	0,015	0,037	0,023	0,002	0,35	0,10

Já os resultados obtidos na análise química do metal de solda (passes de acabamento) são apresentados na Tabela 5.4. Os valores encontrados para o CE e PCM atendem aos requisitos estabelecidos pela Norma API 5L - 45ª edição - 12/2012. Vale ressaltar que para tal produto, devido ao teor de carbono ser inferior à 0,12%, apenas os resultados de PCM são aplicáveis.

Tabela 5.4 - Composição química em massa (%) para o MS.

Elemento	C	Si	Mn	P	S	V	CE	PCM
%	0,08	0,64	1,65	0,013	0,012	0,006	0,40	0,20

5.4 Caracterização Microestrutural

Neste tópico são apresentados os resultados de microestrutura resultantes das análises em Microscopia Ótica (MO) para as condições abaixo:

- (a) Metal base;
- (b) Junta soldada (MS e ZTA);
- (c) Metal base (deformado a frio - 10° e 45°);
- (d) ZTA e MS (deformado a frio - 45°);
- (e) Metal base (deformado a frio - 10° e 45° - seguido de têmpera e revenimento);
- (f) MS (deformado a frio - 10° e 45° - seguido de têmpera e revenimento);
- (g) ZTA (deformado a frio - 10° e 45° - seguido de têmpera e revenimento);

5.4.1 Metal Base

Conforme apresentado na Figura 5.4, sugere-se que o metal base é formado basicamente por ferrita e bainita na região central da parede do tubo, em concordância com alguns trabalhos encontrados na literatura para graus API X70 e X80 comerciais [40]. Observa-se, porém, trabalhos onde se obteve apenas martensita revenida [8] para o grau X70 e bainita com ilhas de martensita para o grau X65Q [61, 62].

A microestrutura resultante pode ser uma consequência do processo de tratamento térmico aplicado (têmpera em tanque), assim como da composição química utilizada (baixo teor de carbono), geralmente aplicada para a obtenção de tais materiais. Com tal combinação (processo produtivo e composição química) não se obteve a formação de microestruturas de dureza ainda mais elevada (martensita).

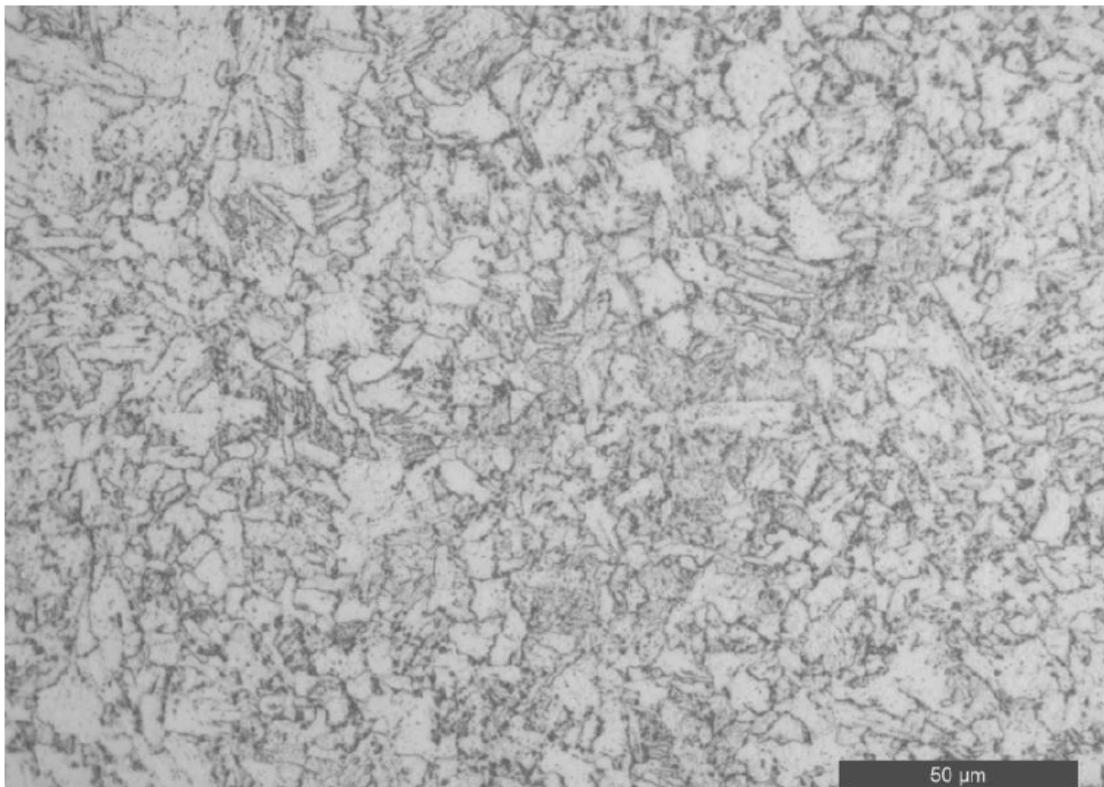


Figura 5.4 - Micrografia óptica do metal base na região central da espessura de parede para tubo API 5L X 70Q com aumento de 500x - Ataque Nital 3% [63].

5.4.2 Junta Soldada (MS e ZTA)

a) Macrografia

A Figura 5.5 apresenta a macrografia da seção transversal da solda. Na seção analisada pode-se observar ausência de descontinuidades (como poros) provenientes do processo de soldagem ou falta de fusão na solda em questão.

Este bom resultado pode estar diretamente associado à geometria do chanfro “J” e às técnicas / parâmetros de soldagem utilizados. Em soldagens utilizando-se do mesmo chanfro “J”, alterando-se apenas o aporte térmico, obteve-se a mesma qualidade de solda – sem presença de defeitos (ou seja, o aporte térmico não interferiu na qualidade da solda resultante) [63]. Já em soldagens utilizando-se do chanfro de geométrica $\frac{1}{2}V$ (também considerado estreito) observou-se falta de fusão, sobretudo no lado reto do chanfro, sendo tal evento associado à insuficiência da energia de soldagem para fundir as laterais do bisel ou pelo posicionamento incorreto da tocha durante a soldagem [64]. Tal problema encontrado teve impacto direto nas propriedades mecânicas do MS, reduzindo o limite de escoamento e resistência à tração do material nesta região levando-o a não atingir os resultados esperados para o material em questão (grau API X65Q) [61, 62]. Este fenômeno pode apresentar riscos ao projeto *pipeline* pois é interessante que o MS apresente uma resistência mecânica semelhante ou melhor do que o restante do tubo.

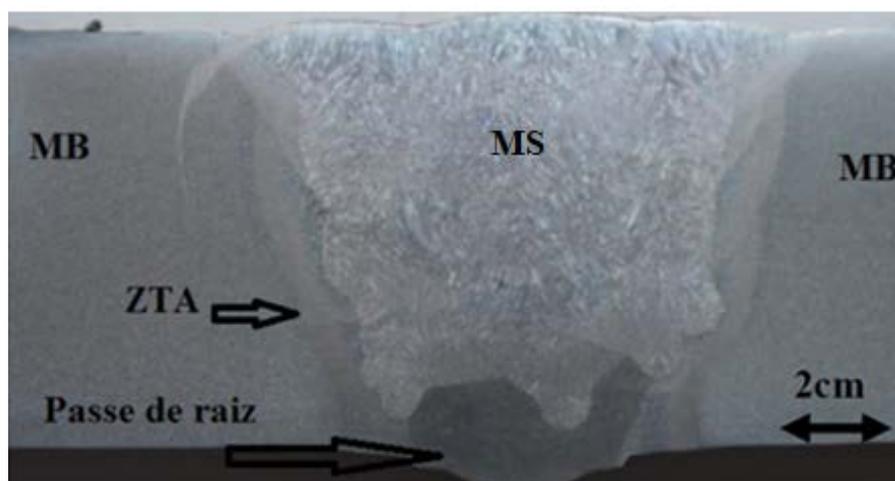


Figura 5.5 - Macrografia de junta soldada apresentando o MB, ZTA e MS para tubo API 5L X 70Q soldado utilizando-se os processos GTAW e GMAW – Ataque Nital 3% [63].

b) Micrografia

A Figura 5.6 apresenta a microestrutura no MS nos passes de raiz. Esta apresentou grãos de ferrita e carbonetos. Isto é consequência do reaquecimento do cordão de solda da raiz pelos passes subsequentes, gerando um tratamento térmico de normalização estando, tal resultado, em acordo com o descrito na literatura [35]. Já em alguns trabalhos que utilizaram da técnica de soldagem GMAW em tubos dos graus X65 e X70 observou-se a formação de ferrita primária, ferrita com segunda fase e ferrita acicular [8, 9, 61].

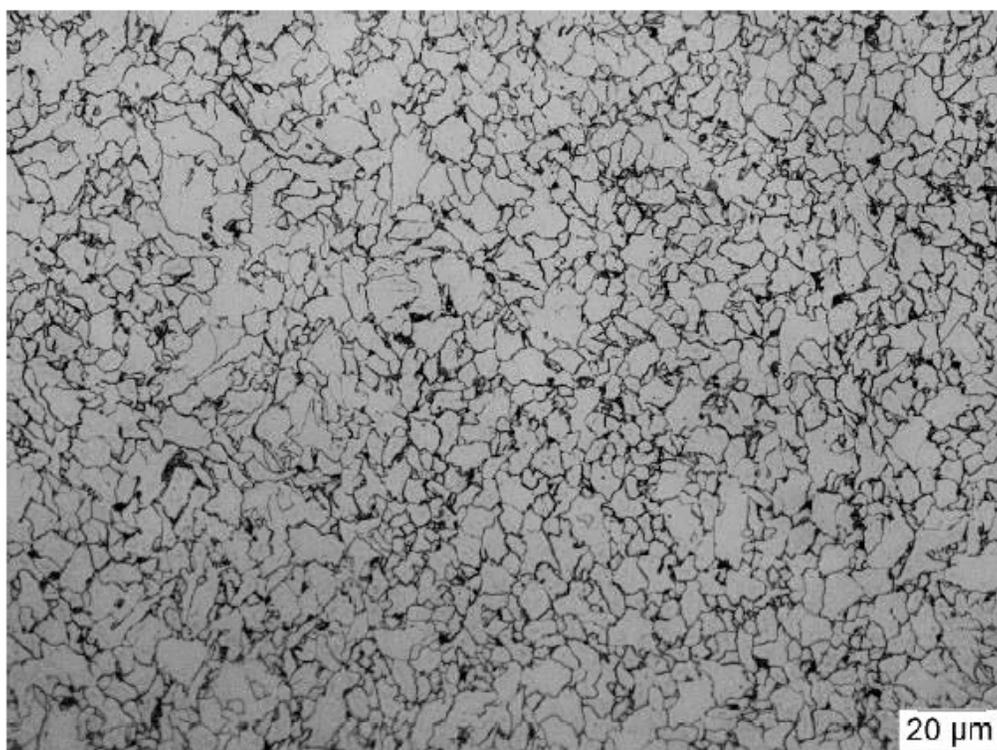


Figura 5.6 - Microestrutura do MS nos passes de raiz para tubo do grau API 5L X70 soldado com aumento de 1000x - Ataque Nital 3% [63].

As Figuras 5.7 e 5.8 apresentam a microestrutura do MS no último passe (topo). Observa-se uma microestrutura basicamente bainítica sem quantidade significativa de ferrita primária. Constatam-se algumas ripas maiores, estando estas associadas a uma baixa velocidade de resfriamento de tal região, possibilitando um maior crescimento do tamanho do grão bainítico.

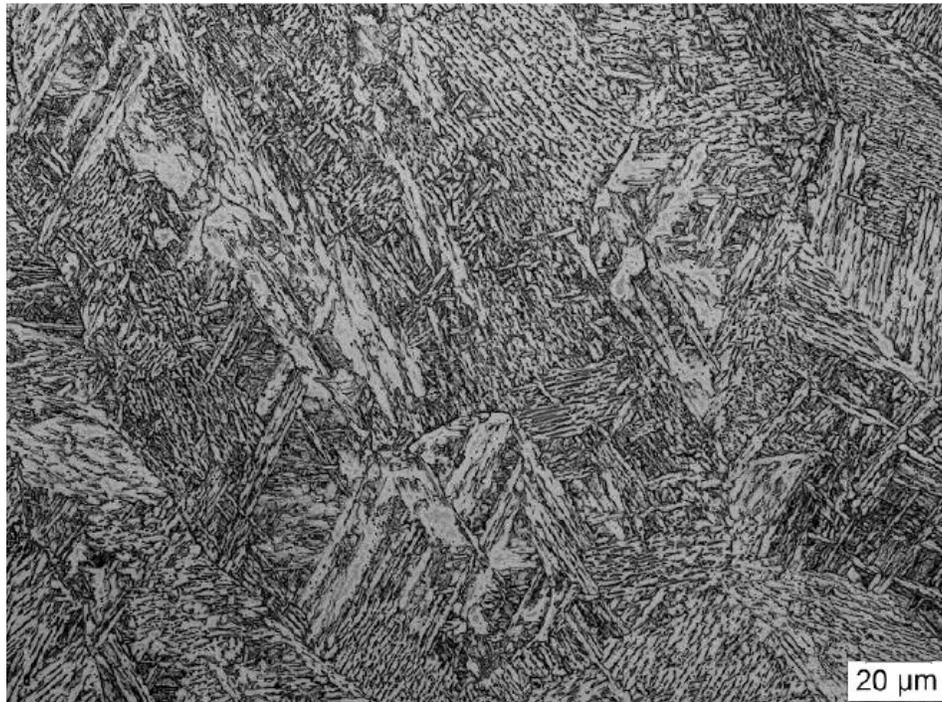


Figura 5.7 - Microestrutura do MS no último passe para tubo do grau API 5L X70 soldado com aumento de 1000x - Ataque Nital 3% [63].

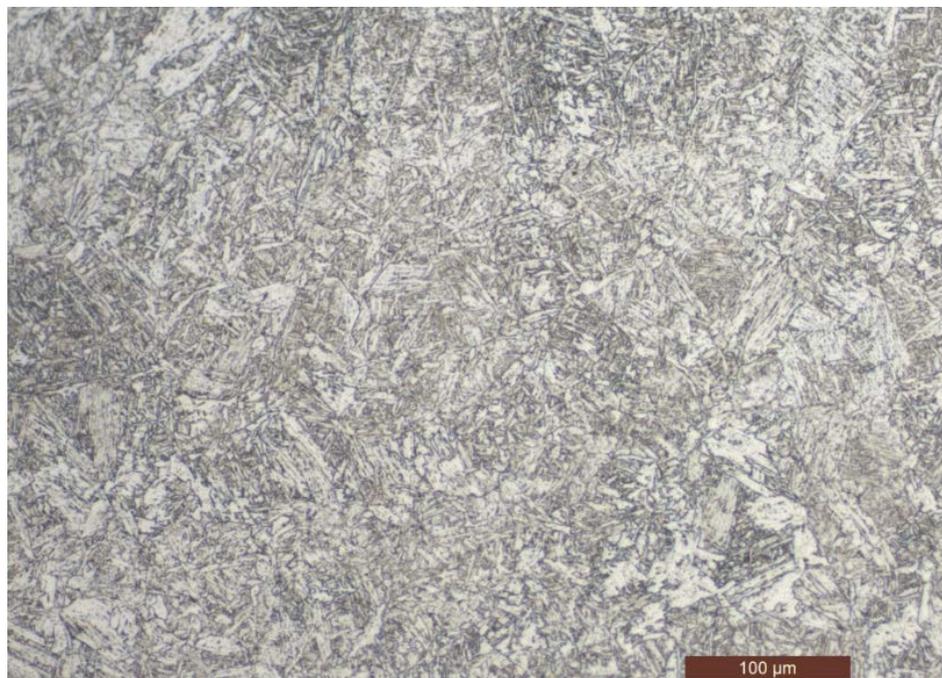


Figura 5.8 - Microestrutura do MS nos último passe para tubo do grau API 5L X70 soldado com aumento de 200x - Ataque Nital 3%.

A Figura 5.9 apresenta a microestrutura de grãos grosseiros da ZTA no topo da junta soldada. Observa-se uma estrutura predominantemente bainítica, sendo possível notar os contornos de grãos da austenita prévia.

Microestruturas bainíticas similares foram encontradas na região de grãos grosseiros com tempos de resfriamentos entre 800° e 500°C (Δt 8/5) entre 20 e 19 segundos em trabalhos que objetivaram avaliar a microestrutura e resistência à fratura da ZTA em tubos do grau API X70 soldados em campo [48].



Figura 5.9 - Microestrutura na região de topo da ZTA para tubo grau API 5L X70 soldado com aumento de 1000x - Ataque Nital 3% [63].

A Figura 5.10 apresenta a microestrutura da ZTA próxima à raiz da solda. Observa-se uma estrutura formada por ferrita e carbonetos, sendo possível notar que os grãos de ferrita são qualitativamente grandes e de aspecto alongado, sugerindo que tais imagens tratam de regiões reaquecidas intercriticamente.

Na soldagem multipasse ocorre uma interação entre os cordões de solda e as regiões submetidas a dois ou mais ciclos térmicos. Assim as zonas que haviam sido formadas pelo passe anterior são alteradas pelos ciclos térmicos proveniente do novo cordão de solda, com isso tem-se a formação de regiões mistas [65].

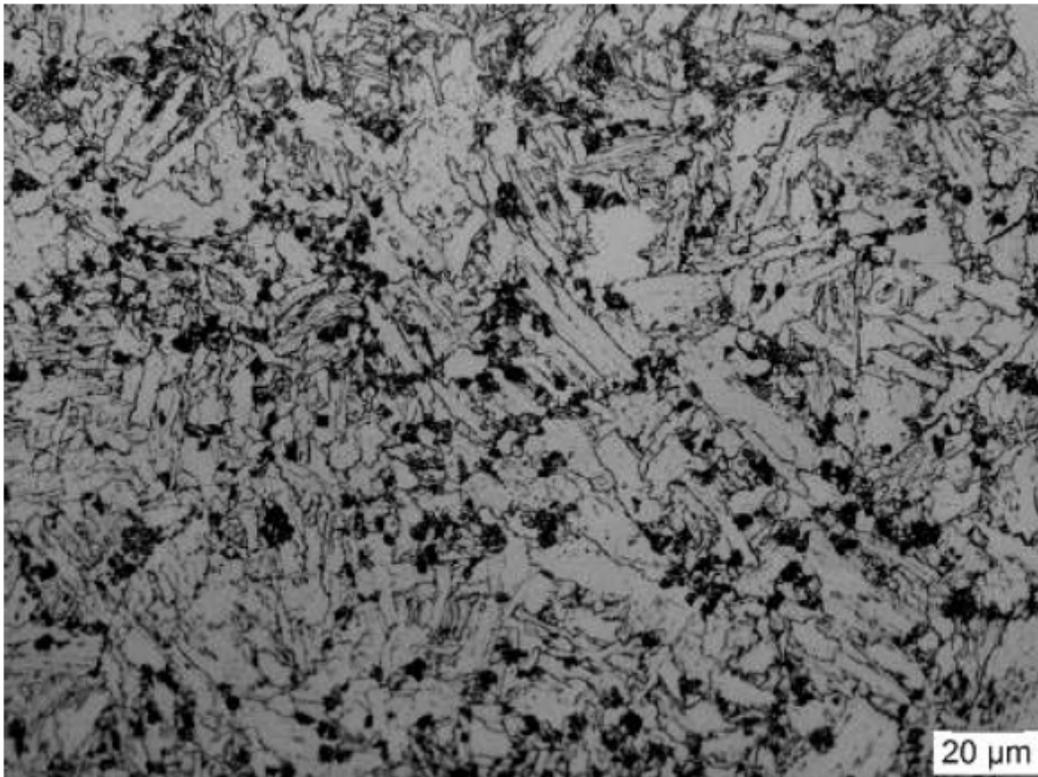


Figura 5.10 - Microestrutura na região de raiz da ZTA para tubo grau API 5L X70 soldado com aumento de 1000x - Ataque Nital 3% [63].

A Figura 5.11 tem como intuito apresentar a linha de fusão na região central da junta. Na imagem por MEV é possível observar as regiões de ZF e ZTA. Já na imagem por microscópio óptico é possível observar todas as regiões, ou seja, ZF, ZTA e MS. Nota-se o crescimento de grão da ZTA e o crescimento epitaxial de grãos a partir da linha de fusão.

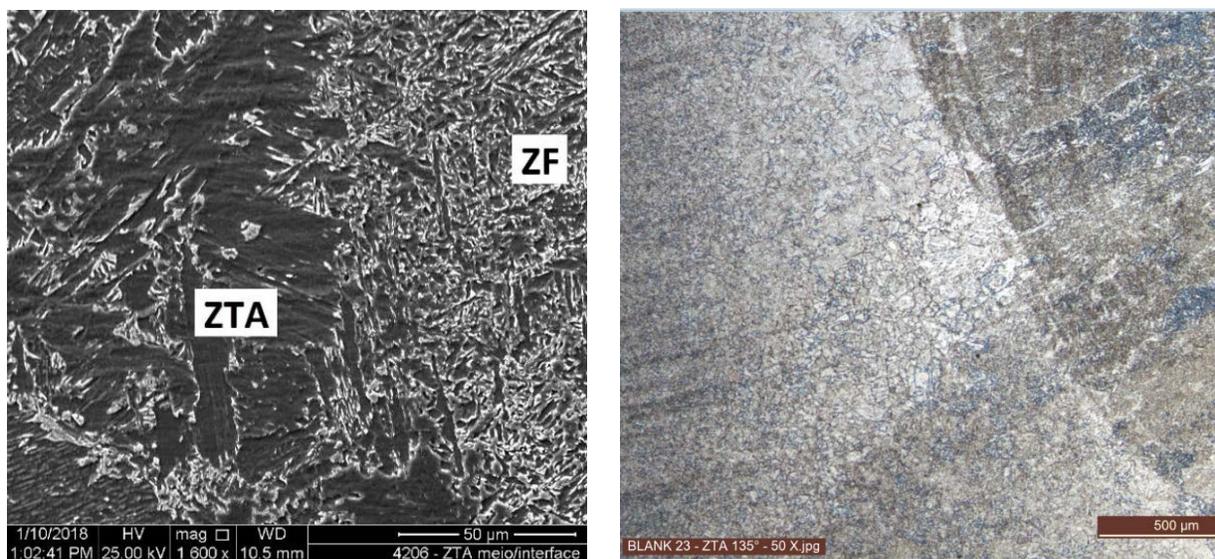


Figura 5.11 - Região de interface entre ZTA e MS no MEV (aumento: 500x) [63] e microscópio ótico (aumento: 50x) respectivamente de tubos API X70Q soldados - Ataque Nital 3%.

5.4.3 MB (deformado a frio – 10° e 45°)

Conforme apresentado nas Figuras 5.12 e 5.13 observa-se a microestrutura do MB após o processo de deformação a 10° e 45°, respectivamente. Em ambos os casos, sugere-se a presença de grãos de bainita e ferrita, sem nenhuma diferença visual se comparado à microestrutura do MB apresentado na Figura 5.4 e entre as duas angulações. Tal resultado já era esperado, visto que a deformação a frio aplicada não é severa a ponto de implicar na alteração do formato do grão (o que ocorre, por exemplo, em outros processos de deformação). Em adição, como não houve nenhum tipo de aporte térmico no material, não poderia haver alteração microestrutural. Em trabalhos que objetivaram estudar o impacto do processo de envelhecimento em tubos do grau X65, também não se observaram alterações microestruturais no material uma vez que o envelhecimento implica em alterações apenas no nível de discordâncias [8].

Entretanto, pelo processo de deformação a frio, é esperado (e confirmado pelos resultados mecânicos apresentados no próximo tópico) que tais amostras apresentem um aumento na tensão residual e multiplicação de discordâncias. Porém, para visualizar tal fenômeno, seria necessária a caracterização de tais amostras pela técnica MET (Microscópio Eletrônico de Transmissão), sendo tal recurso não disponível para a execução deste trabalho.

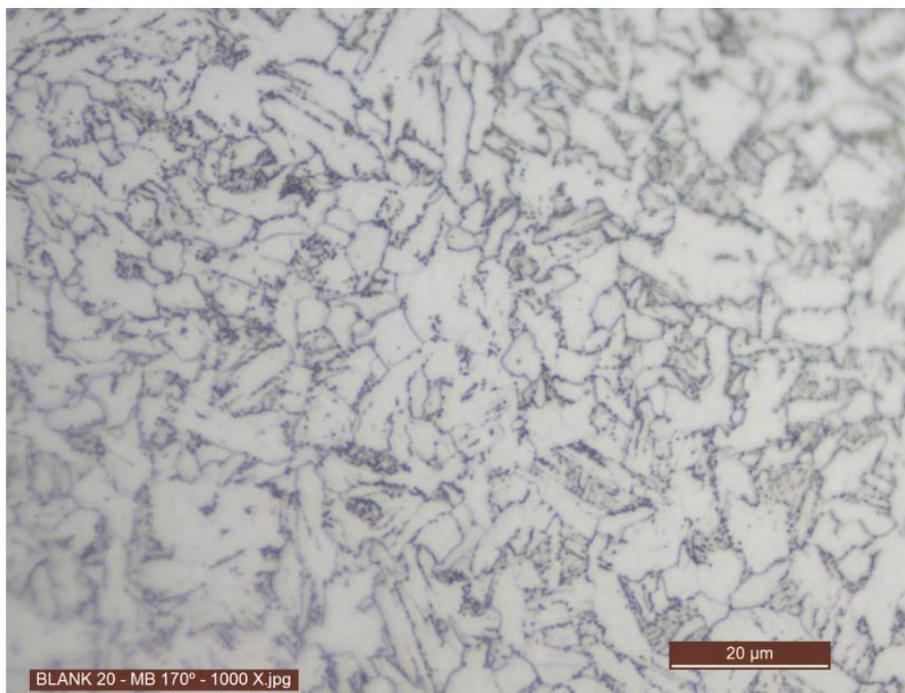


Figura 5.12 - Micrografia óptica do metal base deformado à 10° na região central da espessura de parede para tubo API 5L X70Q com aumento de 500x - Ataque Nital 3%.

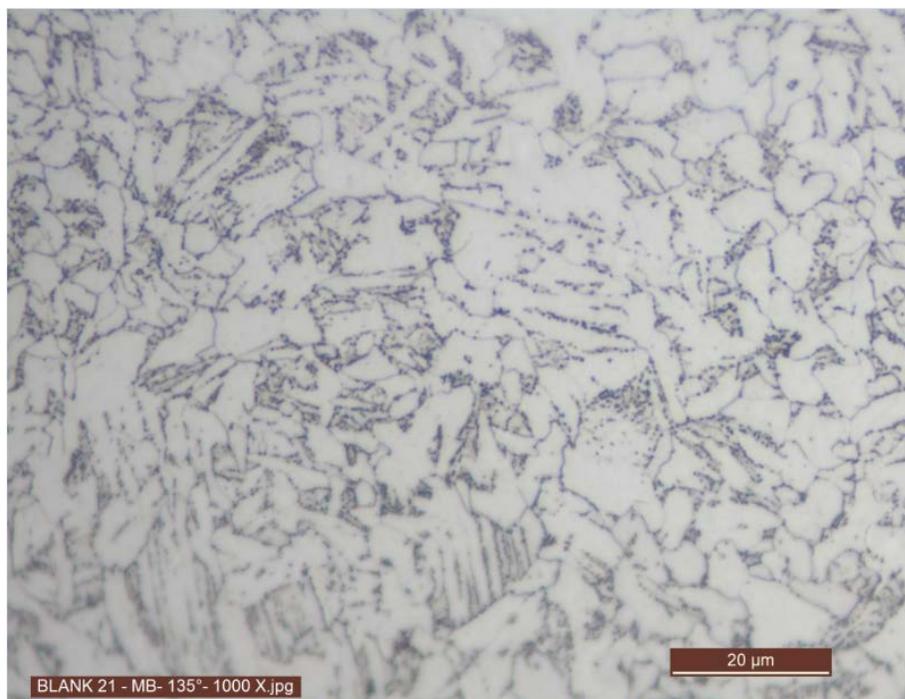


Figura 5.13 - Micrografia óptica do metal base deformado à 45° na região central da espessura de parede para tubo API 5L X70Q com aumento de 500x - Ataque Nital 3%.

5.4.4 MB (deformado a frio – 10° e 45° – seguido de têmpera e revenimento)

Conforme apresentado nas Figuras 5.14 e 5.15, observa-se a microestrutura do MB após o processo de deformação a frio nos ângulos de 10° e 45°, seguido do procedimento de têmpera e revenimento. Em ambos os casos, sugere-se (pela análise em microscópio ótico) uma microestrutura composta basicamente de bainita com poucas ilhas de ferrita. Se comparado ao resultado obtido para o MB apresentado na Figura 5.4, observa-se que a microestrutura alterou-se de “bainita + ferrita” para “predominantemente bainítica”. Tal modificação na microestrutura pode ser justificada por dois fatores principais: tratamento térmico realizado e o baixo teor de carbono e elementos de liga do MB (caso o material apresentasse um maior teor de carbono poderia se formar martensita ao invés de bainita). Também era esperado um refino de grão da microestrutura, proveniente do processo de têmpera e revenimento propriamente dito.

Comparando-se os resultados obtidos para os diferentes ângulos, não se observa variação significativa na microestrutura e no tamanho de grão, sendo tal análise corroborada pelos resultados mecânicos encontrados durante os ensaios mecânicos para ambas as condições.

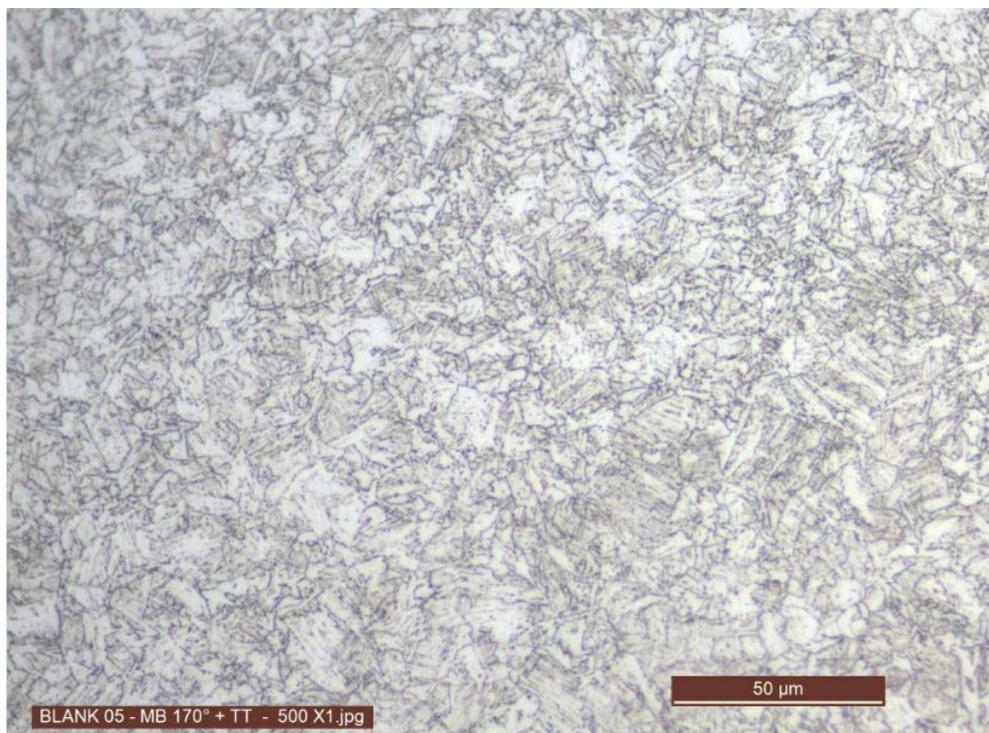


Figura 5.14 - Micrografia ótica do metal base deformado à 10° + tratamento térmico para tubo API 5L X70Q com aumento de 500x - Ataque Nital 3%.

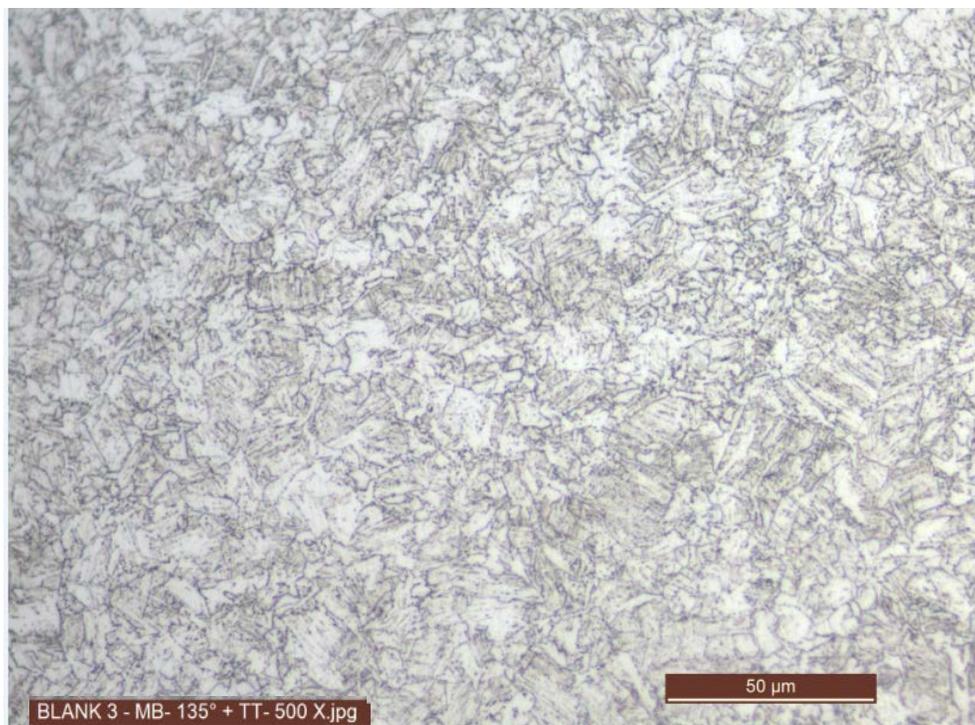


Figura 5.15 - Micrografia óptica do metal base deformado à 45° + tratamento térmico para tubo API 5L X70Q com aumento de 500x - Ataque Nital 3%.

5.4.5 ZTA e MS (deformado a frio – 45°)

Conforme apresentado na Figura 5.16 observa-se a microestrutura da ZTA após o processo de deformação a 45°. Sugere-se uma microestrutura formada basicamente por ferrita e bainita, diferentemente do encontrado na Figura 5.10 (ferrita e carbonetos). Tal diferença está associada à heterogeneidade de tal região da ZTA e não ao processo de deformação em si. Como já dito anteriormente (no tópico 5.4.3), a deformação a frio aplicada não é tão severa a ponto de implicar na alteração no formato dos grãos.

A Figura 5.17 apresenta a microestrutura do MS após o processo de deformação a 45°. Sugere-se uma microestrutura basicamente ferrítica com alguns carbonetos, semelhante a microestrutura do MS apresentada na Figura 5.6. Pela semelhança de microestruturas, é possível notar que essa caracterização ocorreu no meio da ZF, sendo a microestrutura dessa região impactada pelos passos subsequentes da soldagem.

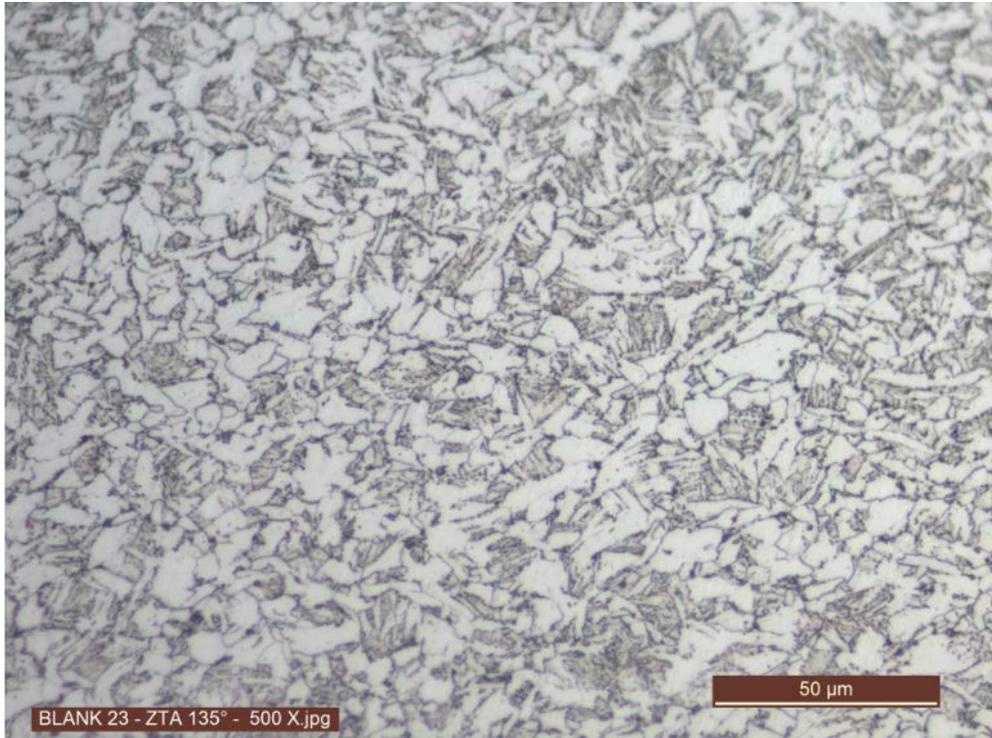


Figura 5.16 - Micrografia óptica da ZTA deformada à 45° para um tubo API 5L X70Q com aumento de 500x - Ataque Nital 3%.

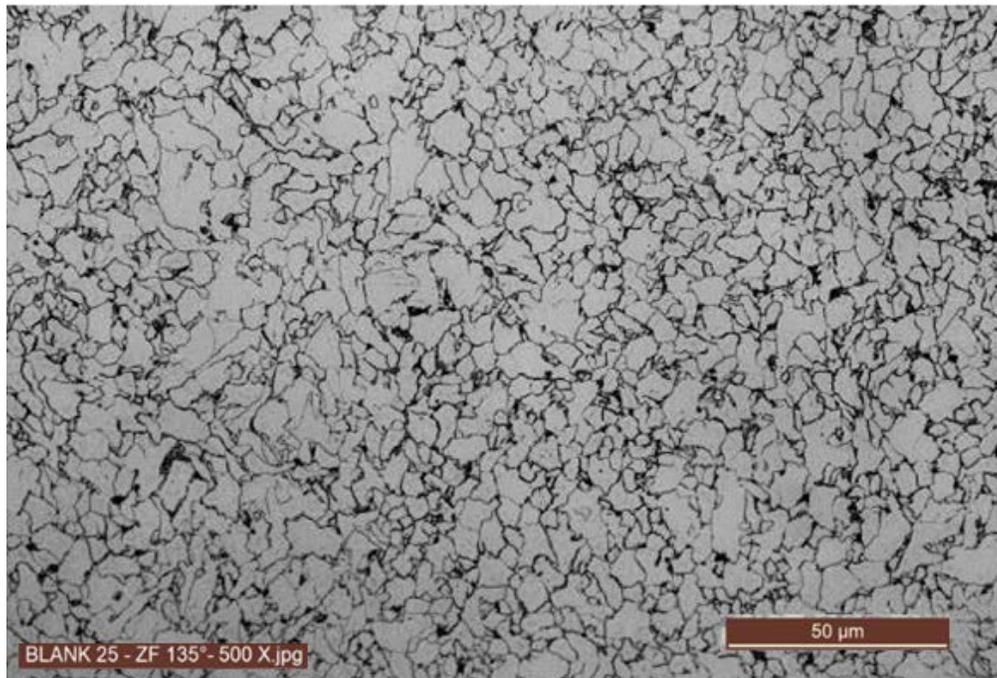


Figura 5.17 - Micrografia óptica do MS na região central deformado à 45° para um tubo API 5L X70Q com aumento de 500x - Ataque Nital 3%.

5.4.6 ZTA (deformado a frio – 10° e 45° – seguido de têmpera e revenimento)

Conforme apresentado nas Figuras 5.18 e 5.19 observa-se a microestrutura da ZTA após o processo de deformação a 10° e 45° seguido de têmpera e revenimento. Em ambos os casos indica-se uma microestrutura predominantemente bainítica com baixa presença de carbonetos.

A predominância de bainita para a ZTA após tais processos (deformação seguida de tratamento térmico) pode ser justificada da mesma forma que no MB, ou seja, o tratamento térmico aplicado e o baixo teor de carbono (0,08%) e de elementos de liga da solda resultante. Se comparado à microestrutura do MS na mesma condição (deformação seguida de tratamento térmico) é possível observar que o tamanho de grão é semelhante.

Comparando-se os resultados obtidos para os diferentes ângulos, não se observa variação significativa na microestrutura e no tamanho de grão, sendo tal análise corroborada pelos resultados dos ensaios mecânicos para ambas as condições.

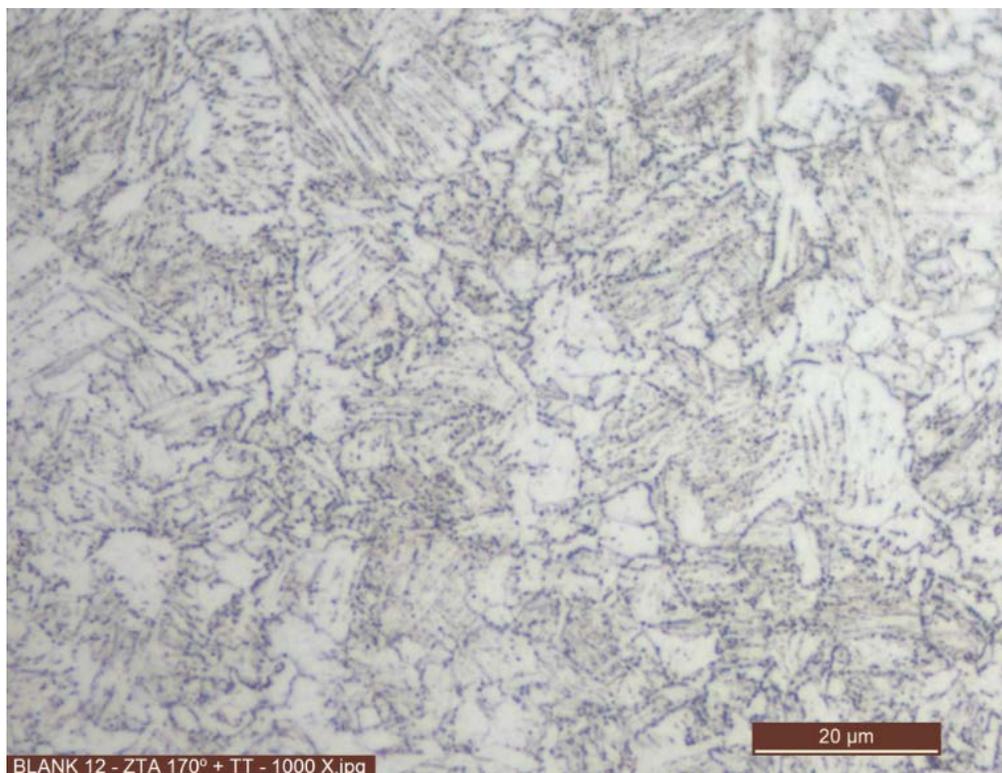


Figura 5.18 - Micrografia óptica da ZTA de solda deformada à 10°+ tratamento térmico para tubo API 5L X70Q com aumento de 500x - Ataque Nital 3%.

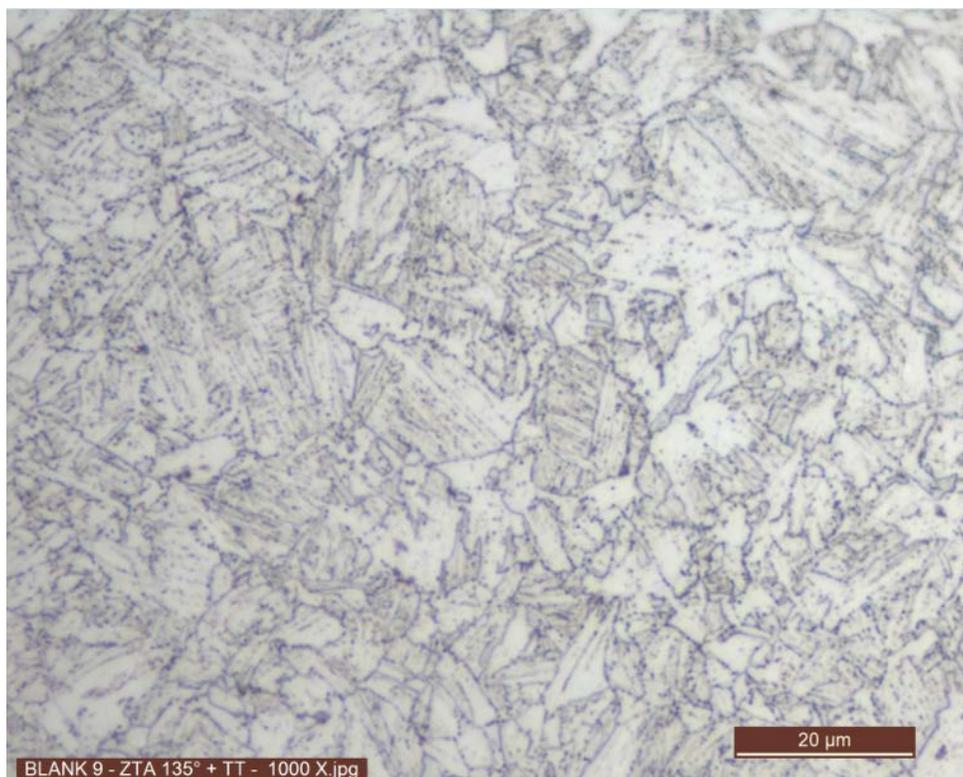


Figura 5.19 - Micrografia óptica da ZTA de solda deformado à 45°+ tratamento térmico para tubo API 5L X70Q com aumento de 500x - Ataque Nital 3%.

5.4.7 MS (deformado a frio – 10° e 45° – seguido de têmpera e revenimento)

Conforme apresentado nas Figuras 5.20 e 5.21 observa-se a microestrutura do MS após o processo de deformação a 10° e 45° seguido de têmpera e revenimento. Em ambos os casos indica-se uma microestrutura predominantemente bainítica com baixa presença de carbonetos. Comparando-se os resultados obtidos para os diferentes ângulos, não se observa variação significativa na microestrutura e no tamanho de grão, sendo tal análise corroborada pelos resultados mecânicos encontrados.

Se comparado à microestrutura do MS apresentada na Figura 5.6, observa-se uma grande diferença (de “ferrita + carbonetos” para “bainita predominantemente”). Esta transformação é oriunda do processo de têmpera e revenimento, onde o material é austenitizado, sendo os contornos de grão da austenita um ambiente propício (com alta energia) para a nucleação da bainita resultante.

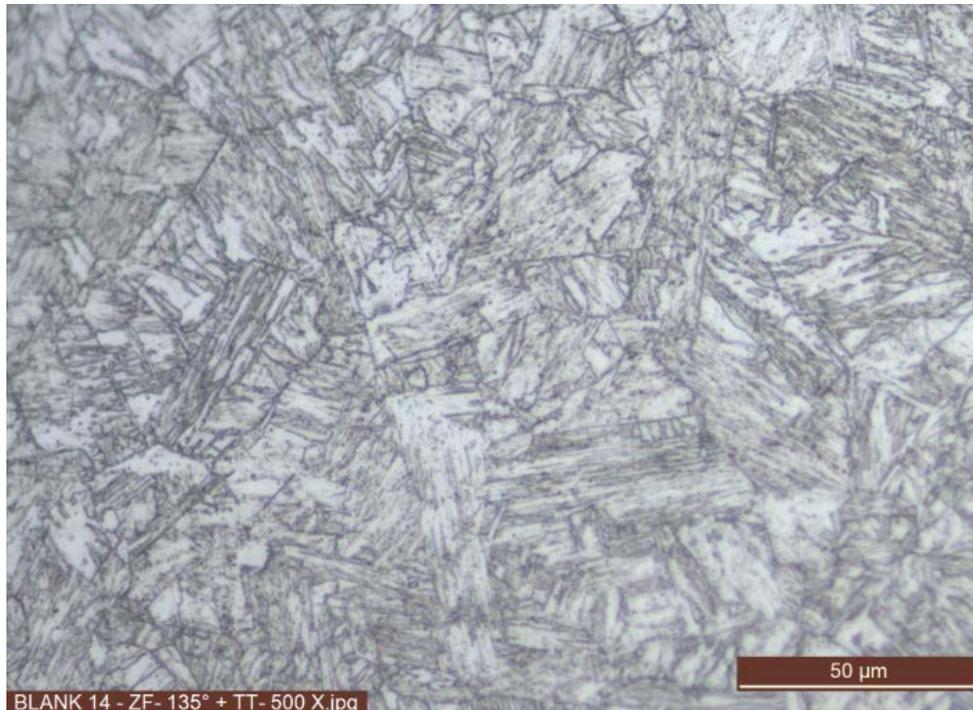


Figura 5.20 - Micrografia óptica do MS de solda deformado à 45°+ tratamento térmico para tubo API 5L X70Q com aumento de 500x - Ataque Nital 3%.

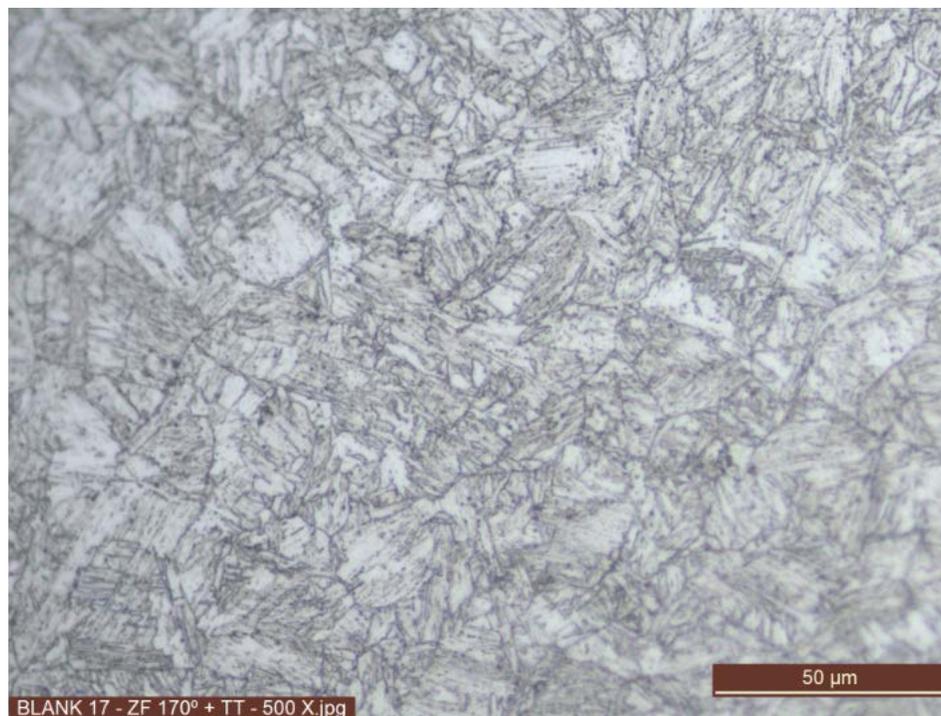


Figura 5.21 - Micrografia óptica do MS de solda deformado à 10°+ tratamento térmico para tubo API 5L X70Q com aumento de 500x - Ataque Nital 3%.

De forma sumarizada, tem-se:

MATERIAL APÓS DEFORMAÇÃO A FRIO: O processo de deformação a frio não alterou, em nenhum dos materiais (MS, ZTA e ZF) estudados, a morfologia da microestrutura. Também não se notou variação da microestrutura comparando as duas angulações (10° e 45°) aplicadas. Porém é de se esperar (e confirmado no tópico 5.5) que tal processamento leve a um aumento na resistência mecânica e dureza do material devido ao fenômeno de encruamento.

MATERIAL APÓS TRATAMENTO TÉRMICO: O processo de têmpera e revenimento, subsequente ao processo de deformação a frio, indicando uma alteração da microestrutura dos materiais (MS, ZTA e ZF) estudados. Observou-se uma microestrutura predominantemente bainítica, estando tal evento ligado aos tratamentos térmicos aplicados e ao baixo teor de carbono e elementos de liga do material. Também não se notou variação da microestrutura comparando as duas angulações (10° e 45°) aplicadas, sugerindo-se que a alteração da microestrutura é pouco dependente do processo de deformação a frio.

5.5 Propriedades Mecânicas

Neste tópico, são apresentados os resultados obtidos nos ensaios de tração e dureza Vickers, HV1 – carga de 1kgf e HV10 – carga de 10kgf (sendo este último requisito mandatório conforme a Norma API 5L - 45ª edição - 12/2012), para todas as condições avaliadas neste trabalho.

5.5.1 Resultados de Tração

5.5.1.1 Metal Base e Junta Soldada (MS e ZTA)

A Figura 5.22 (limite de escoamento (LE) e limite de resistência à tração (RT)), Figura 5.23 (alongamento total e uniforme) e Figura 5.24 (relação LE/RT) apresentam os resultados obtidos nos ensaios de tração transversal para o MB e junta soldada (MS e ZTA) para tubos soldados do grau API X70Q.

É possível observar que os resultados de Limite de Escoamento e Resistência à Tração para todas as regiões caracterizadas atendem às especificações da Norma API 5L (LE entre 485 e 635MPa / RT entre 570MPa e 760MPa). Constata-se um aumento na resistência mecânica na ZTA e, sobretudo no MS, estando tal fato associado à microestrutura presente em tais regiões. Em relação ao alongamento total, é possível verificar que apenas para a região do MB, os valores obtidos atendem a especificação da norma (mínimo de 27%), apresentando uma queda na ZTA e, especialmente no MS, estando tal fato relacionado à heterogeneidade de microestruturas encontradas na solda, fazendo com que a deformação plástica se concentre em regiões localizadas, reduzindo o alongamento. A título de caracterização foi mensurado os valores de alongamento uniforme e observa-se comportamento semelhante ao alongamento total. Os resultados obtidos neste trabalho são semelhantes aos resultados encontrados na caracterização de tubos API X70Q soldados com três aportes térmicos diferentes, onde se observou que o aporte térmico não implicou em grande variação nos resultados mecânicos de tração [63].

Entretanto, quanto à relação LE / RT é possível notar que em todas as regiões estudadas os resultados atendem à Norma API 5L 2012, esta última estabelecendo máximo de 0,93.

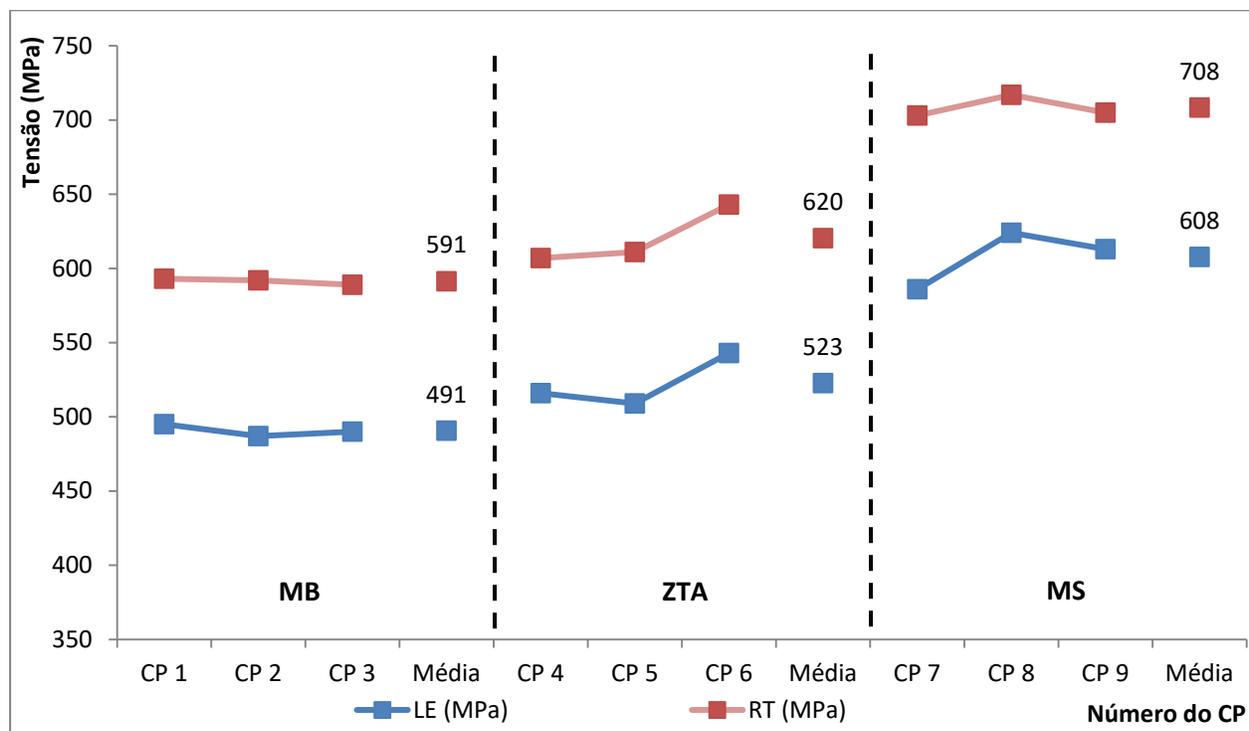


Figura 5.22 - Resultados para os ensaios de tração (LE e RT) para CPs localizados no MB, MS e ZTA de tubos do grau API X70Q.

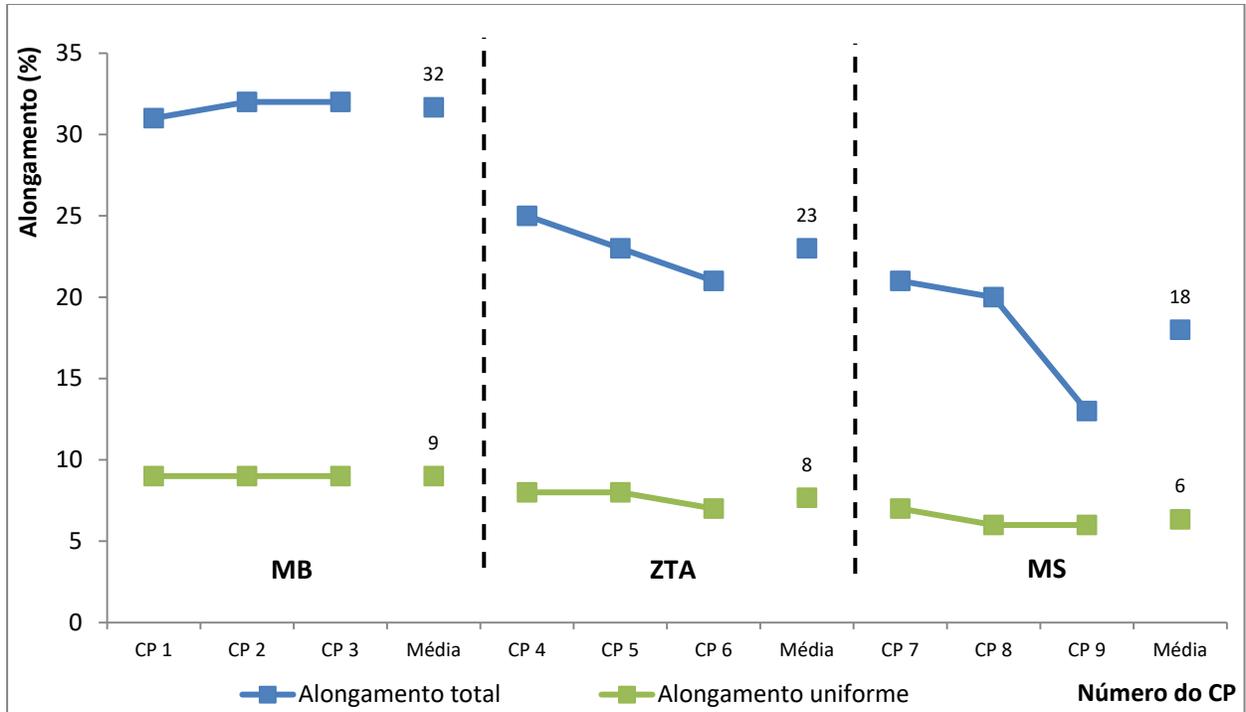


Figura 5.23 - Resultados para os ensaios de tração (alongamento total e uniforme) para CPs localizados no MB, MS e ZTA de tubos do grau API X70Q.

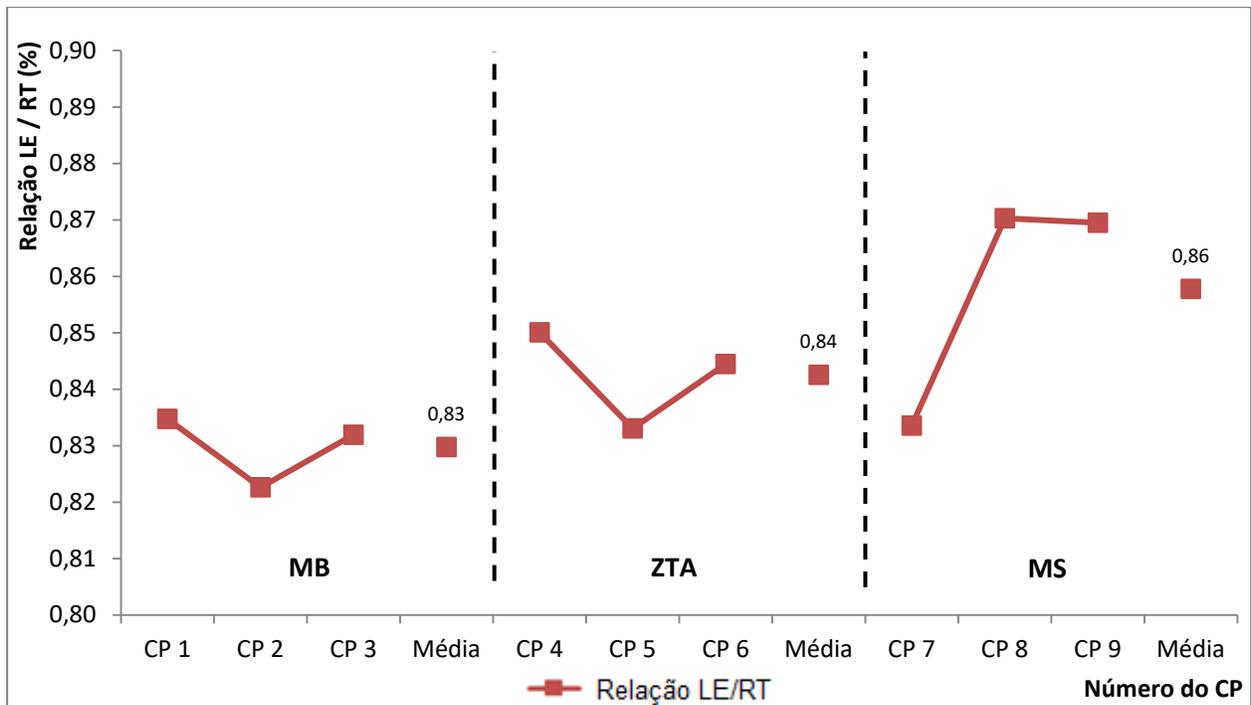


Figura 5.24 - Resultados para os ensaios de tração (relação LE / RT) para CPs localizados no MB, MS e ZTA de tubos do grau API X70Q.

5.5.1.2 Metal Base

As Figuras 5.25 (limite de escoamento (LE) e limite de resistência à tração (RT)), 5.26 (alongamento total e uniforme) e 5.27 (relação LE/RT) apresentam os resultados obtidos nos ensaios de tração transversal para o metal base de tubos soldados do grau API X70Q nas condições abaixo:

Sem deformação / Tratamento térmico - [SD/TT]

Deformado a frio - 10° - [DF10]

Deformado a frio - 45° - [DF45]

Deformado a frio - 45° seguido de TT (têmpera e revenimento) - [DF10TT]

Deformado a frio - 10° seguido de TT (têmpera e revenimento) - [DF45TT]

Pode ser sugerido pelos resultados apresentados nas Figuras 5.25 e 5.26 os efeitos do endurecimento pelos seguintes mecanismos: deformação a frio (encruamento), transformação de fases (para bainita) e por meio do refino de grão.

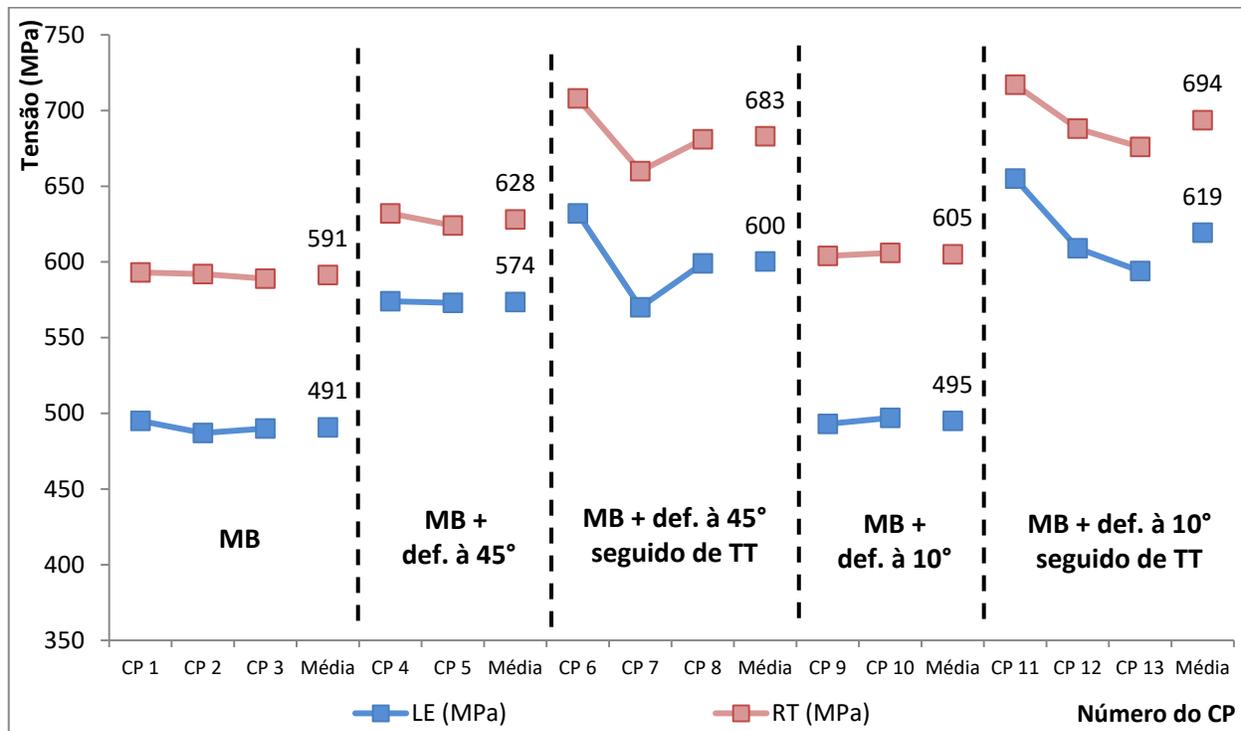


Figura 5.25 - Resultados para os ensaios de tração (LE e RT) para CPs localizados no MB e posteriormente deformado a frio + deformado a frio seguido de têmpera e revenimento.

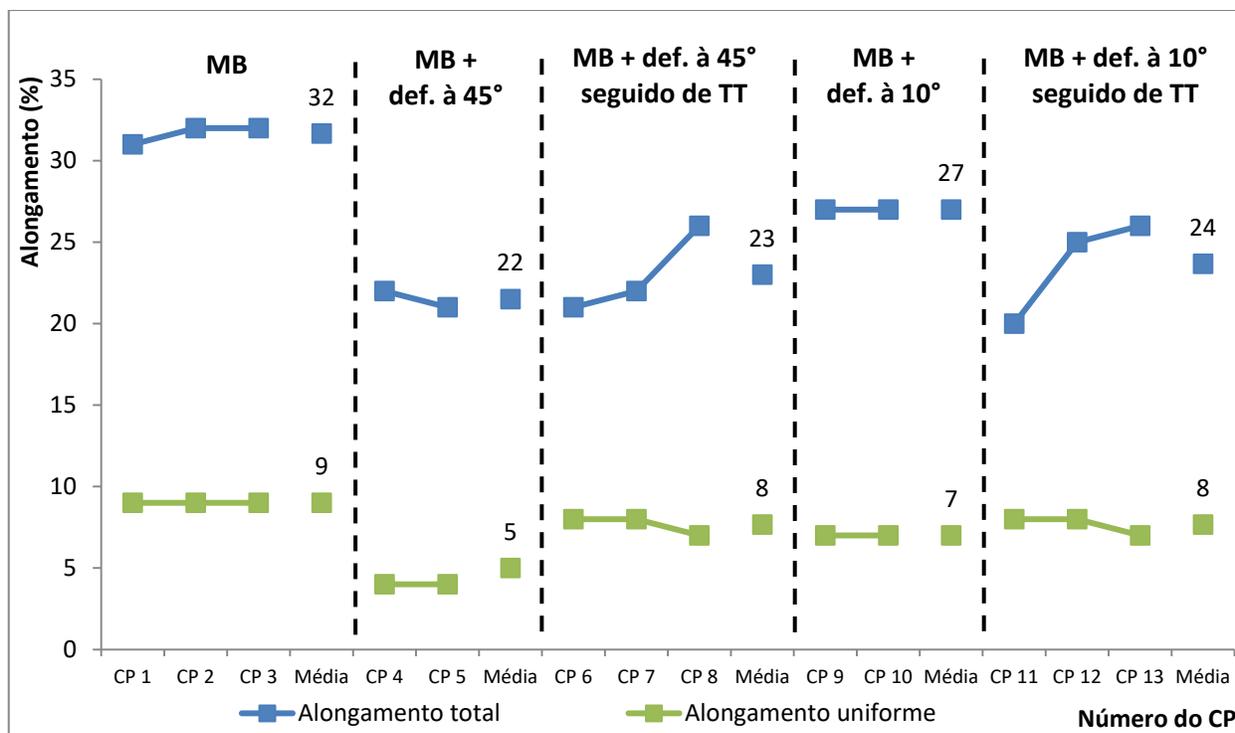


Figura 5.26 - Resultados para os ensaios de tração (alongamento total e uniforme) para CPs localizados no MB e posteriormente deformado a frio (e seguido de têmpera e revenimento).

Os resultados sugerem que a resistência mecânica do material aumenta e o alongamento diminui à medida que a deformação a frio se torna mais acentuada (para o ângulo de 10° observou-se pouca variação nas propriedades, podendo-se inferir que o material apresentou baixa ou praticamente nenhuma taxa de encruamento), entretanto não foi possível confirmar estatisticamente os resultados devido à quantidade de ensaios. Quando a resistência mecânica é ampliada por algum mecanismo de endurecimento, ocorre uma natural diminuição da capacidade de deformação plástica (ductilidade) do metal [66]. Tal processo pode ser justificado pelo acréscimo na densidade de discordâncias devido à multiplicação das mesmas. À medida que tal densidade se intensifica, a resistência ao movimento das discordâncias por outras (interação entre elas) se torna mais pronunciada. Dessa forma, a tensão necessária para deformar o metal aumenta com o acréscimo do trabalho a frio [67]. Um metal severamente encruado possui cerca de 10^{10} discordâncias/cm², cerca de 10^4 discordâncias/cm² a mais do que o material recozido [68]. Tais resultados estão de acordo com a literatura, onde foi relatado aumento na resistência mecânica para tubos API X60, X65 e X80 deformados a frio para corpos de prova retirados na região mais

externa da parede (ou seja, na região que sofreu tração) [69]. Os resultados desta dissertação também são semelhantes aos encontrados em um trabalho onde se objetivou estudar o efeito da técnica *reeling* (utilizada para lançamento de tubos) sobre as propriedades mecânicas do grau API X65, onde também se notou um aumento no LE / RT nos processos de envelhecimento dinâmicos por deformação e envelhecimento estático por deformação [9].

Em relação aos resultados obtidos para a condição “deformado a frio seguido de TT” indica-se que a resistência mecânica aumenta (a condição [DF10TT] apresenta uma resistência um pouco maior do que para a condição [DF45TT], entretanto estão no mesmo “patamar”). Para ambos os casos e o alongamento mantém-se inalterado se comparado à condição “deformado a frio”. Tais efeitos podem ser justificados por dois mecanismos de endurecimento que podem ter contribuído para os resultados encontrados: transformação de fases e tamanho de grão. O endurecimento por transformação de fases é devido aos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento propriamente ditos. Conforme discutido nos tópicos anteriores, a microestrutura altera-se de ferrita + bainita para bainita predominantemente, sendo esta última caracterizada por apresentar uma maior resistência mecânica e dureza se comparado à microestrutura “mista”.

No entanto, quanto ao segundo mecanismo de endurecimento, foi constatado por meio da avaliação do tamanho de grão um refino do mesmo após o tratamento térmico: as condições [SD/TT], [DF10] e [DF45] apresentaram um diâmetro médio de 9, ou seja, 15,9 μm (Min = 9 e Max = 9,5) enquanto que para as condições [DF10TT] e [DF45TT] a média foi de 10, ou seja, 11,2 μm (Min = 9,5 e Max = 10). Como descrito na literatura, os contornos de grão servem como barreira para o movimento das discordâncias por duas razões: (a) como cada grão possui uma orientação cristalográfica diferente, a discordância terá que mudar sua direção e (b) a desordem atômica na região do contorno de grão irá criar uma descontinuidade nos planos de escorregamento, aumentando, portanto, a resistência mecânica do material [66]. Dessa forma, o refino de grão é um mecanismo efetivo para o aumento na resistência mecânica dos aços [70] e isso pode ser observado nos resultados obtidos neste trabalho. Após os tratamentos térmicos foi possível observar também que os efeitos do encruamento prévio para o [DF45] já não foram relevantes para o resultado final. Em trabalhos onde se optou por realizar o “dobramento” de tubos API X80 pelo método de curvamento a quente (opção ao curvamento a frio quando o raio de curvatura é muito agudo), mostraram que os resultados de Limite de Escoamento e

Resistência a Tração apresentaram uma queda significativa [71, 72], sendo sugerido o aumento do carbono equivalente dos materiais que passarão por tal processo, aumento da velocidade de resfriamento ou até a realização de tratamentos térmicos após o aquecimento por indução [73].

No presente trabalho, para a condição [DF], todos os resultados atendem as especificações da Norma API 5L – 2012. Já para a condição [DFTT] alguns ensaios que apresentaram resultados ligeiramente superiores aos estabelecidos pela norma. Conforme apresentado na Figura 5.27, a relação LE / RT também aumenta, entretanto atende ao requisito máximo de 0,93.

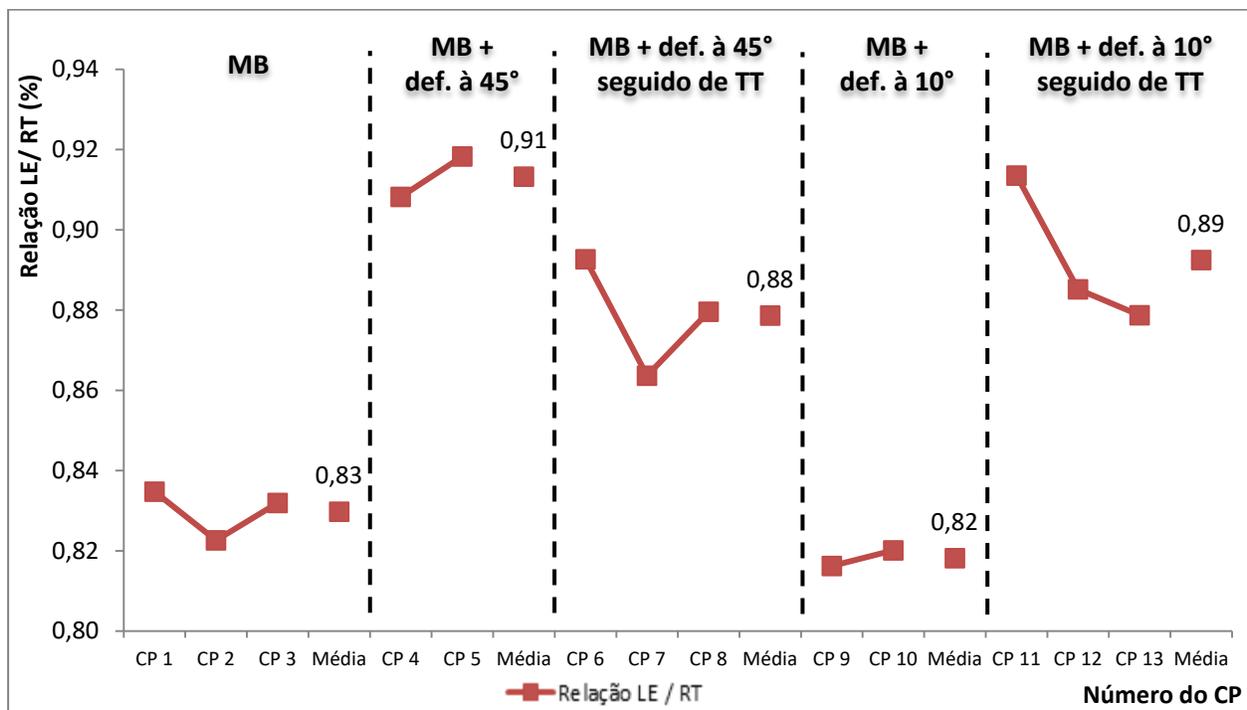


Figura 5.27 - Resultados para os ensaios de tração (relação LE / RT) para CPs localizados no MB do grau API X70Q e posteriormente deformado a frio (e seguido de têmpera e revenimento).

5.5.1.3 Metal de solda

As Figuras 5.28 (limite de escoamento (LE) e limite de resistência à tração (RT)), 5.29 (alongamento total e uniforme) e 5.30 (relação LE/RT) apresentam os resultados obtidos nos ensaios de tração transversal para o metal de solda de tubos soldados do grau API X70Q nas condições abaixo:

Sem deformação / Tratamento térmico - [SD/TT]

Deformado a frio - 45° - [DF45]

Deformado a frio - 45° seguido de TT (têmpera e revenimento) - [DF10TT]

Deformado a frio - 10° seguido de TT (têmpera e revenimento) - [DF45TT]

Pode ser sugerido pelos resultados apresentados nas Figuras 5.28 e 5.29 que para a condição [DF45] não houve alteração da resistência mecânica do material. Já para os casos [DF10TT] e [DF45TT] observa-se aumento na resistência mecânica devido ao endurecimento por transformação de fases (para bainita) e através do refino de grão.

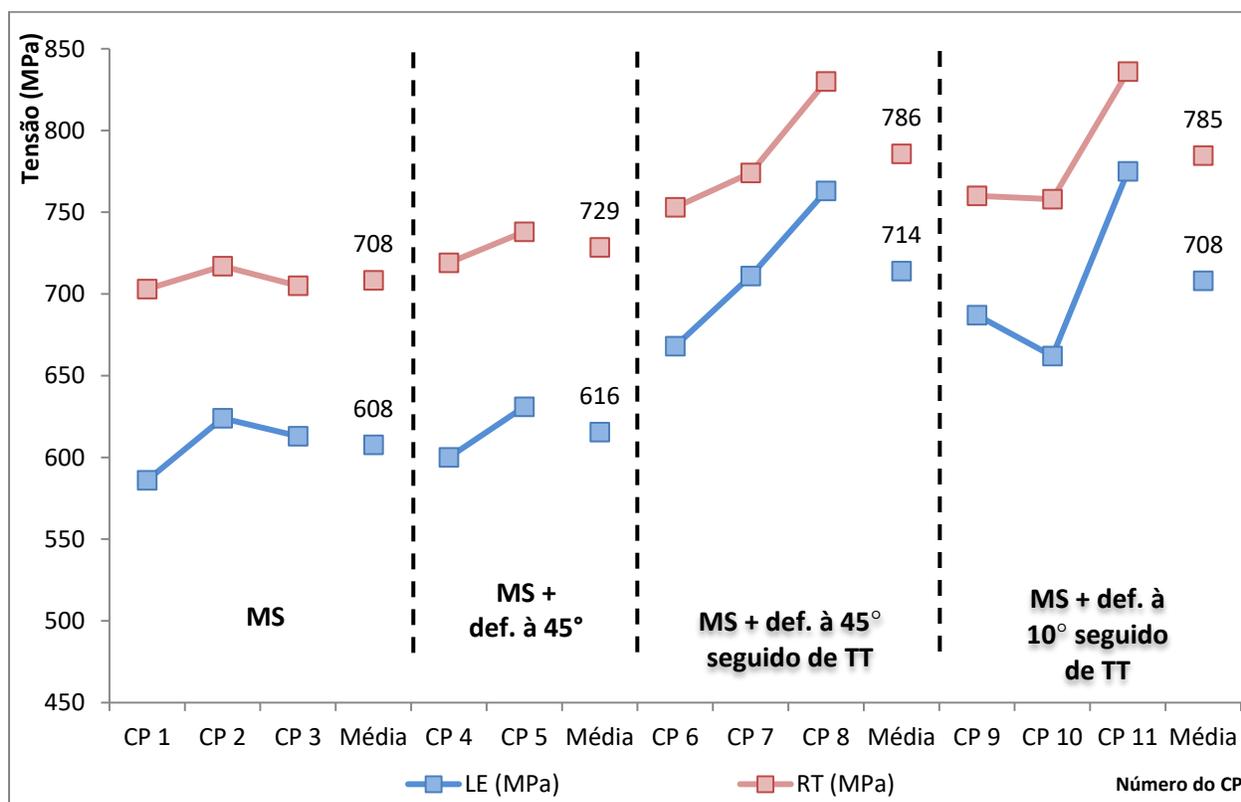


Figura 5.28 - Resultados para os ensaios de tração (LE e RT) para CPs localizados no MS e posteriormente deformado a frio + deformado a frio seguido de têmpera e revenimento.

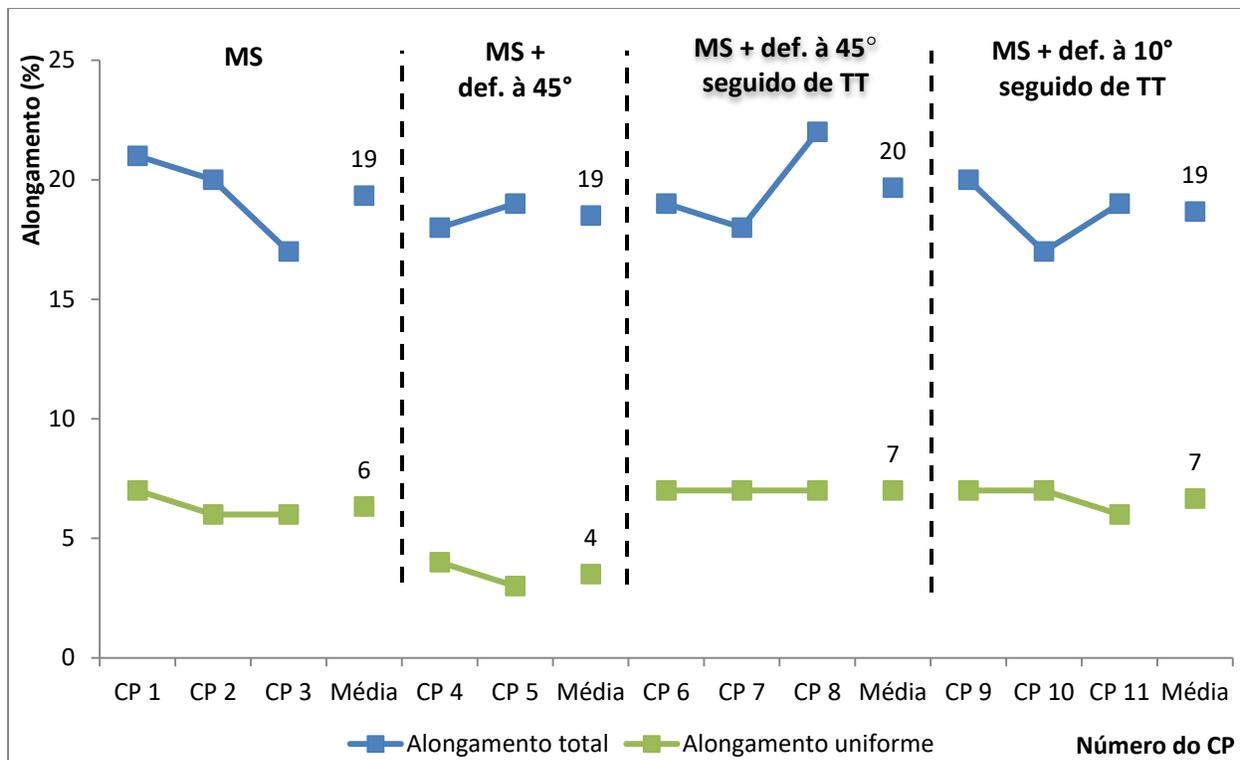


Figura 5.29 - Resultados para os ensaios de tração (alongamento total e uniforme) para CPs localizados no MS e posteriormente deformado a frio (e seguido de têmpera e revenimento).

Diferentemente do realizado no MB, para o MS optou-se por caracterizar apenas a condição [DF45] por ser considerada mais crítica em relação à [DF10]. Para tal condição ([DF45]) observa-se que a resistência mecânica e alongamento (total e uniforme) do material ficaram praticamente inalterados (aumento pouco mais significativo na RT) se comparado à condição [SD/TT]. Porém não foi possível confirmar estatisticamente os resultados devido à quantidade de ensaios. Tal fato (pequena variação na resistência mecânica) pode estar associado à elevada densidade de discordâncias pré-existente no MS como resultado dos processos de soldagem e transformações de fases, resultando em um aumento no Limite de escoamento e Resistência a Tração se comparado ao MB [74]. Dessa forma, acredita-se que as discordâncias que, por ventura, são ocasionadas no MS após o processo de deformação a frio possuem pouco impacto no processo de encruamento do material, não levando a um aumento na resistência mecânica do mesmo. Os resultados desta dissertação também são semelhantes aos encontrados em um trabalho onde se objetivou estudar o efeito da técnica *reeling* (utilizada para lançamento de tubos) sobre as propriedades mecânicas do grau API X65 soldado, onde o Limite de

Escoamento não apresentou variação e a Resistência a Tração apresentou um aumento mais significativo após os processos de envelhecimento dinâmicos por deformação e envelhecimento estático por deformação [8], creditando tal comportamento a um menor carbono equivalente no MS e das fases e constituintes formados nessa região.

Em relação aos resultados obtidos para a condição “deformado a frio seguido de TT” é possível observar que a resistência mecânica aumenta para ambos os casos e o alongamento mantém-se inalterado. Tal efeito pode ser justificado, da mesma forma que no MB, pelos mecanismos de endurecimento por transformação de fases e refino de grão. O MS na condição [SD/TT] apresenta, nos passes intermediários, uma microestrutura ferrítica com presença de carbonetos. Após os tratamentos térmicos, tal microestrutura foi alterada para bainita. No entanto, quanto ao segundo mecanismo de endurecimento, foi constatado pela avaliação do tamanho de grão o refino do mesmo após o tratamento térmico: as condições [SD/TT] e [DF45] apresentaram um diâmetro médio de 8,5 – 18,9 μ m (Min = 8,0 e Max = 8,5) enquanto que para as condições [DF10TT] e [DF45TT] a média foi 9,5 – 13,3 μ m (Min = 9,0 e Max = 9,5).

Nota-se que os resultados encontrados no presente trabalho estão em acordo com os resultados encontrados em pesquisa onde se optou por realizar o “dobramento” de tubos soldados do grau API X80 pelo método de curvamento a quente por indução. Naquele trabalho os resultados da RT também apresentaram um aumento se comparado ao MS sem trabalho prévio [71]. Adicionalmente, observou-se uma melhora na tenacidade a fratura do material, reduzindo a temperatura de transição dúctil-frágil do metal de solda. Segundo a literatura, tal processo produz uma homogeneização e refino de grão do MS na região curvada [75], sendo tais efeitos também observados neste trabalho, após os processos de têmpera seguida de revenimento.

No presente trabalho, para a condição [DF], todos os resultados atendem as especificações da Norma API 5L – 2012. Já para a condição [DFTT], todos os ensaios apresentaram resultados bem superiores aos estabelecidos pela norma. Dessa forma, caso opte-se por tal processo em campo para adequação à geografia local, uma forma de se obter resultados dentro da especificação seria alterando as temperaturas do processo de têmpera e revenimento. Conforme apresentado na Figura 5.27, a relação LE / RT também aumenta, entretanto atende ao requisito máximo de 0,93 estabelecido pela Norma API 5L – 45ª edição – 12/2012.

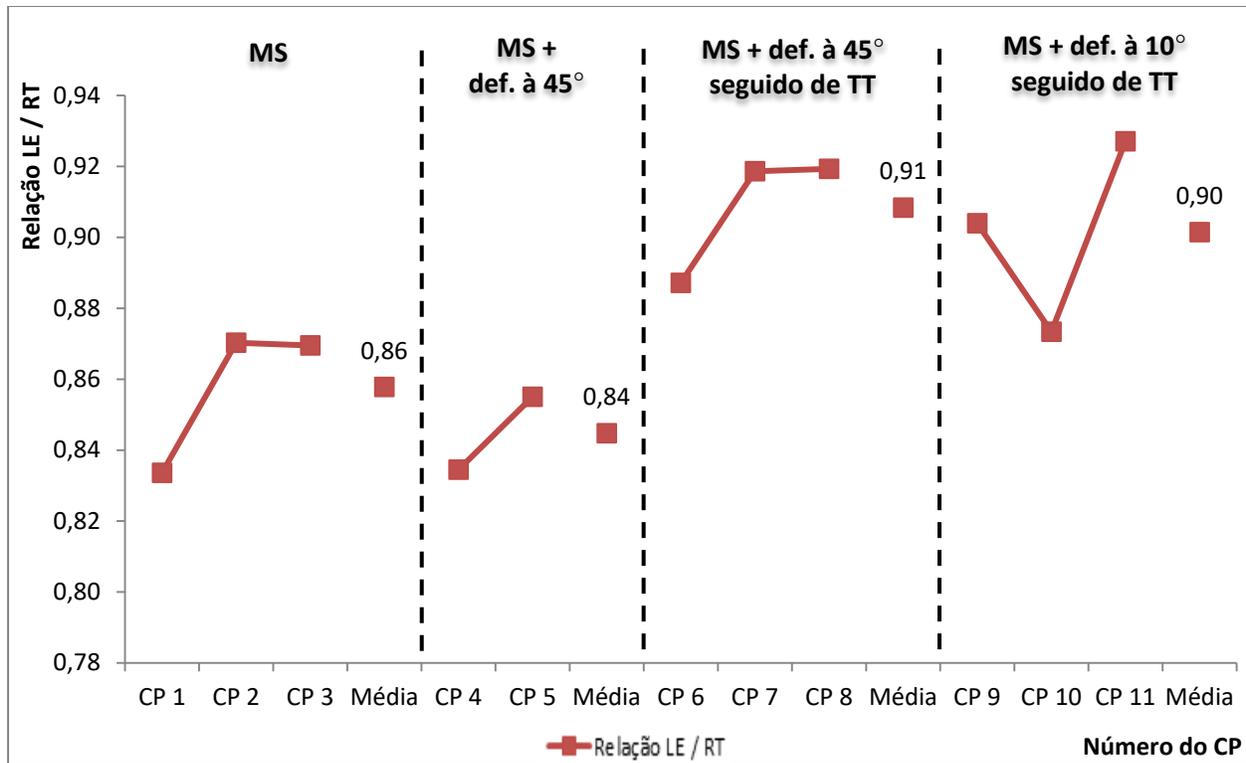


Figura 5.30 - Resultados para os ensaios de tração (relação LE / RT) para CPs localizados no MS e posteriormente deformado a frio (e seguido de têmpera e revenimento).

5.5.1.4 Zona Termicamente Afetada

As Figuras 5.31 (limite de escoamento (LE) e resistência à tração (RT)), 5.32 (alongamento total) e 5.33 (relação LE/RT) apresentam os resultados obtidos nos ensaios de tração transversal para a zona termicamente afetada de tubos soldados do grau API X70Q nas condições abaixo:

Sem deformação / Tratamento térmico - [SD/TT]

Deformado a frio - 45° - [DF45]

Deformado a frio - 45° seguido de TT (têmpera e revenimento) - [DF10TT]

Deformado a frio - 10° seguido de TT (têmpera e revenimento) - [DF45TT]

Pode ser sugerido pelos resultados apresentados nas Figuras 5.31 e 5.32 os efeitos do endurecimento pelos seguintes mecanismos: deformação a frio (encruamento), transformação de fases (para bainita) e por meio do refino de grão.

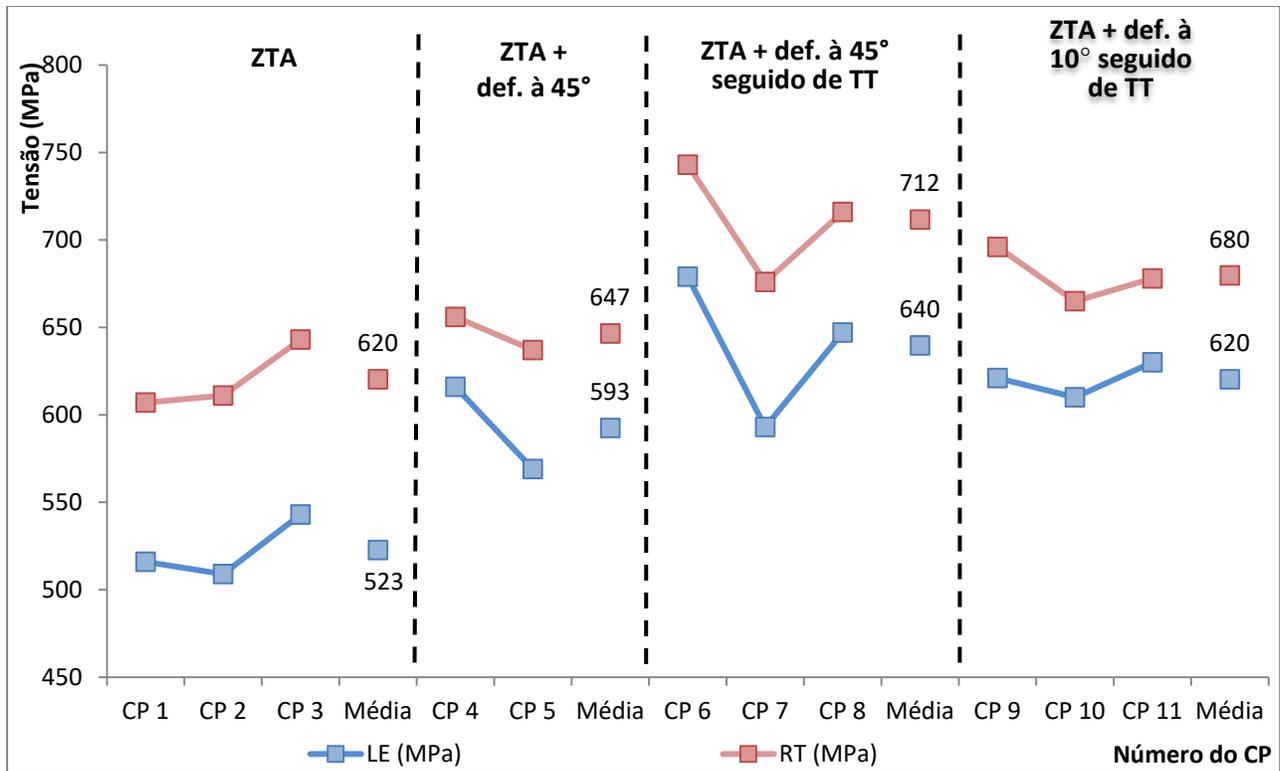


Figura 5.31 - Resultados para os ensaios de tração (LE e RT) para CPs localizados na ZTA e posteriormente deformado a frio + deformado a frio seguido de têmpera e revenimento.

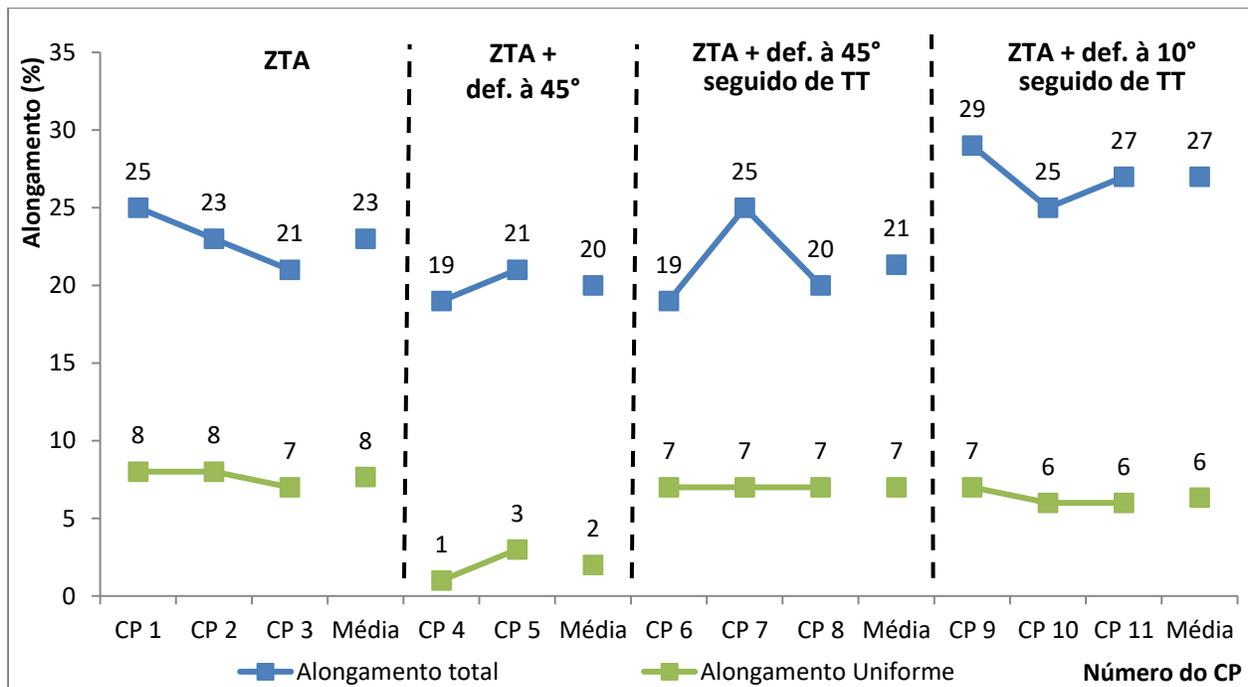


Figura 5.32 - Resultados para os ensaios de tração (alongamento total e uniforme) para CPs localizados na ZTA e posteriormente deformado a frio (e seguido de têmpera e revenimento).

A caracterização da ZTA é a mais complexa por se tratar de uma região consideravelmente estreita com influência, em seus resultados, das demais regiões (MB e MS). Entretanto, pode-se observar que os fenômenos já descritos para o MB são também aplicáveis para esta região da solda. Sugestiona-se que a resistência mecânica do material aumenta e o alongamento, sobretudo o uniforme, diminui para a condição [DF45]. Porém não foi possível confirmar estatisticamente os resultados devido à quantidade de ensaios

Em relação aos resultados obtidos para a condição “deformado a frio seguido de TT” sugere-se que a resistência mecânica aumenta (a condição [DF45TT] apresenta uma resistência pouco maior do que para [DF10TT]) para ambos os casos e há uma recuperação do alongamento se comparado à condição “deformado a frio”. Tal efeito pode ser justificado, da mesma forma que no MB e MS, pelos mecanismos de endurecimento por transformação de fases e refino de grão. A ZTA na condição [SD/TT] apresenta, nos passes intermediários, uma microestrutura ferrítica alongada com carbonetos e ferrita com bainita (visto a heterogeneidade da região). Após os tratamentos térmicos, tal microestrutura foi alterada para bainita. No entanto, quanto ao segundo mecanismo de endurecimento, foi constatado pela avaliação do tamanho de grão o refino do mesmo após o tratamento térmico: as condições [SD/TT] e [DF45] apresentaram um diâmetro médio de 7,5 – 26,7 μ m (Min = 7 e Max = 8,5) enquanto que para as condições [DF10TT] e [DF45TT] a média foi 9 – 15,9 μ m (Min = 8,50 e Max = 9).

Os resultados encontrados neste trabalho estão em acordo com estudos encontrados na literatura. Alguns trabalhos objetivaram estudar o impacto dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento na ZTA de tubos do grau API X80 (grau semelhante ao X70Q). Notou-se que, mesmo variando-se a temperatura de austenitização (900°C, 1000°C e 1200°C) e revenimento (500° e 650°C) da região soldada, todos os corpos de prova apresentaram um aumento nos valores de RT [76]. Alguns autores indicam que as melhores faixas de temperatura para trabalho, em tratamentos térmicos após a soldagem, são entre 900°C e 1000°C para austenitização e 600° e 650°C para revenimento (temperaturas utilizadas neste trabalho) [77, 78].

Conforme apresentado na Figura 5.33, a relação LE / RT também aumenta, entretanto atende ao requisito máximo de 0,93 estabelecido pela API 5L.

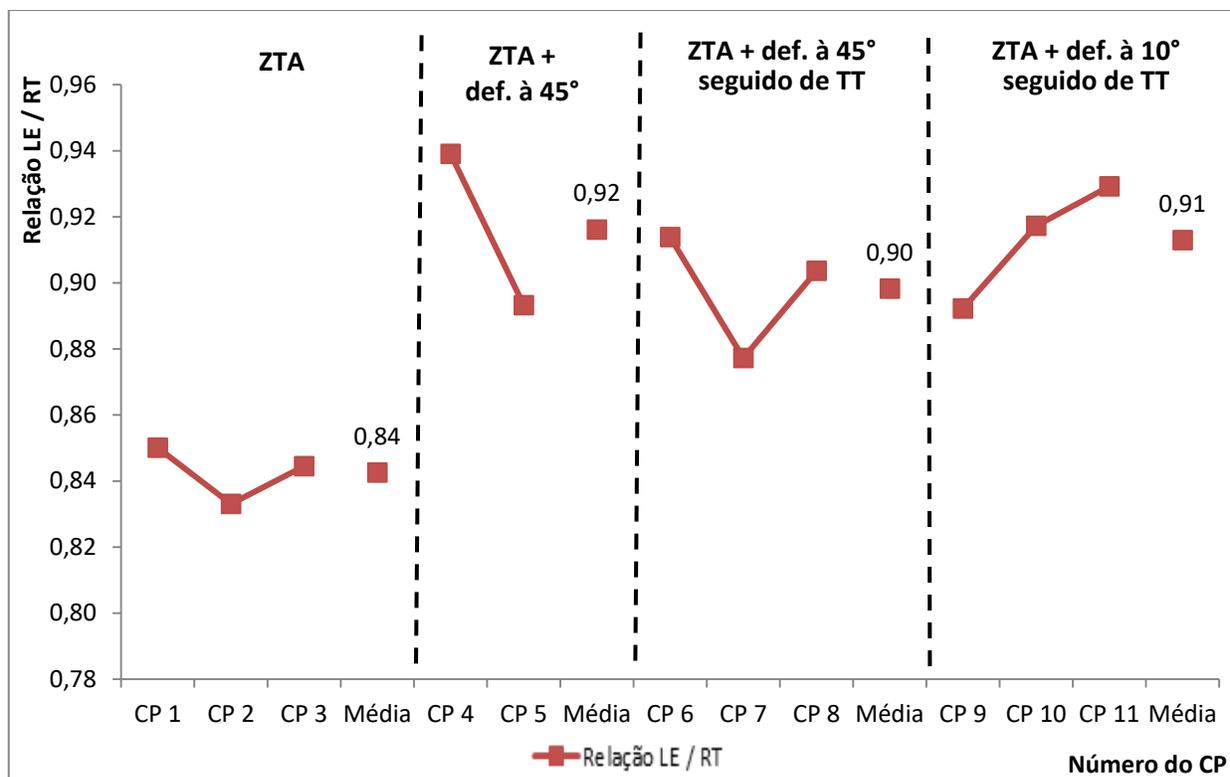


Figura 5.33 - Resultados para os ensaios de tração (relação LE / RT) para CPs localizados na ZTA e posteriormente deformado a frio (e seguido de têmpera e revenimento).

5.5.2 Ensaio de Dureza

As Figuras 5.34 e 5.35 apresentam os perfis de microdureza Vickers (HV1), com carga de 1kgf aplicada durante 10s, para as regiões de topo e raiz no MB, ZTA e MS de tubos soldados do grau API X70Q.

É possível observar que no MB (em ambas as superfícies: interna e externa) os resultados de dureza atendem aos requisitos estabelecidos pelas Normas API 5L - 45ª edição - 12/2012 e NACE MR0175/ISO 15156-1- 2017 (máximo de 250HV). Isso significa que tal material pode ser aplicado em ambientes *sour service* (com presença de H₂S). Nota-se, também, que na superfície interna a dureza é um pouco maior do que na superfície externa da espessura de parede. Tal evento está diretamente associado ao processo de têmpera em tanque (processo de fabricação), onde se utiliza um jato de água no interior do tubo fazendo com que tal região apresente um resfriamento mais rápido. Isto acarreta, como consequência, na formação de microestruturas de maior dureza.

Quanto à ZTA e MS, na região de topo, é possível constatar que a dureza varia entre 192 e 326HV, não atendendo aos requisitos das normas supracitadas. Desta forma, o produto final (tubos soldados) não poderia ser utilizado em ambientes *sour service* (com presença de H₂S). Os resultados mais elevados de dureza podem ser justificados pela microestrutura encontrada – Bainita. Entretanto na região da raiz da solda é possível constatar que a dureza varia entre 168HV e 230HV, atendendo aos requisitos das normas API e NACE. Tais resultados inferiores se justificam pela microestrutura encontrada – ferrita e carbonetos. A obtenção de tal microestrutura se deve a: (a) vários ciclos térmicos durante a soldagem multipasse, acarretando em um tratamento térmico do passe anterior e (b) utilização de aquecimento (150°C) entre passes.

Tais efeitos estão em acordo com alguns resultados encontrados na literatura, onde a dureza na região de topo é maior do que na raiz [8]. Entretanto, existem alguns trabalhos onde se notou o efeito contrário, ou seja, maior dureza na região de raiz em comparação à região de topo. Tal fenômeno foi justificado por dois fatores principais: (a) maior taxa de resfriamento destes passes em relação aos demais uma vez que não foi usado pré-aquecimento nos passes de raiz e (b) maior carbono equivalente devido à maior diluição nos passes de raiz [61,62].

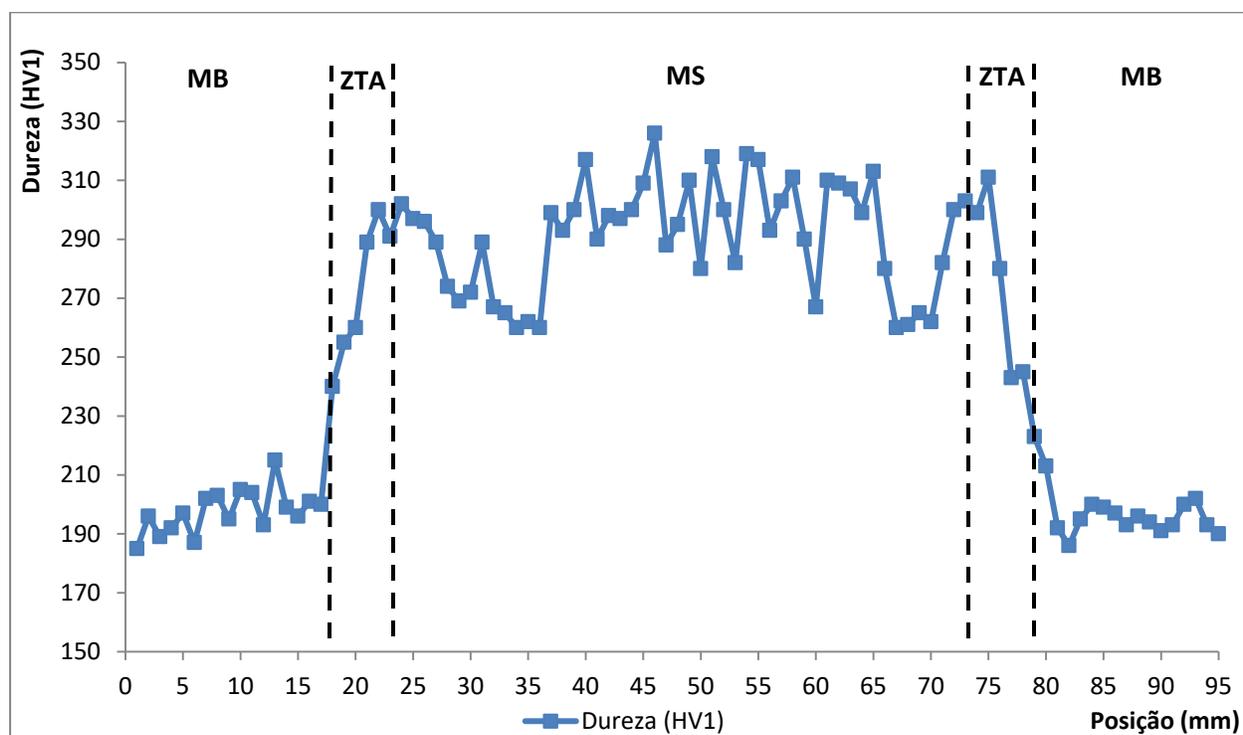


Figura 5.34 - Perfil de microdureza (HV1) na junta soldada de tubos API X70Q (região de topo).

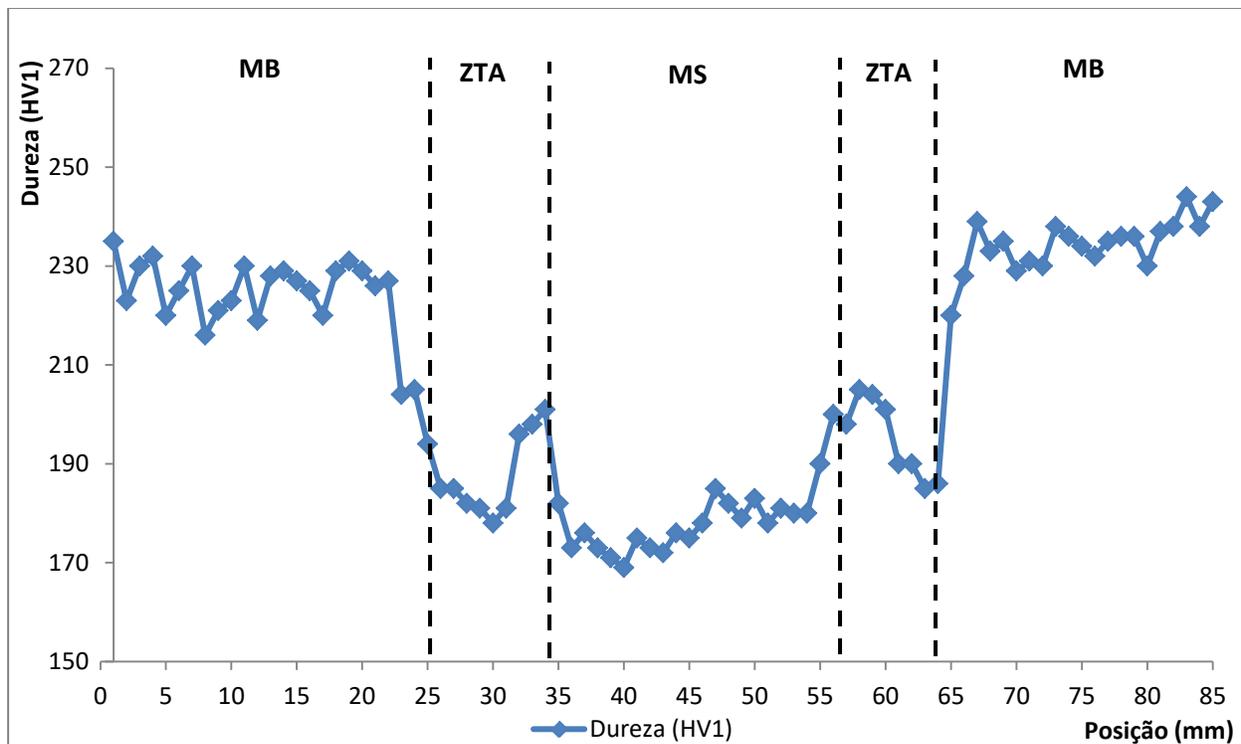


Figura 5.35 - Perfil de microdureza (HV1) na junta soldada de tubos API X70Q (região de raiz).

A Figura 5.36 apresenta os perfis de dureza Vickers (HV10), com carga de 10kgf aplicada por 10s, para as regiões de topo, meio e raiz de tubos soldados do grau API X70Q, conforme requisito da Norma API 5L - 45ª edição - 12/2012. Os resultados encontrados nessa caracterização estão de acordo com o obtido nos ensaios de tração e dureza HV1 (já esperado).

Os valores médios de dureza HV10 encontrados para o MB foram de 190HV para o externo, 185HV para o meio e 213HV10 para o interno da espessura de parede do tubo. Como já descrito anteriormente, tal evento está diretamente associado ao processo de têmpera em anel. Em relação à ZTA e MS, observa-se um decréscimo de dureza do topo para a raiz, sendo isto associado ao processo térmico sofrido por tais regiões alterando-se, dessa forma, a microestrutura obtida. A menor e maior dureza encontrada para a ZTA foram 169HV (para a raiz) e 241HV (para o topo) respectivamente. Já para a MS foi de 156HV (para a raiz) e 289HV (para o topo). Uma das justificativas para tal diferença entre as durezas máximas encontradas nas duas regiões é a morfologia da bainita (apresentando-se na forma de grãos grosseiros na ZTA). Baseado nestes resultados, o material soldado não poderia ser aplicado em ambientes corrosivos conforme a

Norma NACE MR0175/ISO 15156-1- 2017 (máximo de 250HV). Possivelmente a utilização de um metal de adição (consumível) menos “ligado” poderia reduzir os valores de dureza.

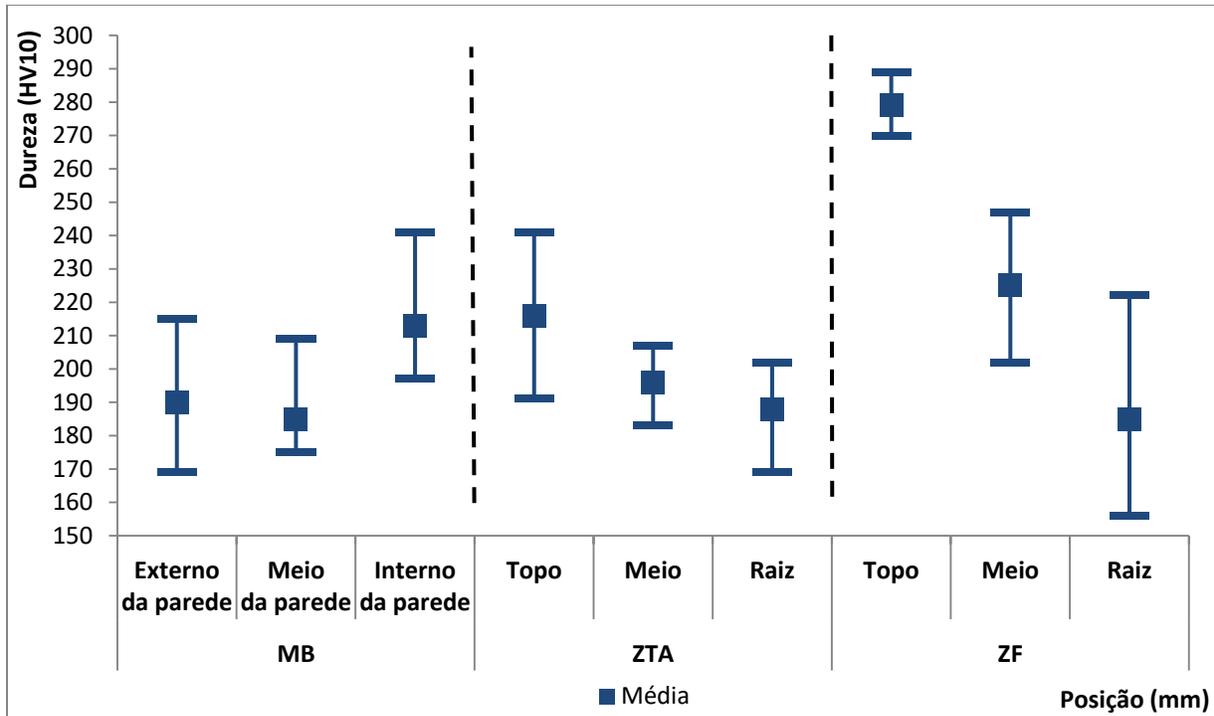


Figura 5.36 - Perfil de dureza (HV10) na junta soldada de tubos API X70Q para as regiões de topo, meio e raiz.

5.5.2.1 Metal Base

A Figura 5.37 apresenta os resultados obtidos no ensaio de dureza Vickers (HV1), com carga de 1kgf aplicada por 10s, para o metal base de tubos soldados do grau API X70Q nas condições propostas neste trabalho, ou seja: [SD/TT], [DF10], [DF45], [DF10TT] e [DF45TT].

Conclui-se que os resultados de microdureza corroboram os valores de limite de escoamento e resistência à tração encontrados na Figura 5.25, sendo as explicações já expostas no tópico 5.5.1.2 também válidas aqui. Observa-se que a dureza mantém-se inalterada para a condição [DF10] e na condição [DF45] nota-se um aumento na dureza (encruamento). Em trabalhos onde se estudou o impacto do reeling sobre tubos soldados do grau X65Q não se

observou aumento na dureza após o processo de envelhecimento [8]. Em relação aos resultados obtidos para a condição “deformado a frio seguido de TT” é possível observar um aumento na dureza para ambas as condições [DF10TT] e [DF45TT] se comparado à condição apenas “deformado a frio” devido à transformação de fase e refino de grão, como já explicado anteriormente. Em trabalhos onde se realizou deformação a quente também nota-se aumento na dureza na região de intradorso (ou seja, que sofreu compressão) enquanto que na região de extradorso (ou seja, que sofreu tração) obteve-se diminuição no resultado de dureza [71], estando tais resultados associados à diferença de microestrutura encontrada em cada uma das regiões.

Em todas as condições estudadas os resultados de dureza máxima estão inferiores à 250HV, atendendo aos requisitos estabelecidos pelas Normas API 5L – 45ª edição – 2012 e NACE MR0175 – 2017 sendo, portanto, passíveis de utilização em ambientes *sour service*.

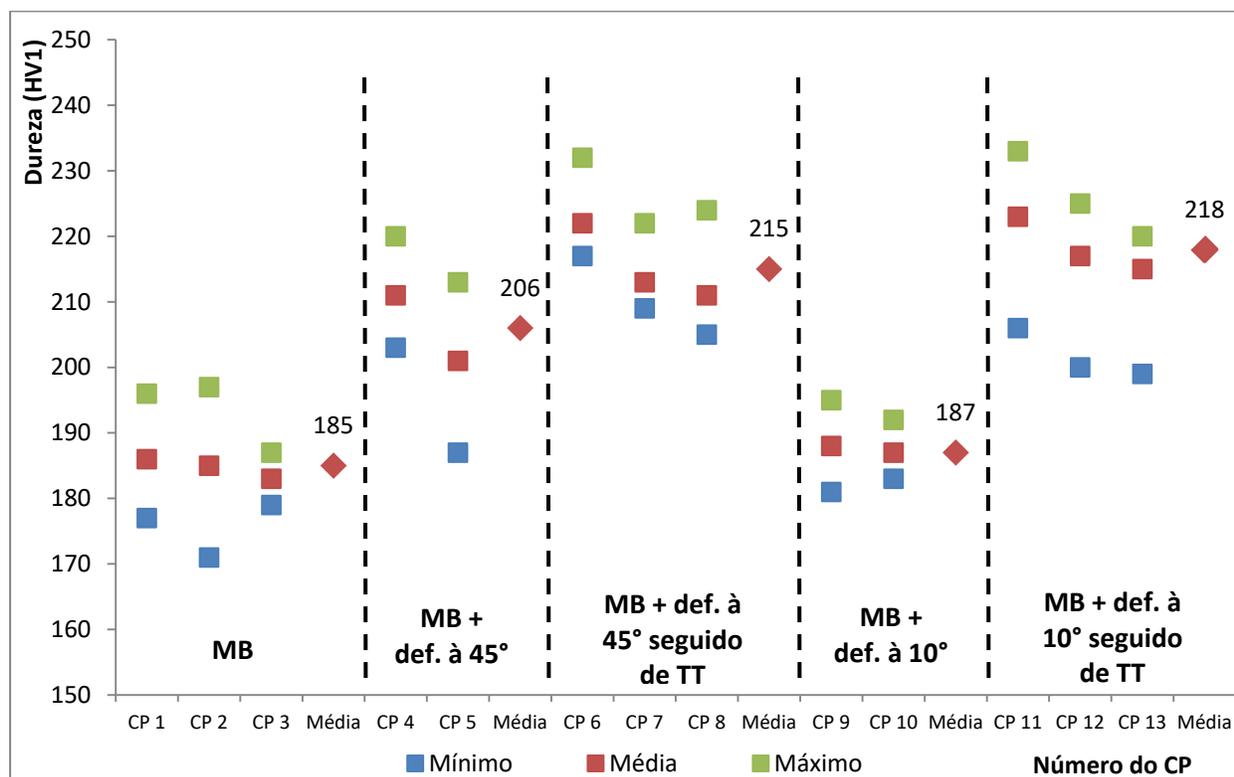


Figura 5.37 - Resultados para os ensaios de microdureza para CPs localizados no MB e posteriormente deformado a frio + deformado a frio seguido de têmpera e revenimento.

5.5.2.2 Metal de Solda

A Figura 5.38 apresenta os resultados obtidos no ensaio de dureza Vickers (HV1), com carga de 1kgf aplicada por 10s, para o metal de solda de tubos soldados do grau API X70Q nas condições propostas neste trabalho, ou seja: [SD/TT], [DF45], [DF10TT] e [DF45TT].

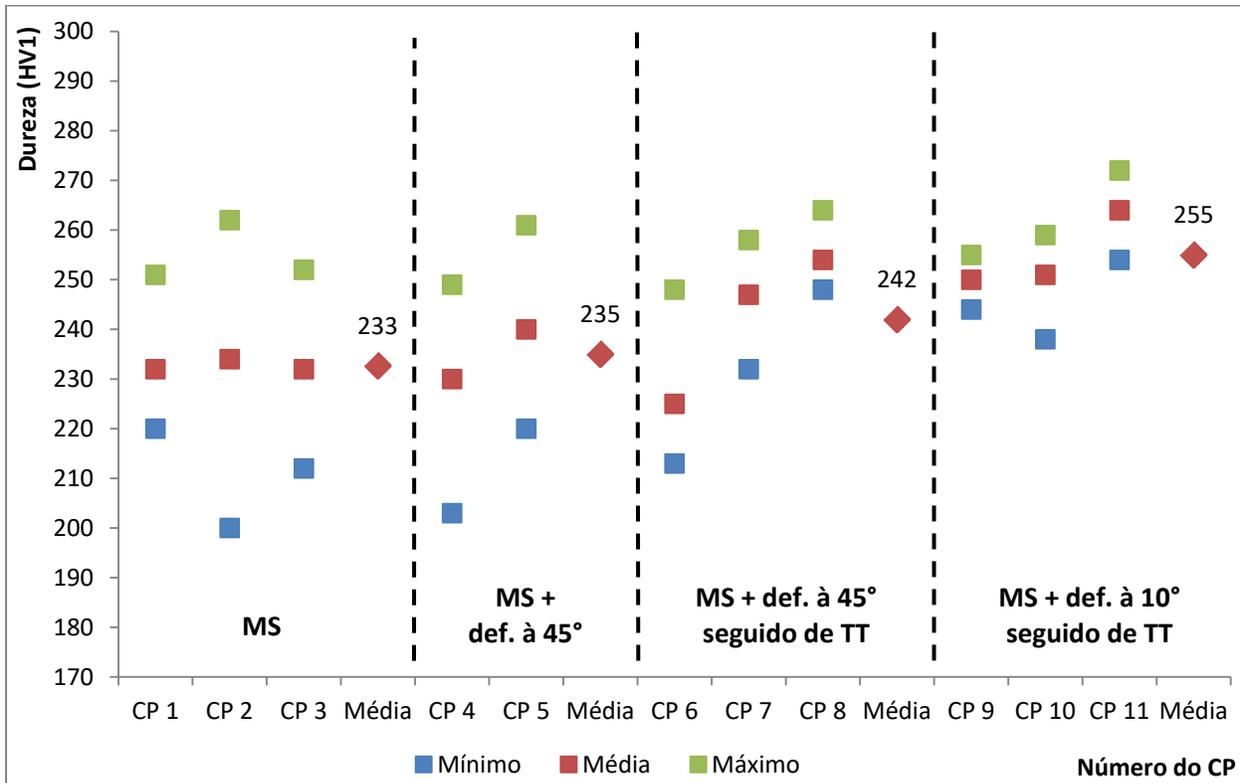


Figura 5.38 - Resultados para os testes de microdureza para CPs localizados no MS e posteriormente deformado a frio + deformado a frio seguido de têmpera e revenimento.

Conclui-se que os resultados de microdureza corroboram os valores de limite de escoamento e resistência à tração encontrados na Figura 5.28, sendo as explicações já expostas no tópico 5.5.1.3 também válidas aqui. Na condição [DF45] não é possível observar aumento na dureza (encruamento). Em relação aos resultados obtidos para a condição “deformado a frio seguido de TT” é possível observar um aumento (mesmo que pequeno) na dureza para ambas as condições [DF10TT] e [DF45TT] se comparado à condição apenas “deformado a frio”. Os resultados dessa tese são semelhantes a conclusões obtidas em trabalhos onde se realizou

deformação à quente de juntas soldadas, sendo que a dureza da ZF manteve-se praticamente inalterada (pequeno aumento) após tal processo [71].

Em todos os estados os resultados de dureza máxima possuem valores pontuais superiores à 250HV, não atendendo aos requisitos estabelecidos pelas Normas API 5L – 45ª edição – 2012 e NACE MR0175 – 2017 não sendo, portanto, passíveis de utilização em ambientes *sour service*.

5.5.2.3 Zona Termicamente Afetada

A Figura 5.39 apresenta os resultados obtidos no ensaio de dureza Vickers (HV1), com carga de 1kgf aplicada por 10s, para a zona termicamente afetada de tubos soldados do grau API X70Q nas condições propostas neste trabalho, ou seja: [SD/TT], [DF45], [DF10TT] e [DF45TT].

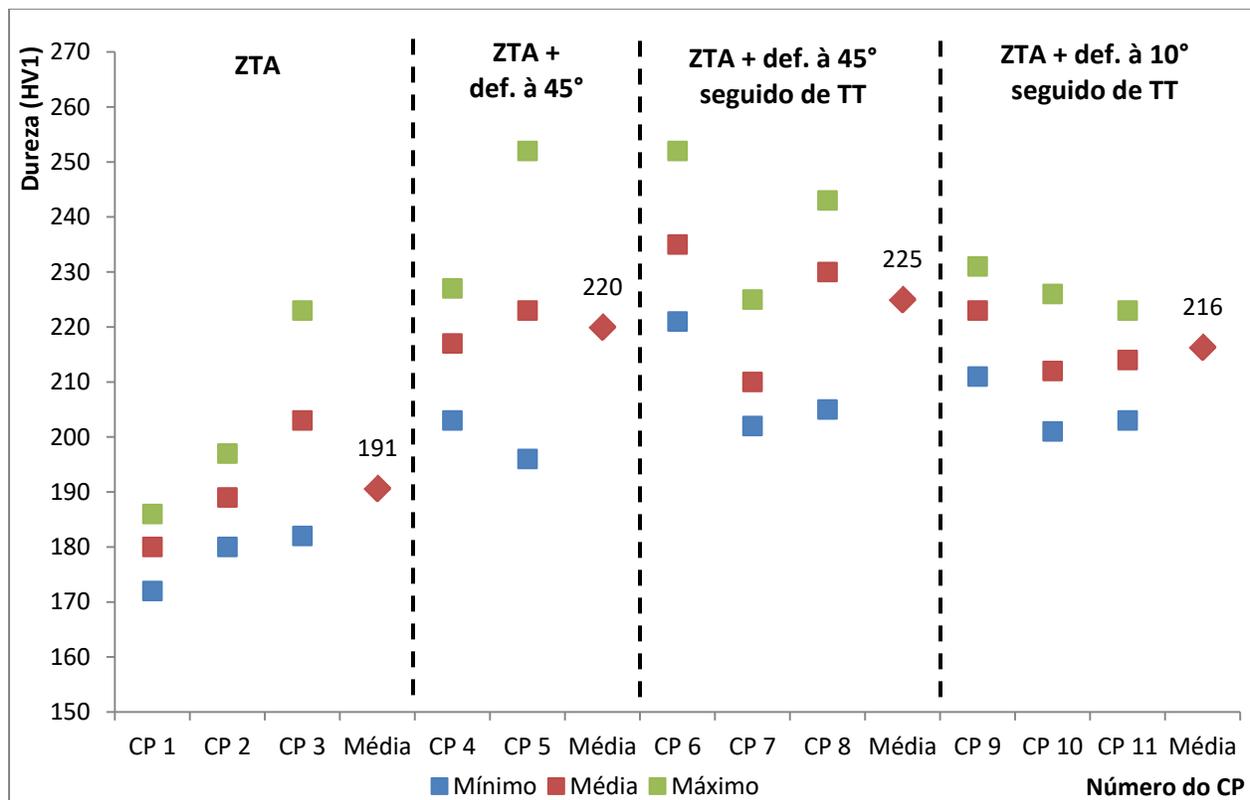


Figura 5.39 - Resultados para os testes de microdureza para CPs localizados no ZTA e posteriormente deformado a frio + deformado a frio seguido de têmpera e revenimento.

Conclui-se que os resultados de microdureza corroboram os valores de limite de escoamento e resistência à tração encontrados na Figura 5.31, sendo as explicações expostas no tópico 5.5.1.4 também válidas aqui. Na condição [DF45] é possível observar aumento na dureza (encruamento). Em relação aos resultados obtidos para a condição “deformado a frio seguido de TT” é possível observar um aumento na dureza para ambas as condições [DF10TT] e [DF45TT] se comparado à condição apenas “deformado a frio”. Este efeito vai de encontro com alguns resultados da literatura, onde o ciclo térmico da soldagem tende a elevar a dureza da ZTA [79]. Notou-se, na literatura, que a dureza na ZTA tende a apresentar grande variação devido à heterogeneidade da mesma. A região de crescimento de grão apresentou dureza inferior à região de refino de grão [80]. No entanto, em trabalhos onde se realizou deformação a quente, a dureza da ZTA manteve-se praticamente inalterada após o processo de deformação, sendo esta a região de menor dureza (se comparado ao MB e MS) [71].

Para as condições [DF45] e [DF45TT] observou-se resultados de dureza superiores à 250HV, atendendo aos requisitos estabelecidos pelas Normas API 5L e NACE MR0175 não sendo, portanto, passíveis de utilização em ambientes *sour service*.

6 CONCLUSÕES

Após a avaliação dos resultados obtidos nos ensaios propostos, seguem conclusões obtidas:

A inspeção por ensaio não destrutivo (partículas magnéticas) não detectou nenhuma descontinuidade ou defeito nas chapas oriundo do processo de deformação a frio.

Os resultados das análises químicas confirmam que o MB e MS apresentaram resultados satisfatórios em relação à Norma API 5L - 2012. Na análise macrográfica da solda observou-se e ausência visual de descontinuidades na seção avaliada.

Na análise microestrutural sugeriu-se que: o MB é formado por bainita e ferrita. Já o MS e ZTA apresentaram, na raiz, ferrita e carbonetos, sendo isto consequência do reaquecimento da solda pelos cordões subsequentes. Na região de topo, tanto o MS quanto a ZTA apresentaram uma microestrutura predominantemente bainítica. Pelas técnicas aplicadas para caracterização microestrutural não foi possível identificar os efeitos do processo de deformação a frio visto que as alterações ocorrem em nível de discordâncias. Já após a deformação a frio seguida de têmpera e revenimento sugeriu-se, em todos os casos, uma microestrutura basicamente bainítica.

Os resultados mecânicos sugestionam que de uma forma geral (exceto para o MS na condição [DF] onde a resistência mantém-se inalterada): na condição [SD/TT] os resultados estão aprovados em relação aos limites definidos pela Norma API 5L – 2012. Na condição [DF] a resistência mecânica do material aumenta e o alongamento diminui à medida que a deformação a frio se torna mais acentuada, sendo tal fenômeno governado pelo mecanismo de endurecimento por encruamento. Em relação aos resultados obtidos para a condição [DF/TT] nota-se que a resistência mecânica também aumenta, sendo tal fenômeno governado por dois mecanismos de endurecimento diferentes, sendo eles: transformação de fase (alteração da microestrutura existente para bainita) e refino de grão após a têmpera e revenimento.

Pelos resultados obtidos (mesmo não sendo possível confirmar os mesmos estatisticamente) indica-se que a etapa de tratamento térmico não seria necessária, visto aumentar significativamente e resistência mecânica do material levando a mesma a estar fora dos limites da Norma API 5L – 2012.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A partir das constatações do presente estudo, recomendam-se alguns trabalhos futuros conforme detalhado abaixo:

Utilização de outro eletrodo menos ligado em substituição ao eletrodo utilizado nesse trabalho a fim de verificar o impacto nas propriedades mecânicas da solda.

Realizar o processo de deformação a frio em outras angulações a fim de se verificar a evolução das propriedades mecânicas à medida que o ângulo se torna mais “agudo”.

Realizar a caracterização das amostras deformadas a frio utilizando-se o Microscópio Eletrônico de Transmissão com o intuito de se avaliar a evolução das discordâncias durante o processo de deformação.

Realizar ensaios de CTOD sobre o MB, MS e ZTA após os processos de deformação a frio e tratamentos térmicos a fim de se avaliar a tenacidade à fratura de tais regiões.

Realizar ensaios de corrosão (NACE, HIC e *Four Point Bend Test*) após os processos de deformação a frio e tratamentos térmicos a fim de se avaliar a tenacidade à fratura de tais regiões.

Realizar o dobramento a quente, caracterizando o impacto do mesmo do ponto de vista microestrutural e propriedades mecânicas.

Realizar as curvas TRC por dilatométrica para entender a evolução microestrutural a partir dos tratamentos térmicos e ciclos de soldagem.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] BAI, Y. Pipelines and Risers. Elsevier. 2001. p. 353 – 380.
- [2] SPECIFICATION for Line Pipe: API Specification 5L. American Petroleum Institute. 45° Edition. Washington. 178p. 2012.
- [3] ANELLI, E.; COLLELUORI, D.; CUMINO, G.; IZQUIERDO, A.; QUINTANILLA, H.. Development of High Grade Seamless Pipes for Deepwater Application by Metallurgical Design. 2° International Conference on New Developments in Metallurgical Process Technology, Riva del Garda, 19-21 September 2005.
- [4] GRAY, J. M.; PONTREMOLI, M. Metallurgical options for API grade X70 and X80 linepipe. In: International Conference Pipe Technology, Rome-Italy, Nov. 1987.
- [5] SICILIANO, F. Materiais para Gasodutos: Aços de Alta Resistência para Dutos de Transporte de Gás e Petróleo – Tendências Atuais. Metalurgia & Materiais. São Paulo: Vol. 64, Nº. 588, p. 208 – 211, Mai/2008
- [6] SILVA, M.C. Determinação experimental da tenacidade à fratura da zona termicamente afetada de junta soldada de aço API 5L X80. Dissertação de Doutorado. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo – São Paulo. 2009.
- [7] HIPPERT, JR. E. Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API X70 e aplicação de curvas de resistência J- para a previsão de colapso em dutos. Tese de doutorado, 2004.
- [8] ARAÚJO, L. C. S. Influência de tratamentos térmicos pós-soldagem na microestrutura e propriedades mecânicas de juntas de aço que atende ao grau API 5L X70Q soldado pelo processo SMAW. Dissertação de mestrado – REDEMAT, Ouro Preto, 2013.
- [9] BATALHA, R.L. Envelhecimento por deformação em juntas soldadas de tubos de aço API 5L X65Q sem costura. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal De Ouro Preto. Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais - Rede Temática em Engenharia de Materiais. Ouro Preto. 2015.

- [10] WALLNER, C.; MAGNABOSCO, R. Vida em fadiga do aço ARBL com estrutura ferrita-perlita. In: Simpósio de Iniciação Científica em Ciências Matemáticas e da Computação, 9., São Paulo, 2001. Siicusp 2001. São Paulo, USP, 2001.
- [11] BHADSHIA, H.K.D.H.; HONEYCOMBE, S.R. Steels: Microstructure and Properties. 3ª Edição. ed. [S.l.]: Elsevier Ltd., 2006.
- [12] ULSAB – AVC – Advanced High Strength Steel Application Guidelines. International Iron and Steel Institute. Committee on Automobile Applications. March 2005.
- [13] FEDELE, R.A. Desafios da soldagem em tubulações. Metalurgia e Materiais, ABM, v. 58, n. 521, p. 322-326, Maio 2002.
- [14] SICILIANO, F. Materiais para Gasodutos: Aços de Alta Resistência para Dutos de Transporte de Gás e Petróleo – Tendências Atuais. Metalurgia & Materiais. São Paulo: Vol. 64, Nº. 588, p. 208 – 211, Mai/2008
- [15] HILLENBRAND, H. G. et al. Procedures, Considerations for Welding X80 Line Pipe Established. Oil & Gas Journal, Vol 37, p. 47 – 56, Set/1997.
- [16] MEESTER, B. The Weldability of Modern Structural Steels. ISIJ International, Vol. 37, Nº 6, p. 537 – 551, 1997.
- [17] STEFANI, C. A.; Processo de fabricação de tubos com costura especiais – Revista Siderurgia Brasil, Edição 57, 2008.
- [18] BELLOTO, H. J.; Análise de falhas em tubos sem costura de aço St52 utilizados em motores diesel. Dissertação de Mestrado, UNICAMP, 2011.
- [19] FERRAZ, P. P.; Estudo dos Processos de Amaciamento no Laminador Contínuo da V&M do Brasil. Dissertação de Mestrado, UFMG, 2009.
- [20] TOTTEN, G. E. Steel Heat Treatment, Metallurgy and Technologies. 2nd Edition. Portland – Oregon. Editora Taylor & Francis Group. 2006. p. 552 – 553.

- [21] SILVA, A. L. V.; MEI, P. R. – Aços e Ligas Especiais. 2ª Edição. São Paulo. Editora Edgard Blucher, 2006.
- [22] KRAUSS, G. Steels: Processing, Structure and Performance. Colorado. Editora ASM, 2005. p. 327 – 350.
- [23] COLPAERT, H. – Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. 4ª Ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2008.
- [24] SARTORI, F. Tecnologias e Técnicas modernas do processo MIG/MAG para o passe de raiz em soldagem orbital de tubos. Florianópolis: UFSC, 2016. 155p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Mecânica).
- [25] YAPP, D. and BLACKMAN, S.A. (2004), “Recent developments in high productivity pipeline welding”, Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, Vol. 16 No. 1, pp. 89-97.
- [26] SOEIRO, J. C., ROCHA, D.B., BRANDI, S. D. Uma Breve Revisão Histórica do Desenvolvimento da soldagem dos aços API para Tubulações. Soldagem e Inspeção, São Paulo, v.18, n.02, p.176-195.
- [27] LIMA, L. I. L. Metodologia para Avaliação da Corrosão da Zona Termicamente Afetada de um aço inoxidável ferrítico AISI 439 soldado. Belo Horizonte: UFMG, 2007.110p. (Dissertação Mestrado em Engenharia Mecânica).
- [28] NELSON, J. Maximizing Pipeline Welding Efficiency. Welding Journal, v. 92, n. 6, p. 74, Jun. 2013.
- [29] EMMERSON, J. G. FCAW Orbital Pipe Welding Technology Improves Fab Shop Productivity. Welding Journal, v. 78, n. 11, p. 57 - 59, Nov. 1999.
- [30] MACHADO, I. G. Soldagem e Técnicas Convexas: Processos. Porto Alegre. Editora CRB, 2007. p. 20 - 21

- [31] MARQUES, Paulo V. MODENESI, Paulo J. BRACARENSE, Alexandre Q. Soldagem Fundamentos e Tecnologia. 3 ed. Belo Horizonte, MG: UFMG, 2009. 362p.
- [32] SAAR HARTMETALL., J Bevels vs. V Bevels, June 12, 2015. Acessado dia 27/04/2018 às 12:28h.
- [33] BORING M., THOMPSON B., NAGY B., Advanced Pipeline Welding Technologies Boost Productivity. Pipeline and Gas Journal. p. 63 – 64. February, 2011.
- [34] MACHADO, I. G. Soldagem e Técnicas Convexas: Processos. Porto Alegre. Editora CRB, 2007. p. 20 - 21.
- [35] MEI, P. R.; SILVA, A. L. C. Cap. 2: Decomposição da Austenita e Curvas TTT. Aços e Ligas Especiais, Eletrometal S.A. Metais Especiais, Sumaré - SP, n. 2, p. 47-92, 1988.
- [36] ZHANG, Z.; FARRAR, R. A. Influence of Mn and Ni on the microstructure and toughness of C-Mn-Ni Weld Metals. Welding Journal, May 1997. 183s-196s.
- [37] GRONG, O. Metallurgical modelling of welding. The Institute of Materials - Materials modelling Series. Cambridge, p. 581. 1994.
- [38] BEIDOKHTI B., KOKABI A.H., DOLATI A., A comprehensive study on the microstructure of high strength low Alloy pipeline welds. Elsevir – Journal of Alloys and Compounds, P 142 – 147, 2014.
- [39] ALBUQUERQUE S. F., MACIELL T. M., SANTOS M A, BRACARENSE A. Q., Avaliação da Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Metais de Solda Obtidos por Processos de Soldagem Manual e Automatizado utilizado na Soldagem de Aço API 5L X80. CONSOLDA. P 322 – 323, 2010.
- [40] LIU C., Bhole S. D., Challenges and developments in pipeline weldability and mechanical properties. Science & Technology of Welding & Joining. P 169 – 181, 2013
- [41] MODENESI, Paulo J., MARQUES, Paulo V., SANTOS, Dagoberto B. Introdução a Metalurgia da Soldagem. Belo Horizonte, MG: UFMG, 2014.

[42] LI, H., LIANG J.-L., FENG, Y.-L., HUO, D.-X. Microstructure transformation of X70 pipeline steel welding heat-affected zone. *Rare Metals*, 33(4). p.493–498, July, 2014.

[43] BOOTS., SOUZA L. F. G. D., TEIXEIRA J. C. G., RIOS P. R.: ‘High strength steel development for pipelines: a Brazilian perspective’, *Metall. Mater. Trans. A*, 2005, 36A, 443–454.

[44] TERADA Y., KIYOSE A., DOL N., MORIMOTO H., KOJIMA A., NAKASHIMA T., HARA T., SUGIYAMA M. High-strength linepipes with excellent HAZ toughness, *Nippon Steel Tech. Rep.*, 2004, 90, 88–93.

[45] LIU C., ZHAO Z. B., NORTHWOOD D. O. Mechanical properties of the heat-affected zone in a bainitic high strength low alloy steel, *Mater. Sci. Technol.*, 2002, 18, 1325–1328.

[46] ZHU, Z. X., KUZMIKOVA, L., LI, H., BARBARO, F. Effect of inter-critically reheating temperature on microstructure and properties of simulated inter-critically reheated coarse grained heat affected zone in X70 steel. *Materials Science & Engineering A605*, p.8–13, 2014

[47] HAMDOLLAHZADEH A., OMIDVAR H., AMIRNASIRI A. Microstructure and mechanical characterization of x70 steel welded joints through hardness mapping and tensile strength testing, *Arch. Metall. Mater. P 2022 – 2027*, 2017.

[48] CHEN, Y. , LI, C., WANG, Y. Influence of peak temperature during in-service welding of API X70 pipeline steels on microstructure and fracture energy of the reheated coarse grain heat-affected zones. *Journal of Materials Science*. 46, p.6424–6431, May, 2011.

[49] KOU, S. *Welding Metallurgy*. 2^a. ed. [S.l.]: Wiley Interscience, 2003.

[50] TRINDADE, V. B.; PAYÃO, F. J. C.; GUIMARÃES, A. S.; PARANHOS, R. P. R. – The role of addition of Ni on the microstructure and mechanical behaviour of C-Mn weld metals, *Exacta*, São Paulo, v.5, n.1, p. 177-183, 2007 (a).

[51] KIMA Y. M., LEE H., KIM N. J. Transformation behavior and microstructural characteristics of acicular ferrite in linepipe steels. *Elsevir. P 361 – 370*, 2007.

[52] JORGE, J. C. F.; SOUZA, L. F. G.; REBELLO, J. M. A. The effect of chromium on the microstructure/toughness relationship of C-Mn Weld Metal deposits. *Materials Characterization*, Vol. 47, 2001. 195-205.

[53] BHADSHIA, H. K. D. H; SVENSSON, L. E – Modelling the evolution of microstructure in steel weld metal, In: H. Cerjak (editor), *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*, Institute of Materials, London, 1993, p. 109–182

[54] SEN M.; CHENG J. J. R.; ZHOU J. Behavior of Colding Bend Pipes under bending loads. *Journal of Structural Engineering*. P 571 – 578, 2011.

[55] JUNAK G., CIEŚLA M., TOMCZAK J. Selecting Parameters for Bending of Tubes Made of the X70 Steel by Numerical Modelling. *Arch. Metall. Mater.* P2339 – 2342, 2017.

[56] CIESLA M., MUTWIL K., JUNAK G., *Fatigue Failure and Fracture Mechanics XXVI: Proceedings of the XXVI Polish National Conference on Fatigue Failure and Fracture Mechanics*, Source: AIP Conf. Proc. 1780, 020001 (2016).

[57] FUKUDA N., YATABE H., KAWAGUCHI S., WATANABE T., MASUDA T. Experimental and Analytical Study of Cold Bending Process for Pipelines. *Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering*. Volume 125, P153 – 157, 2003.

[58] FUKUDA N., YATABE H., MASUDA T., TOYODA M. Changes in Tensile Properties due to Cold Bending of Line Pipes. 21st International Conference of Offshore Mechanics and Arctic Engineering. P 1 – 8, 2002.

[59] API 1104-10 - Welding of Pipeline and Related Facilities. American Petroleum Institute. [S.l.]. 2010.

[60] FORTES, C – Apostila de Metalurgia da Soldagem. São Paulo, p. 13, 2005.

[61] TRINDADE B. V., ALVES S. M. S, CÂNDIDO L. C., LIMA G. L. F., PORCARO R. R. Características Microestruturais e Mecânicas ao Longo da Seção Transversal de Juntas Soldadas em Multipasses pelo Processo GMAW de um Aço API 5L X65Q – Soldagem e Inspeção – P217-227 – 2017

[62] ALVES S. M. S., Características Microestruturais e Mecânicas ao Longo da Seção Transversal de Juntas Soldadas em Multipasses pelo Processo GMAW de um Aço API 5L X65Q. Dissertação de mestrado – REDEMAT, Ouro Preto, 2016.

[63] PAULA M. P. M. Análise da Influência dos Parâmetros de Soldagem na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de uma Junta Soldada de Tubos sem Costura APIX70QS para Aplicações LinePipe Sour Service. Dissertação de mestrado – Universidade Federal de Belo Horizonte, Belo Horizonte, 2018.

[64] QUINTINO L, LISKEVICH O, VILARINHO L, SCOTII A. Heat input in full penetration welds in gas metal arc welding (GMAW). The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2013;68(9-12). p. 2833-2840. <https://doi.org/10.1007/s00170-013-4862-8>.

[65] JR, E. D. CALLISTER, Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução. Nova York, John Wiley & Sons, Inc. – 2007.

[66] MAGNABOSCO, A.S..Resistência mecânica × conformabilidade. In: MORAIS, W.A.; MAGNABOSCO, A.S; NETTO, E.B.M. Metalurgia física e mecânica aplicada. 2. ed. São Paulo: ABM, 2009.

[67] FARIA, R. J. Soldabilidade do Aço USISAC350 na construção metálica. Belo Horizonte: UFMG, 2010. 87p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalurgica).

[68] SOUZA, S. A., Ensaios Mecânicos de Materiais Metálicos – Fundamentos Teóricos e Práticos. Rio de Janeiro, Editora Edgard Blucher LTDA – 1996.

[69] SEN, M., CHENG, J. J. R., MURRAY, D. W. Mechanical properties of cold bends. Canada, Journal of Pressure Vessel Technology, 2008.

[70] MISRA R.D.K., ZHANG Z., VENKATASURYA P.K.C., SOMANI M.C., KARJALAINEN L.P., Martensite shear phase reversion-induced nanograined/ultrafine-grained Fe-16Cr-10Ni alloy: The effect of interstitial alloying elements and degree of austenite stability on phase reversion, Mater. Sci. Eng. A 527 (2010) 7779–7792.

[71] BATISTA Z. G. Curvamento por Indução de Tubo da Classe API 5L X80. Dissertação de mestrado – PUC-Rio, Rio de Janeiro, 2005.

[72] SILVA A. R., PINTO L. A., KUZNETSOV A., BOTT I. S. Precipitation and Grain Size Effect on the Tensile Strain-Hardening Exponents of an API X80 Steel Pipe after High-Frequency Hot-Induction Bending. MDPI, 168. 2018.

[73] KONDO J. et al. The State of Art of High Strength Induction Bent Pipe. NKK Corporation. Eighth Symposium on Line Pipe Research. PRCI, 1993.

[74] BANERJEE, A.; DHAL, S. K. Effect Of Strain Ageing in Welded and Non Welded Low Carbon Steel. Department of Metallurgical and Materials Engineering - National Institute of Technology Rourkela. [S.l.]. 2010.

[75] WILLIAMS, D. N. Investigation of the Properties of Induction Hot Bends. Batelle Columbus Division. Seventh Symposium on Line Pipe Research. PRCI. October, 1986

[76] MARTINS T. F. Simulação Física de Temperaturas nas Propriedades Mecânicas de Juntas Soldadas de Tubo de Aço API 5L X80. Dissertação de mestrado – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2016.

[77] BATISTA G. Z., SILVA R. D. A. Determinação dos parâmetros para o curvamento a quente e tratamento térmico de tubos API X80. Mestre, Engenheiro Metalúrgico – Petrobras. Professora Associada – pp 1- 8, 2007.

[78] ZHOU T., YU H., A Study of Microstructural Evolution and Strength – Toughness Mechanism of Heavy-Wall Induction Bend Pipe. Mater. Sci. Eng. A. vol 615. pp 436 – 444, 2014.

[79] DIXON, B. HAKANSSON K. Welding Journal 74 (1995) 122s. P. Deb, K. D. Challenger A. E. Therrien Metall. Trans. 18A 1987.

[80] HAMDOLLAHZADEH A., OMIDVAR H., AMIRNASIRI A. Microstructure and Mechanical Characterization of X70 welded joints through hardness mapping and tensile strength testing Arch. Metall. Mater. 62 (2017), 4, 2021-2027.

9 APÊNDICE

Relatório com detalhamento dos parâmetros reais de soldagem aplicadas neste trabalho.

Parâmetros reais de soldagem

[Relatório de Acompanhamento da Soldagem do Procedimento de Soldagem]

delp		RELATÓRIO DE ACOMPANHAMENTO DA QUALIFICAÇÃO DO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM				2017							
IDPS Nº: NA		CONTATO: DANILLO ALBERTO		DS Nº: 3.07655.52.001		Relatório Nº:	RRS CP 06						
FORMA APLICADA: NA		CORPO DE PROVA Nº: CP 06		DATA: 19/09/2017									
PROCESSO(S): 1+2 GTAW + GMAW		TIPO(S): <input checked="" type="checkbox"/> Manual <input checked="" type="checkbox"/> Semi automático <input type="checkbox"/> Automático <input type="checkbox"/> Mecanizado		POSICÃO DE SOLDAGEM: PLANA (1G)									
METAIS DE ADIÇÃO													
Identificação		Arame Sólido		Arame Tubular		Eletrodo							
Especificação		AWS A 5.28				AWS A 5.18							
Classificação		ER80S-D2				ER70S-3							
Marca Comercial		BOEHLER DMO IG-B				EML3 2.4-IMP / TIG ER70S3							
Fabricante		VOESTALPINE				BÖHLER WELDING / GERDAU							
Número (mm)		1.2				2.4							
Ø da Coroa		1305117				3.2							
Ø da GR		170507				1301529 41048488							
						136721 125205							
METAIS DE BASE													
Especificação		Classificação		Espessura (mm)		Diâmetro (mm)							
API 5L		X70 Q00S		23.8		355.6							
						Comida NA							
						Certificado NA							
						Número de OF. NA							
GÁS DE PROTEÇÃO				GÁS DE PURGA									
Tipo de Gás		Processo de soldagem		Composição		Vazão (l/min.)							
ARGÔNIO		GTAW		99.9% Ar		15							
MISTURA C-18		GMAW		82% Ar + 18% CO2		18							
						Nº de Origem NA							
						Tipo de Gás NA							
						Composição NA							
						Vazão (l/min.) NA							
						Nº de Origem NA							
INSTRUMENTOS DE MEDIÇÃO													
Instrumento		Número de série / identificação		Laboratório		Certificado de calibração							
Aerômetro de contato		P50199		Metrogerais		0409/2017							
Vilão Volt-Asperimetro		P93149		Spectrum		06/02/2017							
Jonômetro		P7926		Metrogerais		0265/2017							
Aerômetro		P20385		Delp		26/07/2017							
Tudômetro		P68276		Delp		03/05/2017							
						Data de validade 28/02/2018							
						15/02/2018							
						15/01/2019							
						30/10/2017							
						15/05/2018							
TÉCNICA DE SOLDAGEM													
Número de Passos:		<input type="checkbox"/> Simples <input checked="" type="checkbox"/> Múltiplos		Tipo de Passos:		<input checked="" type="checkbox"/> Estreitos <input checked="" type="checkbox"/> Oscilantes							
Número de camadas		<input type="checkbox"/> Simples <input checked="" type="checkbox"/> Múltiplos		Tipo de Meta-Junta:		<input type="checkbox"/> Metálico <input checked="" type="checkbox"/> Cerâmico <input type="checkbox"/> NA							
Especificação / Classificação do eletrodo de Tungstênio:		AWS A5.12 / EWTh-2 ou EWLa-2		Diâmetro do eletrodo de tungstênio		2,40 mm							
Modo de Transferência:		Processo 1 <input type="checkbox"/> Globular <input type="checkbox"/> Pulsado <input type="checkbox"/> Spray <input type="checkbox"/> Curto Circuito <input checked="" type="checkbox"/> NA		Processo 2 <input type="checkbox"/> Globular <input checked="" type="checkbox"/> Pulsado <input type="checkbox"/> Spray <input type="checkbox"/> Curto Circuito <input type="checkbox"/> NA									
Ingressão de Soldagem:		<input type="checkbox"/> Ascendente <input type="checkbox"/> Descendente <input checked="" type="checkbox"/> NA		Limpeza Inicial		USINADO							
Diâmetro do Bocal:		Processo 1 8,0 mm		Processo 2 16,0 mm		Limpeza Interpassos: ESMERILHAMENTO							
Stick Out (mínimo / máximo):		Processo 1 NA		Processo 2 5 a 10		Método de Golpeamento: NA							
Tipo de Máquina de solda:		Processo 1 <input checked="" type="checkbox"/> Corrente constante <input type="checkbox"/> Tensão constante		Processo 2 <input type="checkbox"/> Corrente constante <input checked="" type="checkbox"/> Tensão constante									
SOLDADOR / OPERADOR:		Arilton Lúcio de Carvalho Silva				REGISTRO / SINETE: 71293 / 125							
SOLDADOR / OPERADOR:						REGISTRO / SINETE:							
LEGENDA													
L = Comprimento do cordão de solda		Slack Out = Distância do bico de contato à peça soldada											
ØR = Número de origem (restreabilidade)		Temperatura na região a ser soldada imediatamente antes do início de soldagem.											
PARÂMETROS DE SOLDAGEM													
Passo	Processo	Consumível	Ø (mm)	Corrente		Tensão (V)	Temperatura (°C)	Largura do cordão (mm)	Tempo (min. / seg.)	L (mm)	Velocidade (cm/min.)	Heat Input (kJ/mm)	
				Tipo	Polaridade								Valor (A)
1ª	GTAW	ER70S-3	2,4	CC	Direta	90 / 100	10 / 11	156	8	18 / 10	967	5,3	1,13
2ª	GTAW	ER70S-3	2,4	CC	Direta	150 / 152	12 / 13	160	10	16 / 45	979	5,8	1,26
3ª	GTAW	ER70S-3	3,2	CC	Direta	150 / 152	12 / 13	163	9	13 / 40	991	7,3	1,55
4ª	GTAW	ER70S-3	3,2	CC	Direta	199 / 201	12 / 13	161	9	10 / 30	991	9,4	1,60
5ª	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	290 / 300	26 / 27	170	10	2 / 59	999	33,5	1,38
6ª	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	290 / 300	26 / 27	159	11	3 / 7	999	32,1	1,44
7ª	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	290 / 300	26 / 27	156	11	3 / 3	999	32,8	1,41
8ª	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	300 / 320	26 / 27	158	11	2 / 55	1.016	34,8	1,42
9ª	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	290 / 300	26 / 27	157	11	3 / 6	1.016	32,4	1,45
10ª	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	290 / 300	26 / 27	162	11	3 / 6	1.016	32,8	1,41
11ª	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	300 / 300	26 / 27	153	11	3 / 7	1.026	32,9	1,40
12ª	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	290 / 300	26 / 27	155	11	3 / 9	1.026	32,6	1,41
13ª	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	280 / 300	25 / 27	160	12	3 / 15	1.026	31,6	1,43
14ª	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	300 / 300	26 / 27	157	11	3 / 17	1.054	32,1	1,44
15ª	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	280 / 300	27 / 28	158	11	3 / 13	1.054	32,8	1,46
16ª	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	270 / 300	26 / 27	162	11	3 / 22	1.054	31,3	1,45
17ª	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	280 / 300	26 / 27	157	11	3 / 20	1.091	32,7	1,41
18ª	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	280 / 300	26 / 27	159	11	3 / 17	1.091	33,2	1,39
19ª	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	280 / 300	26 / 27	170	12	3 / 19	1.091	32,9	1,40
20ª	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	280 / 300	26 / 27	172	11	3 / 23	1.117	33,0	1,40
21ª	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	280 / 300	26 / 27	166	12	3 / 24	1.117	32,9	1,40
22ª	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	280 / 300	26 / 27	172	12	3 / 27	1.117	32,4	1,42
23ª													
24ª													
25ª													
REQUIS DO CORPO DE PROVA: (Deverá ser anotado: dimensões da junta, sequência de passos de solda e espessura soldada para cada processo e/ou soldador e de golpeamento)													
				Tubo 16 Nº 01				Tubo 16 Nº 02					
				Backing cerâmico				Espessura soldada GTAW: 5mm					
COMPANHAMENTO DA SOLDAGEM E INSPEÇÃO VISUAL DO CORPO DE PROVAS REALIZADA POR:								GERALDO GOMES					
ALDO DA INSPEÇÃO VISUAL: <input checked="" type="checkbox"/> APROVADO <input type="checkbox"/> REPROVADO				INSPEÇÃO REALIZADA CONFORME PROCEDIMENTO Nº:				PGD-8.2.4-03					
<i>Gerardo Gomes Ferreira</i> Inspetor de Soldagem NI-FBTS SNOX-43-4687				Eng. Materiais e Solda Daniilo A. L. Gomes Engenheiro de Materiais e Solda SNOX-06575				Fiscalização / Cliente					
								FOLHA					
								01 / 01					