IZABELA FERREIRA GIRÃO

ESTUDO DO EFEITO DO APORTE TÉRMICO DE UMA SOLDA SAW NA ZONA
AFETADA PELO CALOR DE UM MATERIAL API 5L X100M ATRAVÉS DE
SIMULAÇÕES COMPUTACIONAIS

SÃO PAULO

2018

IZABELA FERREIRA GIRÃO

ESTUDO DO EFEITO DO APORTE TÉRMICO DE UMA SOLDA SAW NA ZONA
AFETADA PELO CALOR DE UM MATERIAL API 5L X100M ATRAVÉS DE
SIMULAÇÕES COMPUTACIONAIS

Dissertação apresentada à Escola Politécnica
da Universidade de São Paulo para obtenção
do título de mestre em Ciências

SÃO PAULO

2018

IZABELA FERREIRA GIRÃO

ESTUDO DO EFEITO DO APORTE TÉRMICO DE UMA SOLDA SAW NA ZONA
AFETADA PELO CALOR DE UM MATERIAL API 5L X100M ATRAVÉS DE
SIMULAÇÕES COMPUTACIONAIS

Dissertação apresentada à Escola Politécnica
da Universidade de São Paulo para obtenção
do título de mestre em Ciências.

Área de Concentração:
Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Orientador: Prof. Dr. Hélio Goldenstein

SÃO PAULO

2018

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

Este exemplar foi revisado e corrigido em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, _____ de _____ de _____

Assinatura do autor: _____

Assinatura do orientador: _____

Catologação-na-publicação

Girão, Izabela

Estudo do efeito do aporte térmico de uma solda SAW na zona afetada pelo calor de um material API 5L X100M através de simulações computacionais / I. Girão -- versão corr. -- São Paulo, 2018.

126 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.Aço API 5L X100M 2.Soldagem por arco submerso 3.Zona de grãos grosseiros 4.Constituinte MA 5.Sysweld I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho ao meu marido,
meus pais e irmãos e amigos.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por tudo.

Aos meus pais, que sempre me deram forças e incentivos para seguir adiante e nunca desistir dos meus sonhos.

Ao meu marido, que passava tardes comigo incentivando a escrita desta dissertação.

A todos meus amigos e familiares, que me ouviam falar do trabalho muitas vezes apenas para me motivar, e por ajudarem na distração necessária para que este trabalho fosse concluído.

Ao professor Hélio Goldenstein pela oportunidade, orientação e por acreditar em mim e neste trabalho.

Ao professor João Payão pelos conselhos e ensinamentos.

À Tenaris do Brasil pela concessão do material e pela oportunidade de estudo.

A todos que, direta ou indiretamente, ajudaram na execução deste trabalho.

“Foi o tempo que dedicastes à tua rosa que a fez tão importante”
(Antoine de Saint-Exupéry)

RESUMO

Este trabalho tem por objetivo simular a zona de grãos grosseiros da ZAC através da simulação computacional em software de elementos finitos e submeter amostras de um aço microligado API 5L X100M a ciclagens térmicas na Gleeble para representar a região de estudo e, dessa forma, caracterizar e comparar o comportamento mecânico e microestrutural do material frente a diferentes aportes térmicos.

Foram realizadas simulações de soldagem por arco submerso (SAW) em software computacional de elementos finitos para os aportes térmicos 2.0, 2.5, 3.0, 3.5, 4.0, 4.5 e 5.0 kJ/mm e obtidos os ciclos térmicos de um local correspondente à zona de grãos grosseiros da zona afetada pelo calor (ZAC). Em seguida, o ciclo obtido para cada aporte simulado foi utilizado como fonte para a simulação térmica na Gleeble de amostras do metal de base de um tubo produzido para a norma API 5L grau X100M.

Em seguida, foram realizados ensaios de microdureza nos corpos de prova após simulações térmicas na Gleeble e no material de base como recebido, para efeitos de comparação dos resultados. Para cada aporte de calor simulado, um corpo de prova foi destinado para avaliação de microdureza e posterior análise microestrutural. As amostras remanescentes foram submetidas a ensaio de impacto charpy em temperatura de 0°C para as amostras de aporte de calor 2.5, 3.0, 4.0 e 4.5 kJ/mm e, para os demais aportes térmicos foi feito levantamento de curva de transição entre as temperaturas de -60 a 24°C.

Os resultados obtidos demonstraram que existe uma correlação entre tenacidade, aporte de calor e morfologia do constituinte MA gerado na região de estudo, de maneira que foram obtidos menores valores de energia absorvida conforme maior o aporte de calor simulado. Também, nessas condições foi observado que o constituinte MA apresentou uma maior tendência ao formato globular que ao alongado.

Palavras-chave: Aço API 5L X100M, Soldagem por arco submerso, Zona de grãos grosseiros, Análise de Elementos finitos, Simulação térmica, Constituinte MA.

ABSTRACT

The objective of this study is to simulate the coarse grain from the heat affected zone (CGHAZ) through computer simulation in finite element software and to submit samples of an API 5L X100M micro alloyed steel to thermal cycling in Gleeble to replicate this region and thus characterize and compare the mechanical and microstructural behavior of the material face to different heat inputs.

Submerged Arc Welding (SAW) simulations were performed in finite elements software for heat inputs of 2.0, 2.5, 3.0, 3.5, 4.0, 4.5 and 5.0 kJ/mm. Afterwards, the thermal cycle curve obtained for each simulated heat input was used as the source for the thermal simulation in Gleeble of samples taken from the base metal of a pipe produced for API 5L standard and X100M grade.

Subsequently, microhardness tests were performed in the Gleeble simulated samples and in as received material for the purpose of comparing the results. For each heat input simulated, one test specimen was used for microhardness and microstructural analysis. The remaining samples were subjected to a charpy V notch impact test at the temperature of 0°C for the 2.5, 3.0, 4.0 e 4.5 kJ/mm heat inputs and a transition curve was plotted between -60 up to 24°C for heat inputs 2.0, 3.5 and 5.0 kJ/mm.

The obtained results demonstrates that there is a correlation between toughness, heat input and the MA constituent morphology, in a way that lower values of absorbed energy were obtained as the simulated heat input increased. In this condition, it was also observed that the MA constituent showed a greater tendency to become more globular than elongated.

Key words: API 5L X100M steel, Submerged Arc Welding, Coarse Grain Region, Finite Element Analysis, Thermal simulation, MA constituent.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Diferentes rotas de laminação para o material X100.....	21
Figura 2- Variação de composição química, rotas de processamento e resistência mecânica final obtida.	22
Figura 3 - Esquema de laminação controlada empregado no processamento de aços HSLA-80 e ULCB.	24
Figura 4 - Evolução da técnica de laminação controlada e mecanismos de endurecimento.	25
Figura 5 - Influência do teor de carbono da curva de transição.	27
Figura 6 - Distribuição da concentração de carbono em regiões de segregação no meio da espessura para os processos de TMCP e TMP.	27
Figura 7 - Efeito da rota de fabricação na formação de sítios de nucleação na transformação da austenita.	28
Figura 8 - Influência do processo TMCP na transformação microestrutural de um aço.	29
Figura 9 – Layout do processo de resfriamento acelerado.	30
Figura 10 - Efeito da rota de produção no limite de escoamento e resistência de um material com espessura de 25mm e ligado ao Nb e V.	30
Figura 11 - Alterações dos requerimentos de aços API ao longo dos anos.	31
Figura 12 - Economia de peso obtida devido ao uso de materiais com maior resistência mecânica para um dado OD.	31
Figura 13 - Evolução dos aços API. Aumento de 200x.	32
Figura 14 - Evolução dos aços API.	33
Figura 15 - Evolução dos aços API – Relação entre limite de resistência e temperatura de transição dúctil-frágil em função da microestrutura do aço API 5L	33
Figura 16 – Efeito do enxofre na tenacidade de aços API.	35
Figura 17 - Conceito de aporte de calor.	37
Figura 18 – Ciclo térmico característico para soldas com um único passe.	38
Figura 19 - Repartição térmica da soldagem.	38
Figura 20 - Esquema do processo de soldagem a arco submerso – SAW: a) Fluxograma geral do processo; b) Região da soldagem.	39

Figura 21 – Macroestrutura esquemática da secção transversal de uma junta soldada: a) Metal de solda; b) Zona afetada pelo calor (ZAC); c) Metal de base	41
Figura 22 - Subzonas que compõem a ZAC em uma soldagem SAW.	42
Figura 23 - Repartição térmica da ZAC.....	44
Figura 24 – a) Propriedades de solda de alto aporte de calor (único passe de solda) de aço Cu-Ni-Mo-V em função da distância da linha de fusão (MATSUDA et al., 1996).....	45
Figura 25 – Análise do teor de carbono por EPMA e microdureza na matriz e constituinte MA para diferentes aços.	46
Figura 26 – Evolução da microestrutura e propriedades mecânicas para diferentes taxas de resfriamento a partir da temperatura de pico de 1350°C em aço X100.	47
Figura 27 - a) Microestrutura de um cordão de solda evidenciando a presença de PF(G) e AF – 200x de aumento; b) Microestrutura de um cordão de solda evidenciando a presença de PF(G) e AF – 500x de aumento.	49
Figura 28 - Ferrita Poligonal Intragranular.....	50
Figura 29 - Ferrita Acicular. Microestrutura de um cordão de solda evidenciando a presença de PF(G) e AF – 200x de aumento.	50
Figura 30 - Ferrita de segunda fase alinhada e não alinhada.....	51
Figura 31 - Influência de parâmetros na transformação de microestruturas: a) Baixo teor de elementos de liga → maior quantidade de ferrita de contorno de grão e de segunda fase alinhada e pouca presença de ferrita acicular; b) Médio teor de elementos de liga → ferrita de segunda fase alinhada não é desenvolvida, permitindo a formação de maior quantidade de ferrita acicular a partir de precipitados no interior no grão austenítico; c) Alto teor de elementos de liga → permite desenvolvimento de bainita.	52
Figura 32 – Curva CCT típica de resfriamento de uma solda com material aço carbono.	52
Figura 33 - Classificação dos diagramas de fase Fe-C: a) Campo austenítico aberto; b) Campo austenítico expandido; c) Campo austenítico fechado; d) Campo austenítico contraído. A e b são isopletras de F-C e c e d de Fe-Cr.	53
Figura 34 – Precipitação do Nb nas etapas do processamento TMCP.	54
Figura 35 - Influência do nióbio e de outros elementos de liga na temperatura final de recristalização.....	55
Figura 36 – Efeito da edição de elementos de liga nas fases bainita e ferrita poligonal de um material TMCP+ACC.	56

Figura 37 – Influência do titânio no campo austenítico.....	58
Figura 38 - Primeira etapa de conformação da chapa. Prensa “U”.....	60
Figura 39 - Esquema das tensões existentes durante etapas de conformação da chapa grossa desde formato em “U” até formato em “O”.	60
Figura 40 – Etapa de conformação da chapa. Prensa “O”.	61
Figura 41 – Soldagem interna e externa de tubos.....	61
Figura 42 – Expansor de tubos.	62
Figura 43 - Layout do processo produtivo de tubos através do processo de solda por arco submerso na Tenaris do Brasil.	62
Figura 44 – Fluxograma da metodologia utilizada.....	64
Figura 45 - Posição de retirada das amostras de tração.	66
Figura 46 - Posição de retirada das amostras no tubo.....	67
Figura 47 - Posição de retirada das amostras no tubo.....	67
Figura 48 – Diagrama de resfriamento contínuo específico para soldagem do aço X100. ...	68
Figura 49 – Chanfro utilizado na simulação de soldagem: a) Peça da simulação computacional, com a solda longitudinal na região central; b) Solda longitudinal a ser simulada. Cada cor representa o local de trabalho de cada arame; c) Disposição do cordão de solda simulado em esquema de malha de elementos finitos; d) Corte transversal da simulação computacional no chanfro apresentado.	69
Figura 50 – Croqui e dimensões do chanfro utilizado na soldagem longitudinal de passe externo.....	69
Figura 51 – Parâmetros de controle para definição do chanfro. Macrografia fornecida corresponde a uma solda com material de mesma espessura soldado com aporte de calor de 4.0 kJ/mm.	71
Figura 52 – Localização do nó de interesse representativo da CGHAZ e seu ciclo térmico extraído.....	71
Figura 53 – Máquina utilizada para medição de microdureza.	73
Figura 54 – a) Localização das superfícies a serem examinadas; b) Malha de medição de microdureza.	73
Figura 55 – Máquina Zwick utilizada para o ensaio de impacto.	74

Figura 56 – Sentido do ensaio de impacto.....	75
Figura 57 – Microestrutura do material de base como recebido. Aumento de 200x: a) Região próximo à superfície; b) Centro da espessura.....	77
Figura 58 – Microestrutura óptica do material de base como recebido. Aumento de 500x...	78
Figura 59 – Microestrutura eletrônica do material de base como recebido. Aumentos de 5000 e 10000x. respectivamente.	78
Figura 60 – Microestrutura do material de base como recebido na região de segregação central: a) Aumento de 200x; b) Caracterização da região destacada na Figura a com aumento de 500x.....	79
Figura 61 – Variação de propriedades mecânicas chapa vs. tubo para: a) Limite de escoamento (LE); b) Limite de resistência (LR).	80
Figura 62 – Visão transversal da soldagem externa utilizando aporte de calor de 4.0 kJ/mm – Escala de cores em °C e igual para todos os quadros.....	81
Figura 63 – Aporte de calor de 2.0kJ/mm: a) Visão transversal da simulação térmica realizada; b) Ponto de temperatura de pico analisado.....	83
Figura 64 – Aporte de calor de 2.5kJ/mm: a) Visão transversal da simulação térmica realizada; b) Ponto de temperatura de pico analisado.....	84
Figura 65 – Aporte de calor de 3.0kJ/mm: a) Visão transversal da simulação térmica realizada; b) Ponto de temperatura de pico analisado.....	85
Figura 66 – Aporte de calor de 3.5kJ/mm: a) Visão transversal da simulação térmica realizada; b) Ponto de temperatura de pico analisado.....	86
Figura 67 – Aporte de calor de 4.0kJ/mm: a) Visão transversal da simulação térmica realizada; b) Ponto de temperatura de pico analisado.....	87
Figura 68 – Aporte de calor de 4.5kJ/mm: a) Visão transversal da simulação térmica realizada; b) Ponto de temperatura de pico analisado.....	88
Figura 69 – Aporte de calor de 5.0kJ/mm: a) Visão transversal da simulação térmica realizada; b) Ponto de temperatura de pico analisado.....	89
Figura 70 – Curvas de ciclo térmico para ZAC de grãos grosseiros para todos os aportes simulados na Gleeble.	90
Figura 71 – Variação do ΔT 800-500°C de acordo com o aporte de calor simulado.....	91
Figura 72 – Variação da taxa de resfriamento com o aporte de calor simulado.	91

Figura 73 – Resultados de microdureza obtidos.	92
Figura 74 – Boxplot dos resultados encontrados a 0°C.....	93
Figura 75 – Curva de transição de energia de Charpy obtida para o aporte de calor simulado de 2.0 kJ/mm.	94
Figura 76 – Curva de transição de energia de Charpy obtida para o aporte de calor simulado de 3.5 kJ/mm.	95
Figura 77 – Curva de transição de energia de Charpy obtida para o aporte de calor simulado de 5.0 kJ/mm.	95
Figura 78 – Energia absorvida em função da temperatura e a obtenção da Temperatura de transição dúctil-frágil da energia absorvida (TTDF _{EA}).....	96
Figura 79 – Aporte de calor de 2.0 kJ/mm – Nital: a) 500x de aumento; b) 1000x de aumento.	98
Figura 80 – Aporte de calor de 2.5 kJ/mm – Nital: a) 500x de aumento; b) 1000x de aumento.	99
Figura 81 – Aporte de calor de 3.0 kJ/mm – Nital: a) 500x de aumento; b) 1000x de aumento.	99
Figura 82 – Aporte de calor de 3.5 kJ/mm – Nital: a) 500x de aumento; b) 1000x de aumento.	100
Figura 83 – Aporte de calor de 4.0 kJ/mm – Nital: a) 500x de aumento; b) 1000x de aumento.	100
Figura 84 – Aporte de calor de 4.5 kJ/mm – Nital: a) 500x de aumento; b) 1000x de aumento.	101
Figura 85 – Aporte de calor de 5.0 kJ/mm – Nital: a) 500x de aumento; b) 1000x de aumento.	101
Figura 86 – Micrografia em microscopia óptica da amostra simulada ZAC GG em Gleeble com aumento de 1000x para aporte de calor de 3.0 kJ/mm. Identificação do contraste cinza e morfologia do constituinte MA.....	103
Figura 87 – Micrografias em MEV-ES das amostras atacadas com nital 2% para aporte de calor de 2.0 kJ/mm com aumento de 2500x.....	104
Figura 88 – Micrografias em MEV-ES das amostras atacadas com nital 2% para aporte de calor de 2.5 kJ/m com aumento de 2500x.....	104

Figura 89 – Micrografias em MEV-ES das amostras atacadas com nital 2% para aporte de calor de 3.0 kJ/mm com aumento de 2500x.....	105
Figura 90 – Micrografias em MEV-ES das amostras atacadas com nital 2% para aporte de calor de 3.5 kJ/mm com aumento de 2500x.....	105
Figura 91 – Micrografias em MEV-ES das amostras atacadas com nital 2% para aporte de calor de 4.0 kJ/mm com aumento de 2500x.....	106
Figura 92 – Micrografias em MEV-ES das amostras atacadas com nital 2% para aporte de calor de 4.5 kJ/mm: a) aumento de 1000x; b) aumento de 2500x.	106
Figura 93 – Micrografias em MEV-ES das amostras atacadas com nital 2% para aporte de calor de 5.0 kJ/mm com aumento de 2500x.....	107
Figura 94 – Micrografias em MEV-ES com aumento de 5000x da ZACGG simulada para aportes de 3.5 kJ/mm (A) e 2.0 kJ/mm (B) com constituinte identificados: 1º bainita superior; 2º bainita globular e 3º ferrita com ilhas esparsas de MA.....	108
Figura 95 – Micrografias em MEV-ES com aumento de 10000x da ZACGG simulada para aporte de 4.5 kJ/mm (a) e 2.0 kJ/mm (b e c) com constituinte identificados: 1º bainita superior; 2º bainita globular e 3º ferrita com ilhas esparsas de MA.....	108
Figura 96 – Micrografias em MEV com ataque eletrolítico e análise de imagem para quantificação do MA.	109
Figura 97 – Micrografias em MEV-ES com aumento de 2500x da ZAC-GG com ataque eletrolítico para a amostra simulada de: (a) 2.0 kJ/mm; (b) 2.5 kJ/mm; (c) 3.0 kJ/mm; (d) 3.5 kJ/mm; (e) 4.0 kJ/mm e aumento de 2000x para (f) 4.5 kJ/mm; (g) 5.0 kJ/mm.	111
Figura 98 – Diferentes morfologias do constituinte MA identificadas na ZAC-GG da amostra simulada com 4.0 kJ/mm de aporte de calor: (i) filme fino alongado. (ii) transição para aspecto globular. (iii) globular/massivo e (iv) colônias massivas.	113

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição Química dos aços API soldados.....	35
Tabela 2 - Composição Química do material utilizado	65
Tabela 3 - Propriedades mecânicas de tração para um aço API 5L X100M (API Spec. 5L 45th edition, 2012).....	65
Tabela 4 – Inputs para simulação computacional para os diferentes aportes térmicos nos quatro arames.	68
Tabela 5 – Parâmetros de input no software Sysweld	70
Tabela 6 – Distribuição da quantidade de corpos de prova para simulação na Gleeble.	72
Tabela 7 – Distribuição da quantidade de corpos de prova para ensaio de impacto.	74
Tabela 8 – Resultados de tração no material como recebido.	79
Tabela 9 – Resultados de tração transversal na chapa. Valores reportados no certificado fornecido pela usina.	80
Tabela 10 – Resumo dos valores de temperatura de pico e localização dos pontos de estudo.	90
Tabela 11 – Temperaturas de transição dúctil-frágil	96
Tabela 12 – Tamanho de grão austenítico prévio por aporte de calor simulado.	102
Tabela 13 – Fração de MA por aporte de calor	109

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AF – Ferrita Acicular
API – American Petroleum Institute
ARBL – Alta Resistência e Baixa Liga
CCT – Diagrama de resfriamento contínuo
CE / C_{eq} – Carbono Equivalente
CGHAZ – Região de Grãos Grosseiros da ZAC (coarse grain HAZ)
CR – Laminação controlada (controlled rolling)
DNV – Det Norske Veritas
DQ – Têmpera (direct quench)
EPS – Especificação de Soldagem
FGHAZ – Região de Grãos Finos da ZAC (fine grain HAZ)
FS(A) – Ferrita de Segunda Fase Alinhada
FS(NA) – Ferrita de Segunda Fase Não-Alinhada
GMAW – Soldagem MIG/MAG (Gas Metal Arc Welding)
HAZ – Zona afetada pelo calor (heat affected zone)
HIC – Trinca induzida pelo hidrogênio (hydrogen induced cracking)
ICHAZ – Região Intercrítica da ZAC (intercritical HAZ)
IIW – International Institute of Welding
LBZ – Regiões frágeis localizadas (local brittle zones)
LCC – Laminação controlada
LCC+RA – Laminação controlada + resfriamento acelerado
MA – Constituinte Martensita-Austenita
MO – Microscópio óptico
MEV – Microscópio eletrônico de varredura
N – Normalizado
OLAC – Resfriamento acelerado (Online Accelerated Cooling)
PF(G) – Ferrita Primária de Contorno de Grão
PF(I) – Ferrita Primária Poligonal Intragranular
SAW – Soldagem por Arco Submerso (Submerged Arc Welding)
SCHAZ – Região Subcrítica da ZAC (Subcritical HAZ)
SHT – Temperatura de aquecimento de placas (Slab Heating Temperature)

TRC – Transformação por Resfriamento Contínuo

TTDF – Temperatura de transição dúctil-frágil

TMCP – Thermo-Mechanical Controlled Process

TMP – Thermo-Mechanical Process

YS – Limite de escoamento (yield strength)

UTS – Limite de resistência (ultimate tensile strength)

YS/UTS – Razão elástica

ZAC – Zona afetada pelo calor

LISTA DE SÍMBOLOS

γ – Austenita

α – Ferrita

η – Rendimento térmico

ρ – Densidade

C_p – Calor específico do metal sólido

H – Energia de soldagem

H_{net} – Aporte de calor

I – Corrente de soldagem

t – Espessura

T_0 – Temperatura inicial do metal de base

T_m – Temperatura de fusão

T_{nr} – Temperatura de não-recristalização

T_p – Temperatura de pico

v – Velocidade de soldagem

V – Tensão de soldagem

Y – Distância da temperatura de pico em relação à linha de fusão

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO E OBJETIVOS	20
2	REFERENCIAL TEÓRICO	24
2.1	Evolução dos aços de alta resistência e baixa liga (arbl)	24
2.2	Soldagem por arco submerso	36
2.2.1	Regiões da Microestrutura	40
2.2.2	Microestruturas Características.....	48
2.3	Influência dos principais elementos microligantes	53
2.3.1	Efeito do nióbio	54
2.3.2	Efeito do nitrogênio	56
2.3.3	Efeito do vanádio	57
2.3.4	Efeito do titânio	57
2.4	Software Sysweld.....	58
2.5	Fabricação de tubos de na Tenaris do Brasil	59
3	MATERIAIS E MÉTODOS	63
3.1	Metodologia aplicada	63
3.2	Material utilizado	65
3.3	Simulação computacional e na gleeble	67
3.4	Ensaio mecânicos	72
3.5	Ensaio de metalografia.....	75
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	77
4.1	Caracterização do material como recebido	77
4.1.1	Caracterização microestrutural	77
4.1.2	Ensaio de tração	79
4.2	Simulação sysweld.....	80
4.3	Ensaio mecânicos	92
4.3.1	Microdureza	92
4.3.2	Ensaio de impacto.....	92
4.3.3	Metalografia	97
4.3.3.1	Microscopia óptica	97
4.3.3.2	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	103
5	CONCLUSÕES.....	115
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	117

REFERÊNCIAS.....118

APÊNDICE I.....123

APÊNDICE II.....125

1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

A necessidade do consumo mundial de derivados do óleo e gás cria uma força motriz para a exploração de novas fontes destes produtos de forma que, a fim de escoar o crescente volume produzido, são necessárias criações de novas linhas de escoamento conhecidas como pipelines, tanto em regiões em terra, onshore, quanto em regiões marítimas, offshore.

Uma maneira encontrada pelas operadoras para a redução de custos envolvidos na instalação de novas linhas transportadoras é a utilização de tubos API / DNV de grande diâmetro com resistência cada vez maior, conforme descrito por Sanderson, Ohm e Jacobs (SANDERSON; OHM; JACOBS, 1999). Desta maneira é possível minimizar custos alterando-se, por exemplo, o dimensional dos tubos para atender uma mesma ou maior vazão de produtos (LUCCA et al., 2014). O avanço desta exploração leva a uma tendência do mercado para utilizar tubos com maior resistência e tenacidade para a temperatura de projeto, beneficiando-se do constante desenvolvimento dos materiais destinados à extração e condução, o que conduz ao desenvolvimento de aços microligados ARBL cada vez mais resistentes e com custos cada vez mais reduzidos. Alguns requerimentos das condições do local onde os linepipes serão instalados, como instabilidades geológicas, presença de ácido sulfídrico, dentre outras, tem sido cada vez mais rigorosos conforme a exploração do petróleo avança a ambientes de mais difícil extração. Dessa forma, torna-se necessário que o produto suporte ambientes cada vez mais severos, e isso demanda um maior controle de suas propriedades mecânicas e composição química (LUCCA et al., 2014), assim como do controle e previsão dessas propriedades para garantir a integridade dos tubos.

Este controle deve iniciar não apenas na produção dos tubos, mas desde a fabricação das chapas grossas, comumente realizado através do processo de laminação controlada, seguida ou não de resfriamento acelerado, em função das propriedades mecânicas que se deseja obter. Durante as etapas de laminação, o interior dos grãos de austenita encruada, junto aos sítios localizados nos contornos de grão, servem como sítios preferenciais para a nucleação de grãos extremamente finos de fase

ferrítica, o que contribui para o aumento da resistência mecânica do material, assim como sua soldabilidade.

A utilização da etapa de resfriamento acelerado foi introduzida posteriormente, na década de 1980. Através deste processo foi possível um refino ainda maior dos grãos de ferrita e formação de bainita, responsável pelo aumento da resistência mecânica e tenacidade dos materiais. A utilização em conjunto destes processos é conhecida por TMCP, Thermal-Mechanical Control Process. Em conjunto ao processo de laminação controlada, o resfriamento acelerado induz a formação de bainita superior e garante o ajuste final de quantidade de microestruturas ferríticas / bainíticas presentes (LUCCA et al., 2014). A Figura 1 abaixo exemplifica diferentes rotas de laminação para o material X100, conforme estudado por Nafisi, Arafin, Collins e Szpunar em 2012 (NAFISI et al., 2012), e na Figura 2 é possível observar a evolução de propriedades mecânicas obtida através do ajuste de composição química e desenvolvimento do processo de laminação.

Em função da taxa de resfriamento utilizada, pode-se obter materiais de classes diferentes (X80 ou X100) mesmo que a composição química não mude (SILVA, 2004).

Figura 1- Diferentes rotas de laminação para o material X100.

Fonte: (NAFISI et al., 2012) adaptado pelo autor.

Figura 2- Variação de composição química, rotas de processamento e resistência mecânica final obtida.

Fonte : (YSHII; SERGIO; CHIODO, 2007) (SOEIRO JUNIOR; ROCHA; BRANDI, 2013).

Para a fabricação de aços com grau igual ou superior a 70ksi, a obtenção das propriedades mecânicas requer uma microestrutura mais complexa que apenas a ferrítica, mas sim a combinação de outras como ferrita acicular, bainita granular, bainita superior e bainita inferior, além do constituinte MA, martensita-austenita. Estes produtos de transformação podem ser formados controlando-se os parâmetros de resfriamento e composição química, de forma que para aços com graus até X70 considera-se uma microestrutura composta predominantemente por ferrita e perlita, e para aços X80, X100 e X120 necessita-se de bainita na microestrutura. Pode-se observar, no entanto, a presença da fase martensítica quando em situações de resfriamento severo.

Assim, o controle das temperaturas para evitar a formação de microestruturas frágeis torna-se de extrema importância para diversos processos, sendo um destes, sob estudo do presente trabalho, a soldagem, principalmente referente à zona termicamente afetada. Em aplicações de soldagem para a fabricação das chapas grossas em tubos para condução, a falta de controle microestrutural e de temperaturas durante o resfriamento podem comprometer a estrutura da tubulação, de forma a ser

importante a caracterização da evolução das fases e constituintes originados da decomposição da austenita durante o resfriamento contínuo.

Objetivos

O presente projeto de Mestrado tem por objetivos gerais:

1. Simular em software a soldagem de fabricação de tubos de aço em diferentes condições de aporte de calor;
2. Reproduzir o ciclo térmico obtido na Gleeble para posterior caracterização do comportamento mecânico do aço sob os diferentes ciclos e condições de transformação de fase durante o resfriamento contínuo;
3. Avaliar as alterações microestruturais e formação do constituinte MA em cada condição de teste.

2 REFERENCIAL TEÓRICO

2.1 EVOLUÇÃO DOS AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)

Na década de 50, os requisitos de resistência mecânica de materiais estruturais podiam ser satisfeitos por aços ao carbono e manganês laminados a quente ou normalizados. Por outro lado, as exigências de resistência dos aços nos anos 60 já não podiam ser cumpridas aumentando-se o teor de carbono e manganês sem comprometer ao mesmo tempo a tenacidade do aço. Dessa forma, na década de 1960 iniciaram-se modelos de pesquisa a fim de estudar um novo conceito de material, os aços microligados de alta resistência e baixa liga (ARBL), com teores muito pequenos de nióbio, titânio e/ ou vanádio, que provocam o endurecimento através da precipitação e controle do crescimento de grão (GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009).

Esses precipitados permitem obter esta condição de endurecimento diretamente na laminação a quente através da precipitação na austenita e ancoramento dos contornos de recristalização durante os passes de laminação, bloqueando, dessa forma, a recristalização entre os passes de deformação e induzindo a formação do encruamento progressivo, que resulta em grãos achatados (“empanquecados”) e posterior microestrutura final com grãos extremamente refinados (GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009). Um modelo esquemático do controle microestrutural em função das temperaturas de laminação pode ser visualizado na Figura 3.

Figura 3 - Esquema de laminação controlada empregado no processamento de aços HSLA-80 e ULCB.

Fonte (GORNI, 2001).

A técnica de laminação controlada, conhecida também por *Thermo-Mechanical Processing* (TMP) é o método mais efetivo para garantir uma melhoria de propriedades mecânicas do material através do controle microestrutural. A evolução da técnica de laminação controlada a partir da década de 1960 pode ser observada na Figura 4 (OUCHI, 2001).

Figura 4 - Evolução da técnica de laminação controlada e mecanismos de endurecimento.

Ano	1970	1980	1990	2000
TMP	Laminação Controlada	$\gamma + \alpha$ Região de laminação com 2 fases presentes		Estudos de pesquisa para ultra refino de grão
		SHT	OLAC	TMCP
	Laminação em baixas temperaturas	Laminação em baixas temperaturas de reaquecimento	Resfriamento acelerado	Têmpera
			Estudo de modelamento para o processo de laminação a quente	
Mecanismo de endurecimento	Refino de grão Endurecimento por precipitação	Endurecimento por deformação	Endurecimento devido a Martensita ou Bainita Endurecimento por transformação	Endurecimento por refino de grão acentuado
Normas			ASTM A841 (TMCP Steel)	JIS-SN (Building use)

Fonte: (OUCHI, 2001) adaptado pelo autor.

A introdução de técnicas de laminação controlada, consistindo fundamentalmente na utilização de baixas temperaturas de término de laminação, controle em todos os estágios de laminação do material, assim como da porcentagem de redução e da temperatura de acabamento, permitiram aumentar ainda mais a resistência e, ao mesmo tempo, obter uma diminuição da temperatura de transição dúctil-frágil como consequência de uma redução no tamanho do grão. Estes desenvolvimentos possibilitaram uma progressiva diminuição dos teores de carbono dos aços, o que por sua vez se traduziu em uma melhora da sua tenacidade e soldabilidade.

O processo de laminação controlada pode ser dividido em 3 partes:

- a) Reaquecimento: Reaquecimentos das placas em temperaturas superiores à A_{r3} . Nesta etapa visa-se obter o menor grão possível (SALANI, 2011);

- b) Laminação de Esboçamento: Estágio em que a austenita possui recristalização dinâmica. O objetivo desta fase é reduzir o tamanho de grão austenítico ao máximo possível;
- c) Laminação de Acabamento ($A_{r3} < T < 950^{\circ}\text{C}$): Estágio de laminação em temperaturas mais baixas, onde a recristalização da austenita é suprimida devido à presença de precipitados induzidos por deformação e à inibição da movimentação das discordâncias. Nesta região, proporciona-se a maior redução possível em intervalos de temperatura (antes do início da transformação da ferrita) para que a austenita seja deformada sem recristalizar (SALANI, 2011). O resultado é o aumento considerável de sítios de nucleação de ferrita.

Na década de 1960, a demanda de tubulações com maiores diâmetro e espessura eram requeridos para aplicações em regiões árticas, o que demandou produtos com propriedades próximas a de um API 5L X70 que possuíssem menores temperaturas de transição e maior tenacidade em baixas temperaturas. Estas necessidades de mercado resultaram em avanços tecnológicos para melhoria das técnicas de laminação controlada, como a otimização da temperatura de reaquecimento da placa e controle da taxa de laminação em temperaturas abaixo da de recristalização da austenita ou abaixo da A_{r3} (OUCHI, 2001).

Desta maneira, com a finalidade de obter microestrutura ainda mais homogênea e grãos mais refinados, melhoria de resistência mecânica, de tenacidade e trincamento por hidrogênio, em comparação aos aços produzidos por laminação convencional, o processo de resfriamento acelerado foi introduzido no final da década de 1970 como etapa adicional ao processo de laminação controlada. A combinação da laminação controlada e resfriamento acelerado permitiu novos métodos de endurecimento do material e aumento da tenacidade, adquiridos com a obtenção de grãos mais refinados, redução do teor de carbono, cuja influência na tenacidade pode ser observada na Figura 5, e do nível de segregação e alteração da transformação microestrutural, que passou de ferrita-perlita para ferrita-bainita. Esta nova técnica foi nomeada de Thermo-Mechanical Controlled Process (TMCP) (OUCHI, 2001). A Figura 6 demonstra a alteração sofrida pela distribuição da concentração de carbono em regiões de segregação no meio da espessura para os processos de TMCP e TMP e

a Figura 7 mostra os efeitos da laminação e do resfriamento acelerado sobre sítios de nucleação na transformação da austenita.

Figura 5 - Influência do teor de carbono da curva de transição.

Fonte: (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006) apud Hoogendoorn and Spanraft, *Micro-alloying 75*, Union Carbide Corporation, New York, USA, 1975) adaptado pelo autor.

Figura 6 - Distribuição da concentração de carbono em regiões de segregação no meio da espessura para os processos de TMCP e TMP.

Fonte : (OUCHI, 2001)(TAMEHIRO, H. et al., 1985) adaptado pelo autor.

Figura 7 - Efeito da rota de fabricação na formação de sítios de nucleação na transformação da austenita.

Fonte : (SALANI, 2011).

O processo de resfriamento acelerado parte do princípio de promover o controle da transformação austenítica em temperaturas cada vez menores, a fim de se obter a nucleação dos novos grãos de ferrita não somente nas bandas de deformação e contornos de grão, mas também em toda a área dos grãos austeníticos prévios. Consequentemente, a microestrutura será ainda mais refinada (GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009). As vantagens deste processo quando comparado com a laminação convencional vão desde a economia de energia por não necessitar da etapa de reaquecimento intermediário até a melhoria de propriedades mecânicas e endurecimento do material, redução do teor de carbono e melhoria da soldabilidade, dentre outros (OUCHI, 2001).

Para se obter um menor tamanho de grão final, é necessário laminar a austenita em temperaturas onde a recristalização não ocorra (T_{nr}), para que seja deformada sem recristalizar. Esta faixa de temperatura varia de 950°C até a temperatura A_{r3} (abaixo desta, haverá formação de ferrita). Desta forma, o processo TMCP pode ser dividido

em 4 etapas, com as características que seguem a seguir e exemplificadas nas Figuras 8 e 9:

- 1ª região: $T > T_{nr}$. Região de recristalização dinâmica. Ocorre a deformação da austenita reaquecida;
- 2ª região: $A_{r3} < T < T_{nr}$. Região de não recristalização dinâmica. Ocorre deformação da austenita não recristalizada, encruamento adicional da austenita e aumento de sítios para nucleação;
- 3ª região: $T < A_{r3}$, deformação no campo bifásico, encruamento adicional de austenita e ferrita, gerando microestrutura final mais refinada;
- 4ª região: Resfriamento acelerado.

Figura 8 - Influência do processo TMCP na transformação microestrutural de um aço.

Fonte: ("Advanced Structural Steels : Part Two Recrystallization Control Rolling (RCR)", 2009) adaptado pelo autor.

Figura 9 – Layout do processo de resfriamento acelerado.

Fonte : (IMAI, 2002) Modificado pelo autor.

Os novos projetos de liga, respaldados pelo processo de laminação controlada e seguido pelo resfriamento acelerado, viabilizaram a produção de aços sob a norma API 5L com resistência mecânica cada vez maior e teores de carbono inferiores, conforme ilustrado na Figura 10. Também, foi possível obter uma redução de peso de material através da redução de espessura para uma mesma especificação de produto através do aumento do grau. A Figura 11 mostra as alterações de requerimentos necessários para os aços API 5L após a década de 1970 e a Figura 12 a possibilidade de redução de peso em função do aumento do grau do material.

Figura 10 - Efeito da rota de produção no limite de escoamento e resistência de um material com espessura de 25mm e ligado ao Nb e V.

Fonte: (GORNÍ; SILVEIRA, 2008).

Figura 11 - Alterações dos requerimentos de aços API ao longo dos anos.

Requerimentos	1970	1975	1980	1985	1990	1995	2000
Resistência (grau API)	<div>X65</div> <div>X70</div> <div>X80</div>						
t/D(%)	<div>3%</div> <div>5%</div> <div>7%</div>						
Tenacidade a baixa temperatura	<div>0°C</div> <div>-20°C</div> <div>-30°C</div> <div>-46°C</div> <div>120J Charpy</div> <div>180J</div> <div>34J</div> <div>62J</div> <div>82J</div> <div>BDWTT</div>						
Carbono Equivalente (IIW%)	<div>0.45</div> <div>0.43%</div> <div>0.40%</div> <div>0.39%</div> <div>0.38%</div> <div>0.35%</div> <div>0.32%</div>						
Resistência à corrosão	<div>HICem soluçãoBP</div> <div>HICem soluçãoNACE</div> <div>Teste full ring</div> <div>EFC doc. 16</div>						

Fonte: (OUCHI, 2001) adaptado pelo autor.

Figura 12 - Economia de peso obtida devido ao uso de materiais com maior resistência mecânica para um dado OD.

Fonte: (HILLENBRAND et al., 2004) adaptado pelo autor.

Na Figura 13 é possível observar o refinamento sofrido pelo grão em função do aumento do grau do aço e, conseqüentemente, aumento das propriedades mecânicas. Usualmente, o material X70 possui as fases ferrita e perlita bem diferenciadas em sua microestrutura. No material X80 já é possível observar a presença de bainita, podendo também ser evidenciado a presença de ferrita em formato globular. Perlita pode estar presente, mas sua identificação se torna difícil com pequenos aumentos. Já o material X100 possui a microestrutura majoritariamente bainítica (superior e inferior), com granulometria bem fina e ilhas dispersas de constituinte MA.

As Figura 14 e Figura 15 demonstram respectivamente as alterações microestruturais que podem ser observadas nos aços API em função do aumento do grau, e conseqüentemente, resistência mecânica do material e a variação necessária no processo de laminação para se obter o grau desejado.

Figura 13 - Evolução dos aços API. Aumento de 200x.

Fonte: autor.

Figura 14 - Evolução dos aços API.

Fonte: (ROSADO; WAELE; VANDERSCHUEREN, 2013) adaptado pelo autor.

Figura 15 - Evolução dos aços API – Relação entre limite de resistência e temperatura de transição dúctil-frágil em função da microestrutura do aço API 5L.

Fonte: (TERADA et al., 1997) adaptado pelo autor.

Além da resistência mecânica elevada, outro requisito para os aços de elevada resistência é ter uma boa soldabilidade e tenacidade. Quanto à soldabilidade, uma parte importante do desenvolvimento do aço X100 foi a redução do teor de carbono a teores menores que 0.1% em peso. Esta redução reflete em uma perda importante de endurecimento por solução sólida e dispersão de carbonetos e, portanto, tem de ser compensada pela adição de outros elementos de ligas, como Mn, Cr, Mo, Ni, pelo alto refino de grão conferido na laminação controlada junto a elementos microligantes e também à presença de bainita obtida pelo resfriamento acelerado. De fato, na bibliografia há recomendações de que o teor de carbono seja inferior a 0.04% em peso e indica a possibilidade de adição de boro para ganho de temperabilidade (para formação de bainita, ou ainda martensita) (SOEIRO JUNIOR; ROCHA; BRANDI, 2013).

Com relação aos elementos residuais no aço, a Tabela 1, proveniente da norma de fabricação de tubos API 5L, deixa de fácil visualização a redução dos teores de carbono e enxofre conforme maior a resistência mecânica que se deseja. Nos últimos 20 anos o teor de enxofre nos aços microligados abaixou entre 0.03% a 0.005% devido às solicitações de aços API resistentes a trincas induzidas por hidrogênio (HIC). O mecanismo de formação dessas trincas é dependente da presença de átomos de hidrogênio livres na estrutura que, ao se recombinarem com outro átomo de hidrogênio livre, transformam-se em H_2 (gás), de maneira que inclusões de sulfeto de manganês (MnS) são locais preferenciais para o acúmulo do gás (OKAMOTO, 2010) devido à sua morfologia alongada e localização no centro das chapas. Com isso, a energia absorvida no ensaio de charpy transversal à laminação é reduzida, conforme mostra a Figura 16.

Figura 16 – Efeito do enxofre na tenacidade de aços API.

Fonte: (GRAY, 2002) adaptado pelo autor.

Tabela 1 - Composição Química dos aços API soldados

Steel Grade	C ^b	Si	Mn ^b	P	S	V	Nb	Ti	Other	CE _{IIW} ^a	CE _{Pcm} ^a
L245M or BM	0,22	0,45	1,20	0,025	0,015	0,05	0,05	0,04	e, l	0,43	0,25
L290M or X42M	0,22	0,45	1,30	0,025	0,015	0,05	0,05	0,04	e, l	0,43	0,25
L320M or X46M	0,22	0,45	1,30	0,025	0,015	0,05	0,05	0,04	e, l	0,43	0,25
L360M or X52M	0,22	0,45	1,40	0,025	0,015	d	d	d	e, l	0,43	0,25
L390M or X56M	0,22	0,45	1,40	0,025	0,015	d	d	d	e, l	0,43	0,25
L415M or X60M	0,12 ^f	0,45 ^f	1,60 ^f	0,025	0,015	g	g	g	h, l	0,43	0,25
L450M or X65M	0,12 ^f	0,45 ^f	1,60 ^f	0,025	0,015	g	g	g	h, l	0,43	0,25
L485M or X70M	0,12 ^f	0,45 ^f	1,70 ^f	0,025	0,015	g	g	g	h, l	0,43	0,25
L555M or X80M	0,12 ^f	0,45 ^f	1,85 ^f	0,025	0,015	g	g	g	i, l	0,43 ^f	0,25
L625M or X90M	0,10	0,55 ^f	2,10 ^f	0,020	0,010	g	g	g	i, l	-	0,25
L690M or X100M	0,10	0,55 ^f	2,10 ^f	0,020	0,010	g	g	g	i, j		0,25
L830M or X120M	0,10	0,55 ^f	2,10 ^f	0,020	0,010	g	g	g	i, j		0,25

Mass fraction, based upon heat and product analyses% maximum.

Notes:

- a) Based upon product analysis. For seamless pipe with $t > 20,0 \text{ mm}$ (0.787 in), the CE limits shall be as agreed. The CEIIW limits apply if $C > 0,12 \%$ and the CEPcm limits apply if $C \leq 0,12 \%$.
- b) For each reduction of 0,01 % below the specified maximum for C, an increase of 0,05 % above the specified maximum for Mn is permissible, up to a maximum of 1,65 % for grades $\geq \text{L245 or B}$, but $\leq \text{L360 or X52}$; up to a maximum of 1,75 % for grades $> \text{L360 or X52}$, but $< \text{L485 or X70}$; up to a maximum of 2,00 % for grades $\geq \text{L485 or X70}$, but $\leq \text{L555 or X80}$; and up to a maximum of 2,20 % for grades $> \text{L555 or X80}$.
- d) $\text{Nb} + \text{V} + \text{Ti} \leq 0,15 \%$.
- e) Unless otherwise agreed, $\text{Cu} \leq 0,50 \%$; $\text{Ni} \leq 0,30 \%$; $\text{Cr} \leq 0,30\%$ and $\text{Mo} \leq 0,15 \%$.
- f) Unless otherwise agreed.
- g) Unless otherwise agreed, $\text{Nb} + \text{V} + \text{Ti} \leq 0,15 \%$.
- h) Unless otherwise agreed, $\text{Cu} \leq 0,50 \%$; $\text{Ni} \leq 0,50 \%$; $\text{Cr} \leq 0,50\%$ and $\text{Mo} \leq 0,50 \%$.
- i) Unless otherwise agreed, $\text{Cu} \leq 0,50 \%$; $\text{Ni} \leq 1,00 \%$; $\text{Cr} \leq 0,50\%$ and $\text{Mo} \leq 0,50 \%$.
- j) $\text{B} \leq 0,004 \%$.
- l) For all PSL 2 pipe grades except those grades to which footnote j already applies, the following applies. Unless otherwise agreed no intentional addition of B is permitted and residual $\text{B} \leq 0,001\%$.

Fonte: (API Spec. 5L 45th edition, 2012)

2.2 SOLDAGEM POR ARCO SUBMERSO

Durante a soldagem, o controle de determinados parâmetros são de extrema importância para o domínio da qualidade final da solda. Um dos controles a serem efetuados para a caracterização da soldagem a arco é do aporte de calor, que compreende na energia fornecida à peça por unidade de comprimento, conforme esquematizado na Figura 17. A fórmula de cálculo do aporte de calor segue apresentada abaixo e as unidades mais trabalhadas são J/cm ou J/mm (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, [S.d.]).

$$H = \frac{\eta \times V \times I}{v} \quad \text{Equação 1}$$

Onde:

H = energia de soldagem;

η = rendimento térmico;

V – Tensão de soldagem (V);

I – Corrente de soldagem (A);

v – Velocidade de soldagem (cm/s ou mm/s)

Figura 17 - Conceito de aporte de calor.

Fonte: (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, [S.d.]).

O calor gerado pela soldagem provoca, em um determinado ponto da junta soldada, uma variação térmica em função da dissipação do calor por condução ao longo do tempo. Essa variação pode ser representada graficamente como apresentado na Figura 18 e é conhecida como Ciclo Térmico da Soldagem. Analisando todos os pontos, é possível obter as temperaturas máximas atingidas em função da distância do centro da solda e, com isso, obtém-se a repartição térmica do ciclo de soldagem, conforme esquematizado na Figura 19.

A temperatura mais alta registrada, denominada temperatura de pico, diminui com o aumento da distância ao centro da solda e pode ser estimada matematicamente conforme a equação 2 abaixo. Desta maneira, com a aplicação da fórmula, torna-se possível a determinação da largura da ZAC e de suas sub-regiões, da localização de um ponto específico em uma determinada temperatura, e a influência de diferentes materiais.

Figura 18 – Ciclo térmico característico para soldas com um único passe

Fonte: (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, [S.d.]).

Figura 19 - Repartição térmica da soldagem.

Fonte: (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, [S.d.]).

$$\frac{1}{T_p - T_0} = \frac{4,13 \times \rho \times C_p \times t \times Y}{H_{net}} + \frac{1}{T_m - T_0}$$

Equação 2

Onde:

T_p – Temperatura de pico ($^{\circ}\text{C}$);

R – Densidade (g/mm^3);

C_p – Calor específico do metal sólido ($\text{J}/\text{g } ^{\circ}\text{C}$);

t – Espessura (mm);

H_{net} – Aporte de calor (J/s.mm);

T_0 – Temperatura inicial do metal de base (°C);

T_m – Temperatura de fusão (°C);

Y – Distância da temperatura de pico em relação à linha de fusão (mm).

(ASM Handbook vol. 6, 1993)

O processo de soldagem por arco submerso (Submerged Arc Welding – SAW) é um processo de solda a arco elétrico no qual a extremidade do arame de soldagem e o arco permanecem cobertos por uma camada de fluxo protetor e, desta maneira, a poça de fusão é protegida da atmosfera, como mostra a Figura 20. Assim, não é necessário a utilização de gás de proteção.

Uma vez aberto o arco, o arame e fluxo são alimentados de modo contínuo enquanto a tocha é movimentada. O calor gerado pelo arco funde arame, fluxo e parte do metal de base, formando o cordão de solda (TWI, 2017).

Figura 20 - Esquema do processo de soldagem a arco submerso – SAW: a) Fluxograma geral do processo; b) Região da soldagem.

Fonte: (KOU, 2002) adaptado pelo autor.

O processo de soldagem SAW é método de soldagem automática com maior produtividade devido a proteção exercida pelo fluxo, que permite que não haja problemas de perdas de calor ao ambiente mesmo quando utilizadas correntes mais altas. Também, como é um processo no qual é possível trabalhar com até 5 arames ao mesmo tempo, torna-se aplicável a chapas de alta espessura e permite trabalhar com maiores taxas de deposição. No entanto, possui limitantes como a posição de soldagem e alinhamento da junta, e os altos aportes térmicos envolvidos no processo podem resultar em uma redução da qualidade de solda e em distorções da peça (KOU, 2002).

Em soldagens SAW com *tandem-arc*, cada arame-eletrodo possui função específica na formação do cordão de solda final. Para uma soldagem com 4 arames, por exemplo, o primeiro arame atua de modo a garantir penetração da junta, os arames 2 e 3 são responsáveis pelo preenchimento e controle de geometria da junta. O 4º e último arame é responsável pelo controle de perfil e acabamento do cordão de solda (VALIM, 2005).

2.2.1 Regiões da Microestrutura

A microestrutura final de um cordão de solda realizada em aços pelo processo de arco submerso é composta por três regiões: metal de base, zona afetada pelo calor (ZAC) e o metal de solda. A ZAC, por sua vez, é composta por quatro subzonas diferenciáveis em microscopia óptica: região de grãos grosseiros (ZACGG), região de normalização (FGHAZ), região intercrítica (ICHAZ) e região subcrítica (SCHAZ) (WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELO, 1992). A Figura 21 e a Figura 22 esquematizam as regiões descritas acima.

Figura 21 – Macroestrutura esquemática da secção transversal de uma junta soldada: a) Metal de solda; b) Zona afetada pelo calor (ZAC); c) Metal de base

Fonte: Autor.

Figura 22 - Subzonas que compõem a ZAC em uma soldagem SAW.

Fonte: (GORNÍ; CAVALHEIRO; SALANI, 2008) adaptado pelo autor.

Das subzonas descritas acima, a que merece maior atenção para projetos mecânicos é a região de grãos grosseiros (ZACGG) (subzona 1 da Figura 22) pois como é a região mais próxima da solda, é submetida a temperaturas próximas da de fusão, suficiente para permitir um rápido crescimento do grão austenítico (tipicamente acima dos 1000°C). Este crescimento dependerá do tipo de aço e da energia de soldagem, de maneira que processos de maior energia resultarão em granulação mais grosseira.

Na região de grãos normalizados (FGHAZ), o material é submetido a temperaturas próximas às de normalização (900 a 1000°C) e os grãos finais são caracterizados por uma estrutura de ferrita fina.

Na região intercrítica (ICHAZ), a temperatura de pico varia entre 727°C (patamar eutetóide) e a linha A3, sendo caracterizada pela transformação parcial da estrutura original do metal de base.

As características da ZAC dependem, fundamentalmente, do tipo de metal de base e do processo e procedimento de soldagem, isto é, do ciclo térmico e da repartição térmica. De acordo com o tipo de metal que está sendo soldado, os efeitos do ciclo térmico poderão ser os mais variados. No caso de aços carbono e aços baixa liga, como a ZAC é afetada por uma faixa muito grande de temperatura, desde a linha sólido até a A1, uma grande variedade de microestruturas pode ser obtida em função da transformação alotrópica. A Figura 23 esquematiza a repartição térmica em uma junta soldada.

Figura 23 - Repartição térmica da ZAC.

Fonte: (LIPPOLD, 2015) adaptado pelo autor.

De um modo geral, a região de grãos grosseiros da ZAC é caracterizada por uma estrutura grosseira, com placas de ferrita, podendo conter perlita, bainita ou martensita, de modo que conforme a taxa de resfriamento é aumentada, a microestrutura da ZACGG é transformada de martensita para bainita superior (LIESSEM; ERDELEN-PEPPLER; GMBH, 2004). De acordo com (LAMBERT et al., 2000), o ciclo térmico da zona de grãos grosseiros da ZAC propicia a formação de uma microestrutura mais grosseira e à presença de ilhas de martensita não revenida e austenita retida enriquecidas em carbono, denominadas de constituinte MA. A presença de bainita superior na ZACGG, em geral acompanhada do constituinte MA, apresenta tipicamente baixos valores de tenacidade (LIESSEM; ERDELEN-PEPPLER; GMBH, 2004). A Figura 24 apresenta os resultados coletados por (MATSUDA et al., 1996) em diferentes aços baixa liga da relação entre a energia absorvida no impacto e a região da ZAC. Essas regiões críticas, ainda que diminutas, da ZAC são conhecidas como zonas localizadas de alta fragilidade (LBZ) e sua presença na microestrutura está usualmente associada à início de fratura instável por clivagem (TRONSKAR; ANDRESEN, 2013).

Figura 24 – a) Propriedades de solda de alto aporte de calor (único passe de solda) de aço Cu-Ni-Mo-V em função da distância da linha de fusão (MATSUDA et al., 1996).

Fonte: (MATSUDA et al., 1996)

(DAVIS; KING, 1994) observaram que o constituinte MA apresenta alta dureza, além de concentrar localmente em sua interface com a matriz tensões residuais, propiciando o início de trincas (DAVIS; KING, 1994). A formação do constituinte MA está relacionada à segregação de carbono na frente de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, que estabiliza γ e aumenta sua temperabilidade (BHADESHIA, 2013). De fato, vários trabalhos detectam neste constituinte teores de carbono muito superiores à matriz, por exemplo, (LI; BAKER, 2010) observou concentrações de 1.1%C, mesmo para uma matriz com 0.06% em peso de carbono. (MATSUDA et al., 1996) também obteve resultados similares, conforme exposto na Figura 25.

Figura 25 – Análise do teor de carbono por EPMA e microdureza na matriz e constituinte MA para diferentes aços.

Fonte: (MATSUDA et al., 1996) adaptado pelo autor.

Dada a influência do constituinte MA na ocorrência de zonas localizadas de alta fragilidade, vários estudos avaliaram a influência dos parâmetros de soldagem na sua formação e sua relação com a tenacidade. (AMANO et al., 1990; KOMIZO; FUKADA, 1990 apud TRONSKAR; ANDRESEN, 2013) demonstraram em seu estudo a relação entre baixa tenacidade e a presença de MA na zona de grãos grosseiros da ZAC em função da alta dependência que o constituinte apresenta com o teor de carbono.

Dados coletados por (MATSUDA et al., 1996) apontam para um aumento da fração e do tamanho do MA com a diminuição da taxa de resfriamento, tendo observado uma redução quase linear da tenacidade frente com o aumento da fração de MA. (MATSUDA et al., 1996) também relatam maior propensão à formação de MA em aços com maior teor de C, N, B, Mo, Nb e V.

Em 2014, (RINGINEN et al., 2014) avaliou a ZAC através de simulações físicas para estudar a microestrutura e as propriedades da região de grãos grosseiros aquecida a 1350°C em função de diferentes taxas de resfriamento. Os resultados microestruturais e mecânicos obtidos seguem ilustrados na Figura 26. Em seu trabalho, Ringinen ainda comparou a porcentagem do constituinte MA para diferentes taxas de resfriamento e

observou uma fração de 0.8% e 6.3% para espécimes com taxa de resfriamento de 63 e 195°C/s, respectivamente.

Figura 26 – Evolução da microestrutura e propriedades mecânicas para diferentes taxas de resfriamento a partir da temperatura de pico de 1350°C em aço X100.

Fonte: (RINGINEN et al., 2014).

Outros autores também avaliaram a relação entre a formação do constituinte MA e a composição química do aço. Estudos confirmam que a formação do MA pode ser

reprimida com reduções do teor de carbono e do carbono equivalente (LIESSEM; ERDELEN-PEPPLER; GMBH, 2004; TRONSKAR; ANDRESEN, 2013) devido ao aumento na temperatura de transformação que, por sua vez, permite a austenita se transformar em ferrita fina ao invés de estruturas bainíticas (TRONSKAR; ANDRESEN, 2013). Também, (TAMEHIRO, H. (NIPPON S. C.; CHINO, 1991; apud TRONSKAR; ANDRESEN, 2013) demonstraram que a formação do constituinte MA é mais pronunciável quando o teor de silício na liga é superior a 0.1% devido à maior precipitação de cementita e perlita durante as etapas de resfriamento pós soldagem (HARRISON, P. L., 1995 apud TRONSKAR; ANDRESEN, 2013) confirmou que aços com teores de manganês e silício mais elevados tendem a ter uma maior formação de MA na microestrutura.

2.2.2 Microestruturas Características

As estruturas finais de transformação são resultado da competição direta entre produtos de transformação nucleados nos contornos de grão e intragranularmente e dependem do teor de carbono e de elementos de liga do material, além do tamanho de grão austenítico e da velocidade de resfriamento.

A terminologia mais aceita para a identificação por microscopia óptica das fases e constituintes formados em um cordão de solda é a proposta pelo Instituto Internacional de Solda (IIW) em 1986. De acordo com esta metodologia, a amostra em análise deve ser submetida à identificação através da avaliação em microscópio óptico com aumento de 500 vezes (IRIKURA, 2006). Algumas das microestruturas propostas e que serão de importância a este trabalho seguem descritas abaixo e ilustradas desde a Figura 27 até a Figura 30.

- Ferrita Primária de Contorno de Grão – PF(G): Primeiro produto da transformação austenítica a se formar durante o resfriamento. Iniciam sua formação desde os contornos de grão austeníticos e, portanto, se apresentam com formatos de veios de ferrita;

Figura 27 - a) Microestrutura de um cordão de solda evidenciando a presença de PF(G) e AF – 200x de aumento; b) Microestrutura de um cordão de solda evidenciando a presença de PF(G) e AF – 500x de aumento.

Fonte: Autor.

- Ferrita Primária Poligonal Intragranular – PF(I): Grãos de ferrita poligonal que se formam no interior do grão austenítico. São cerca de 3 vezes maiores que a média de espessura das ripas de ferrita acicular ou de segunda fase;

Figura 28 - Ferrita Poligonal Intragranular

Fonte: (PINHEIRO et al., 2001 apud LESSA, 2011)

- Ferrita Acicular – AF: Constituinte que se forma no interior do grão austenítico através da nucleação em pequenas inclusões, formando uma morfologia de grãos emaranhados, com contornos de grão de alto ângulo e elevada densidade de discordâncias;

Figura 29 - Ferrita Acicular. Microestrutura de um cordão de solda evidenciando a presença de PF(G) e AF – 200x de aumento.

Fonte: Autor.

- Ferrita de Segunda Fase Alinhada – FS(A): Grãos de ferrita nucleados nos contornos de grão austeníticos com formação de ripas paralelas ao longo de seu comprimento, com razão de aspecto maior que 4:1;
- Ferrita de Segunda Fase Não-Alinhada – FS(NA): Não se apresentam paralelas como a ferrita de segunda fase alinhada, porém seu mecanismo de formação é o mesmo. Apresentam circundando microfases ou a ferrita acicular.

Figura 30 - Ferrita de segunda fase alinhada e não alinhada.

Fonte: (SALANI, 2011).

Os fatores que irão influenciar na maior ou menor presença das microestruturas comentadas anteriormente são parâmetros que afetam diretamente o comportamento da transformação de fase durante o resfriamento da soldagem. Alguns deles são: composição química da liga, tempo de resfriamento entre 800 a 500°C (Δt_{8-5}), aporte de calor utilizado, tamanho de grão austenítico e teor de inclusões presentes.

A Figura 31 mostra, resumidamente, a influência dos fatores comentados na formação de microestruturas na solda. É possível observar, por exemplo, que ligas com pouca presença de elementos ligantes favorecem a nucleação inicial de ferrita primária de contorno de grão e sua posterior evolução de placas laterais para a formação de ferrita de segunda fase alinhada. Conforme aumenta-se a quantidade de adições de

elementos de liga, o tempo de reação é reduzido e com isso a formação de ferrita acicular e bainita superior passam a ser predominantes na microestrutura.

Figura 31 - Influência de parâmetros na transformação de microestruturas: a) Baixo teor de elementos de liga → maior quantidade de ferrita de contorno de grão e de segunda fase alinhada e pouca presença de ferrita acicular; b) Médio teor de elementos de liga → ferrita de segunda fase alinhada não é desenvolvida, permitindo a formação de maior quantidade de ferrita acicular a partir de precipitados no interior no grão austenítico; c) Alto teor de elementos de liga → permite desenvolvimento de bainita.

Fonte: (ASM Handbook vol. 6, 1993) (CHEN, 2000) adaptado pelo autor.

Uma curva CCT típica para a soldagem de um aço carbono pode ser vista na Figura 32.

Figura 32 – Curva CCT típica de resfriamento de uma solda com material aço carbono.

Fonte : (ASM Handbook vol. 6, 1993) adaptado pelo autor.

2.3 INFLUÊNCIA DOS PRINCIPAIS ELEMENTOS MICROLIGANTES

Os elementos de liga adicionados no aço para obtenção das propriedades mecânicas podem se comportar de diferentes maneiras dependendo da sua afinidade com os demais elementos químicos presentes na liga. De um modo geral, pode-se dizer que os elementos de liga podem influenciar no equilíbrio dos diagramas de fase de duas maneiras: expandindo ou contraindo o campo austenítico.

Para o primeiro caso, a formação da austenita passa a ser possível em teores mais altos de composição química e o diagrama de fase irá apresentar o campo austenítico aberto ou expandido, conforme Figura 33a e b. Os elementos que atuam neste fenômeno são denominados “gamagênicos”. Alguns exemplos: carbono, manganês e níquel.

Por outro lado, quando o campo ferrítico é predominante no diagrama, de maneira que o campo austenítico é apresentado como contraído ou fechado, conforme Figura 33c e d, tem-se a atuação dos elementos denominados “alfagênicos”. (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006). Alguns exemplos: Ti, Si, Al, Mo, V e P.

Figura 33 - Classificação dos diagramas de fase Fe-C: a) Campo austenítico aberto; b) Campo austenítico expandido; c) Campo austenítico fechado; d) Campo austenítico contraído. A e b são isopletras de F-C e c e d de Fe-Cr.

Fonte: (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006) adaptado pelo autor.

2.3.1 Efeito do nióbio

O nióbio está presente nos aços API soldáveis em teores entre 0,02 a 0,06% e atua como forte refinador de grão e endurecedor por precipitação. Diminui a temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, promovendo a formação de fases mais resistentes e aumentando a resistência mecânica e tenacidade da liga, quando presente nas concentrações adequadas.

Seus efeitos podem ser benéficos para o processamento termomecânico pois controla o tamanho de grão em temperaturas de recristalização dinâmica da austenita e aumenta a faixa de temperatura de não-recristalização através da precipitação de Nb(CN) nos contornos e induzidos pela deformação (OGATA, 2009) (SCHWINN; GRÄF; HULKA, 2002). A Figura 34 exemplifica a precipitação do nióbio nas etapas do processamento TMCP e sua influência no refino de grão e endurecimento do material, e a Figura 35 relaciona a concentração de um microligante com a temperatura de recristalização, evidenciando o efeito pronunciado do Nb.

Figura 34 – Precipitação do Nb nas etapas do processamento TMCP.

Fonte: (NISHIOKA; ICHIKAWA, 2012) adaptado pelo autor.

Figura 35 - Influência do nióbio e de outros elementos de liga na temperatura final de recristalização.

Fonte: (SOEIRO JUNIOR; ROCHA; BRANDI, 2013).

Também, com a redução da temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, a presença de nióbio ocasiona um aumento na tenacidade, refino de grão e favorece a formação da ferrita de widmanstätten, bainita, do constituinte MA e da ferrita polygonal com grãos mais refinados, como mostrado na Figura 36 (SCHWINN; GRÄF; HULKA, 2002).

Figura 36 – Efeito da edição de elementos de liga nas fases bainita e ferrita poligonal de um material TMCP+ACC.

Fonte: (SCHWINN; GRÄF; HULKA, 2002) adaptado pelo autor.

2.3.2 Efeito do nitrogênio

Nitrogênio é um elemento estabilizador da austenita que provoca efeitos negativos na tenacidade e soldabilidade do material. Dessa forma, deve atuar em associação a outros elementos em formato de nitretos.

Em aços contendo vanádio e teores adequados de nitrogênio, dependendo da taxa de resfriamento em que a junta soldada seja submetida, a precipitação irá ocorrer através de carbo-nitretos. Esta precipitação, por sua vez, aumentará a dureza da junta soldada (MITCHELL, 2005).

2.3.3 Efeito do vanádio

Atua como endurecedor por efeito de precipitação na liga. Em 2016, (NAFISI et al., 2015) estudaram a influência do vanádio no endurecimento de aços API 5L X100 através de análises em microscopia de transmissão para verificar a precipitação de carbo-nitretos. O estudo observou que aços ligados ao vanádio estão diretamente relacionados à formação de precipitados mais finos e em maior densidade e fração de volume. Também, o refino de grão e a presença dos precipitados podem ser relacionados diretamente ao aumento de resistência do material.

Em 1996, (HARRISON, P.; WALL, 1996) avaliaram o efeito do vanádio através da comparação entre aços com teores distintos. Foi verificado que, mesmo em baixas porcentagens o vanádio promoveu o desenvolvimento da ferrita primária e do constituinte MA na região de grãos grosseiros da região afetada pelo calor. Além disso, foi verificado que a transformação de ferrita de segunda fase foi reduzida, enquanto que ferrita acicular não teve variação influente.

Assim como o Nb e Ti, o efeito do vanádio está relacionado à precipitação de carbonitretos finos que ancoram o crescimento dos grãos e altera a temperatura de recristalização da austenita.

2.3.4 Efeito do titânio

O titânio é um elemento alfa-gênico e sua influência na formação do campo austenítico pode ser observado na Figura 37. O titânio pode ainda ter um papel importante na estabilização do teor de nitrogênio em solução sólida, aumentando a tenacidade da liga.

Em altas temperaturas, o titânio possui forte afinidade com o nitrogênio e pode formar nitretos de titânio (TiN). O nitreto formado reduz o nitrogênio livre em solução sólida e dificulta a movimentação dos contornos de grão da austenita (SOUZA et al., 2016) e permite também a liberação em solução sólida de outros elementos, como boro e nióbio, aumentando a temperabilidade do material. Dessa forma, na zona afetada pelo calor, a presença de nitretos de titânio atuam de modo a inibir o crescimento de grão (FLETCHER et al., 2013) (SOEIRO JUNIOR; ROCHA; BRANDI, 2013).

No entanto, a relação entre titânio e nitrogênio deve respeitar limites máximos para que seja benéfico seu efeito no material. Em grandes quantidades, pode promover o crescimento de partículas grosseiras de TiN, o que reduz o efeito de controle do tamanho de grão e a tenacidade da região e pode atuar como região de iniciação de fraturas por clivagem (FLETCHER et al., 2013). Também, em maiores aportes térmicos, o titânio promove o desenvolvimento do constituinte MA (HARRISON, P.; WALL, 1996), o que pode levar a fraturas quasi-clivagem.

Figura 37 – Influência do titânio no campo austenítico.

Fonte: (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006) adaptado pelo autor.

2.4 SOFTWARE SYSWELD

Sysweld é um software comercial desenvolvido pelo grupo ESI para uso em simulações de soldagem através do método de elementos finitos (FEM)

Para o modelamento da soldagem, o desenho tridimensional da peça é carregado no software em CAD e a malha para análise em elementos finitos é posicionada, podendo ser alterada conforme maior a necessidade de detalhamento na análise. O software utiliza uma biblioteca interna de propriedades de materiais e ligas e do desenho da peça carregado em CAD. Também, são levados em consideração a influência de fatores externos na soldagem e suas tensões subsequentes, como fixação da peça,

tamanho da peça, transferência de calor não linear, etc. (GIETKA; CIECHACKI; KIK, 2016).

Diferentes condições de soldagem podem ser avaliadas variando as informações de entrada no software (tipo de soldagem, velocidade, corrente, material de base, tratamento térmico, dentre outros) (ESI GROUP, [S.d.]; FISHER; NAHSHON, 2015). O software permite, portanto, uma facilidade na avaliação do comportamento térmico e metalúrgico de uma peça através de análises de distorções, tensões térmicas e otimização dos processos de soldagem.

O conjunto de todos esses fatores levados em consideração durante a entrada de dados garantem que as simulações do Sysweld sejam o mais próximo possível da realidade.

2.5 FABRICAÇÃO DE TUBOS DE NA TENARIS DO BRASIL

Os tubos utilizados em pipelines e produzidos pela Tenaris do Brasil são fabricados de acordo com a norma API 5L. Como matéria prima, utiliza chapas grossas de aço, produzidas através da tecnologia TMCP. Seu comprimento pode ser variado entre 6,0 a 12,4 metros e se dá em função dos limites estabelecidos pelo cliente.

O processo inicia com o recebimento das chapas grossas e soldagem manual de chapas menores nas extremidades através do processo GMAW (Gas Metal Arc Welding). Estas chapas menores atuarão como suporte para início e término da soldagem longitudinal, de maneira que instabilidades ocasionadas no início e/ou término do processo sejam posteriormente removidas com a retirada destas chapas menores, não permanecendo no tubo soldado.

Em seguida, é realizado a usinagem do chanfro nas bordas longitudinais e posterior pré-formação destas por meio de prensa hidráulica, cujo objetivo é formar um raio nas bordas das chapas próximo ao do tubo a ser fabricado, facilitando assim as etapas posteriores de conformação a frio.

Na sequência, as chapas são submetidas à prensagem em "U", realizada posicionando-se a chapa sobre uma mesa de apoio lateral e descendo a matriz no

centro. As laterais fecham-se sincronizadamente formando um raio central que passa a ter forma de "U", conforme pode-se observar na Figura 38.

Figura 38 - Primeira etapa de conformação da chapa. Prensa "U".

Fonte: Autor.

A próxima etapa do processo de conformação a frio constitui na prensa "O", feita por uma prensa hidráulica composta de matrizes superiores e inferiores, com raios pré-estabelecidos. Nesta operação é aplicada uma compressão ao material, de modo que as extremidades sejam unidas para o formato de "O", conforme pode-se observar na Figura 39. A Figura 40 mostra a prensa utilizada e o formato final da chapa já conformada em "O".

Figura 39 - Esquema das tensões existentes durante etapas de conformação da chapa grossa desde formato em "U" até formato em "O".

Fonte: Autor.

Figura 40 – Etapa de conformação da chapa. Prensa “O”.

Fonte: Autor.

Após as etapas de conformação a frio descritas acima, iniciam-se os processos de soldagem através do selamento das bordas pelo processo GMAW e posterior soldagem interna e externa pelo processo SAW, que pode ser realizado com até 4 arames dispostos em fileira (“tandem-arc”), de maneira que os arames são alimentados para uma mesma poça de fusão, conforme pode ser visto na Figura 41. Os parâmetros de soldagem e consumíveis a serem utilizados são estabelecidos na especificação de soldagem (EPS).

Figura 41 – Soldagem interna e externa de tubos.

Fonte: Autor.

Após as inspeções por ensaios não-destrutivos, a última etapa de conformação a frio compreende na expansão do tubo já formado, que tem por objetivo calibrar o tubo nas dimensões estabelecidas por norma. A Figura 42 mostra o maquinário envolvido nesta etapa do processamento.

Na Figura 43 é possível observar o esquema geral do processo produtivo de tubos através do processo de solda por arco submerso na Tenaris do Brasil.

Figura 42 – Expansor de tubos.

Fonte: Autor.

Figura 43 - Layout do processo produtivo de tubos através do processo de solda por arco submerso na Tenaris do Brasil.

Fonte: (MOREIRA et al., 2009).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 METODOLOGIA APLICADA

A Figura 44 mostra o fluxograma da metodologia adotada para este trabalho. A primeira etapa consistiu na caracterização mecânica e microestrutural do material como recebido, já conformado em tubo. Foram realizados ensaios de tração transversal no metal base para confirmar a adequação ao grau requerido, análise química, ensaios de impacto e microdureza e também foram realizadas avaliações metalográficas com microscópio óptico utilizando reagente químico nital em concentração 2%.

Posteriormente, foram levantados os parâmetros de soldagem, como tensão, corrente e velocidade, para cálculo do aporte de calor e selecionados aqueles que correspondiam aos de interesse neste trabalho. Foram então realizadas pré-simulações no software de elementos finitos Sysweld para ajuste e calibração do programa, de maneira que a solda final simulada ficasse o mais próximo possível da solda real. Após o ajuste a calibração do software, os aportes térmicos do estudo foram simulados computacionalmente, com o objetivo de verificar o comportamento térmico da ZAC frente a diferentes parâmetros de soldagem.

Figura 44 – Fluxograma da metodologia utilizada

Fonte : Autor.

Com o interesse na caracterização da zona de grãos grosseiros da ZAC, foi feita uma avaliação dos resultados dos nós da malha de estudo de maneira a selecionar o ponto da simulação que tivesse apresentado temperatura de pico de 1350°C. Os dados computacionais obtidos do ciclo térmico do ponto selecionado foram registrados para posterior reprodução física na Gleeble.

Após reprodução do ponto de interesse na Gleeble, as amostras foram submetidas a ensaio mecânico de Charpy e análise microestrutural por microscopia óptica (MO) e eletrônica (MEV).

3.2 MATERIAL UTILIZADO

O material utilizado neste trabalho foi fornecido em formato de tubo de dimensional 18" x 0.625", fabricado sob a norma API 5L 45th Ed. X100M. A composição química do material de estudo segue na Tabela 2.

Tabela 2 - Composição Química do material utilizado

C	Mn	Si	P	S	Nb+V+Ti	CE_(PCM)
0,06	2,00	0,32	0,009	0,001	0,06	0,21

$$CE_{(PCM)} = C + \frac{Si}{30} + \frac{(Mn + Cu + Cr)}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad \text{Equação 3}$$

De acordo com a norma API 5L, o aço para tubo API X100M possui limites de escoamento e resistência de acordo com a Tabela 3.

Tabela 3 - Propriedades mecânicas de tração para um aço API 5L X100M (API Spec. 5L 45th edition, 2012).

Grau	LE_{0,2} [MPa]		LR [MPa]	
	mín.	máx.	mín.	máx.
X100	690	840	760	990

Os corpos de prova de tração para avaliação do metal de base na direção longitudinal foram retirados a 90° da solda longitudinal, e os corpos de prova da direção transversal, a 180° da solda longitudinal, conforme esquematizado na Figura 45.

Figura 45 - Posição de retirada das amostras de tração.

Fonte: Autor.

Para serem submetidas à Gleeble, as amostras foram retiradas do material de base no sentido transversal do tubo, de maneira a ser estudado a tenacidade no sentido longitudinal, e foram usinadas nas dimensões de 10mm x 10mm x 85mm, sem entalhe, conforme mostrado na Figura 46 e Figura 47. Os corpos de prova de material foram retirados a 2mm abaixo da superfície e próximo à solda longitudinal do tubo. Para manter a rastreabilidade do posicionamento, foi realizado uma marcação na lateral do corpo de prova, de maneira que a superfície acima da marcação correspondesse à superfície externa.

Figura 46 - Posição de retirada das amostras no tubo.

Fonte: Autor.

Figura 47 - Posição de retirada das amostras no tubo.

Fonte: Autor.

3.3 SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL E NA GLEEBLE

Para avaliação da decomposição da austenita, foi inicialmente avaliado o comportamento da junta soldada através do software de simulação computacional por elementos finitos Sysweld seguido de simulações físicas na Gleeble. Para isso, foram variados aportes de calor entre 2.0 a 5.0 kJ/mm, definidos através da variação dos

parâmetros de soldagem de tensão, corrente e velocidade, conforme segue na Tabela 4.

Tabela 4 – Inputs para simulação computacional para os diferentes aportes térmicos nos quatro arames.

Aporte de Calor [kJ/mm]	1° ARAME		2° ARAME		3° ARAME		4° ARAME		Velocidade de soldagem [in/min]
	[V]	[A]	[V]	[A]	[V]	[A]	[V]	[A]	
2,0	30	650	32	600	32	600	33	600	86
2,5	32	750	32	700	34	650	36	600	84
3,0	32	850	34	800	36	750	36	700	84
3,5	32	950	36	900	38	850	38	800	84
4,0	32	1100	34	1050	36	950	38	900	82
4,5	33	1150	38	1050	40	970	44	900	82
5,0	33	1150	38	1050	44	1000	44	970	80

Para calibração da simulação computacional, foi utilizado o banco de dados disponível no próprio Sysweld para aço API 5L X80 combinado ao diagrama TRC da Figura 48 encontrado na bibliografia (LIU et al., 2013) de um aço API 5L X100 de composição química similar, de modo a adaptar o banco de dados pré-existente. Para outras propriedades físicas do material, foi utilizado dados do software JMatPro.

Figura 48 – Diagrama de resfriamento contínuo específico para soldagem do aço X100.

Fonte: (LIU et al., 2013).

A junta soldada simulada computacionalmente utilizou como referência a soldagem externa realizada na formação de tubos de 18" de diâmetro externo e espessura de 0.625", com o processo de soldagem por arco submerso (SAW) e utilização de quatro arames. Tais dimensões foram utilizadas na modelagem CAD 3D do componente a

ser soldado e, para fins de simplificação, o modelo CAD 3D foi feito com apenas meia cana do tubo, conforme a Figura 49, e um comprimento axial de 250 mm. Alguns pré-testes foram feitos para definir um comprimento mínimo, de forma a isolar os efeitos de borda, início e fim de arco, encontrando valor de cerca de 50 mm de cada extremidade do tubo. Com fim de maior fator de segurança, foi utilizado então 100 mm. Deve ser observado que na simulação computacional foi considerado apenas o passe externo da solda longitudinal e a parte inferior do chanfro foi tratada como metal de base, sem extensão de reforço, conforme chanfro esquematizado na Figura 50.

Figura 49 – Chanfro utilizado na simulação de soldagem: a) Peça da simulação computacional, com a solda longitudinal na região central; b) Solda longitudinal a ser simulada. Cada cor representa o local de trabalho de cada arame; c) Disposição do cordão de solda simulado em esquema de malha de elementos finitos; d) Corte transversal da simulação computacional no chanfro apresentado.

Fonte: Autor.

Figura 50 – Croqui e dimensões do chanfro utilizado na soldagem longitudinal de passe externo.

Fonte: Autor.

Para um melhor funcionamento do software, também foi necessário fornecer como dados de entrada algumas informações básicas do processo de soldagem utilizado,

do material de base e dos parâmetros de soldagem. Na Tabela 5 seguem detalhadas as informações que foram utilizadas como inputs para as simulações realizadas neste trabalho.

Tabela 5 – Parâmetros de input no software Sysweld

Processo	Arco Submerso – SAW
Espessura	0,625" ou 15,875mm
Quantidade de arames	4 arames
Quantidade de passes	1 passe
Eficiência do arco	99%
Chanfro	X, já preenchido na parte inferior, conforme Figura 49
Preaquecimento	Não

Para que fosse possível obter uma simulação mais próxima da soldagem real, foi fornecida uma macroestrutura para avaliação da geometria da solda final obtida na prática, necessário para o cálculo da geometria da poça de fusão, da soldagem de um tubo de mesma espessura que o material de estudo porém com grau de aço distinto, soldado com aporte de calor de 4.0kJ/mm. A Figura 51 apresenta as medidas retiradas da macroestrutura para o aporte de calor de 4.0 kJ/mm, necessárias para a validação da montagem do chanfro para as simulações computacionais. Para fins de parametrização da fonte de calor móvel, foi feita uma comparação entre a macrografia simulada e a macrografia real de referência, buscando concordância na dimensão do metal fundido e ZAC. Foi estipulada uma tolerância aproximadamente de 10% para comparação dos dimensionais. Como só foi disponibilizada macrografia de referência para o aporte 4.0kJ/mm, essa parametrização foi extrapolada para os demais aportes. A temperatura ambiente considerada para simulação foi de 25°C e convecção simples ao ar foi aplicada sobre as superfícies internas e externas do tubo.

Após a simulação computacional, foi selecionado um nó da malha cuja temperatura máxima fosse próxima a 1350°C, com tolerância de 30°C, de forma a representar a região de grãos grosseiros da ZAC. A princípio, estipulou-se uma janela de posição do nó em relação à sua distância da superfície do externa do tubo de 1 mm a 3mm,

válida para todos os aportes de calor. A valor real da distância dos nós selecionados à linha de fusão ficou em torno de 0.5 mm. Na Figura 52, a extração do ciclo térmico e posição do nó são exemplificadas para o aporte de calor de 2.5 kJ/mm.

Figura 51 – Parâmetros de controle para definição do chanfro. Macrografia fornecida corresponde a uma solda com material de mesma espessura soldado com aporte de calor de 4.0 kJ/mm.

Fonte: Autor.

Figura 52 – Localização do nó de interesse representativo da CGHAZ e seu ciclo térmico extraído.

Fonte: Autor.

Para as simulações físicas, foi utilizado a máquina Gleeble 3800. Os corpos de prova foram fornecidos com o dimensional comentado no item 3.2.

O ciclo térmico de ensaio da Gleeble foi o fornecido pelo nó com temperatura de pico de 1350°C, obtido através da análise de nós no Sysweld. Foram simulados um total de 10 corpos de prova por aporte de calor para os aportes de 2.5, 3.0, 4.0 e 4.5 kJ/mm e, para os demais, foi utilizado um total de 30 corpos de prova para posterior levantamento da curva de transição de charpy V-notch. A Tabela 6 abaixo mostra de maneira resumida a quantidade de corpos de prova assim por aporte de calor para a simulação física na Gleeble.

Tabela 6 – Distribuição da quantidade de corpos de prova para simulação na Gleeble.

Aporte de calor [kJ/mm]	Quantidade de Amostras Simuladas
2.0	30
2.5	10
3.0	10
3.5	30
4.0	10
4.5	10
5.0	30

3.4 ENSAIOS MECÂNICOS

Os ensaios de tração longitudinal e transversal foram realizados apenas no metal base do tubo antes do seccionamento das amostras. As amostras foram usinadas na forma prismática com base nas normas ASTM A370 e ASTM E8 e ensaiadas em temperatura ambiente em uma máquina Zwick com capacidade de 1600KN.

Os ensaios de microdureza foram realizados nos corpos de prova após simulações térmicas na Gleeble e no material de base usinado com as dimensões de 10x10x85mm, porém sem ter sofrido simulação térmica.

Para cada aporte de calor simulado, um corpo de prova foi destinado para avaliação de microdureza e posterior análise microestrutural.

Os ensaios foram realizados de acordo com a norma ISO 6507 nas regiões de topo e corte transversal e topo da amostra, como evidenciado na Figura 53, em um equipamento da marca Emcotest. Detalhes do mapa de medição e do maquinário utilizado seguem apresentados na Figura 54.

Figura 53 – Máquina utilizada para medição de microdureza.

Fonte: Autor.

Figura 54 – a) Localização das superfícies a serem examinadas; b) Malha de medição de microdureza.

Fonte: Autor.

Os ensaios de impacto foram realizados nos corpos de prova provenientes da Gleeble seguindo a direção transversal em relação ao sentido de laminação, com base na marcação inicial. Os ensaios foram realizados no laboratório da Tenaris do Brasil com base nas normas ASTM A370 e ASTM E23, através da utilização de um equipamento da marca Zwick com capacidade até 750J. Detalhes da máquina de ensaio seguem apresentadas na Figura 55.

Para a preparação do corpo de prova, as amostras tiveram suas extremidades cortadas para atingirem um comprimento total de 55mm, limite máximo possível para a máquina de ensaio. Os cortes foram iguais em ambas as extremidades, de maneira a manter a região de tratamento térmico no centro da peça. O entalhe foi posicionado no centro da região aquecida, com a orientação da Figura 56.

A temperatura de ensaio foi de 0°C para as amostras de aporte de calor 2.5. 3.0. 4.0 e 4.5 kJ/mm e, para os demais aportes térmicos e para a condição do material como recebido, foi feito levantamento de curva de transição entre as temperaturas de -60 a 24°C. A quantidade de corpos de prova assim como a distribuição dos mesmos entre as temperaturas de ensaio estão resumidas na Tabela 7.

Tabela 7 – Distribuição da quantidade de corpos de prova para ensaio de impacto.

Temperatura [°C]	Charpy V Notch Test							
	MB	2 kJ/mm	2,5 kJ/mm	3 kJ/mm	3,5 kJ/mm	4 kJ/mm	4,5 kJ/mm	5 kJ/mm
24	6	6	-	-	6	-	-	6
0	5	5	9	9	5	9	9	5
-20	6	6	-	-	6	-	-	6
-40	6	6	-	-	6	-	-	6
-60	6	6	-	-	6	-	-	6

Figura 55 – Máquina Zwick utilizada para o ensaio de impacto.

Fonte: Autor.

Figura 56 – Sentido do ensaio de impacto.

Fonte: Autor.

3.5 ENSAIOS DE METALOGRAFIA

As amostras destinadas à análise de microdureza foram posteriormente avaliadas por microscopia óptica e eletrônica de varredura.

a) Microscopia Óptica

A amostra do material como recebido foi analisada no laboratório da Tenaris do Brasil. Como etapas de preparação metalográfica, a amostra sofreu lixamento com granulometrias 220, 320, 400 e 600 mesh e depois foi polida utilizando pasta de diamante de granulação 6μ e 3μ . Para visualização no microscópio óptico, a amostra foi posteriormente preparada com ataque químico de nital 3% e analisada em um equipamento modelo Zeiss e programa AxioVision 4.8.

As amostras que sofreram tratamento na Gleeble foram analisadas no laboratório da UFRJ. Sua preparação metalográfica foi sequenciada com lixas de 100, 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh seguida por polimento com pastas de diamante de granulação 3 e 1. Para visualização no microscópio óptico, as amostras foram posteriormente preparadas com ataque químico de nital 2% e analisadas em um equipamento modelo Zeiss e programa AxioVision 4.8.

b) Microscopia Eletrônica de Varredura

As amostras simuladas foram também examinadas no microscópio eletrônico de varredura (MEV) do laboratório da UFRJ para revelar maiores detalhes sobre os constituintes e, principalmente, quantificar o constituinte MA.

Para observação em alto aumento (até 10.000 vezes) dos constituintes majoritários (martensita, bainita e ferrita), levou-se as mesmas amostras analisadas na microscopia ótica, com ataque nital 2% ao MEV. Já para quantificação de constituinte MA, foi necessário fazer um segundo tipo de preparação, no qual se seguiu o mesmo procedimento até o polimento de 1 μm , para depois realizar um ataque eletrolítico em duas etapas. Para primeira etapa, foi usada solução com 5g de EDTA, 0.5g de fluoreto de sódio em 100 ml de H_2O , sobre um potencial de 5.1V aplicado por 11 segundos. Na segunda etapa foi usada solução com 5g de ácido pícrico, 25g de hidróxido de sódio em 100 ml de água, sobre uma potência de 7.1V por 135 segundos. Esse ataque permite deixar o constituinte MA em alto relevo, de forma que observando em MEV no modo elétron secundário, o constituinte MA apresente contraste claro.

As imagens obtidas em MEV com este ataque eletrolítico foram então processadas em software de tratamento de imagem (ImageJ). O contraste de fase foi binarizado e depois foi feito a quantificação da região, representativa do constituinte MA. Além da fração percentual do constituinte, foi também avaliado o tamanho médio de partícula e a razão de aspecto das partículas.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL COMO RECEBIDO

4.1.1 Caracterização microestrutural

Através da caracterização microestrutural do material como recebido, é possível observar a presença predominante de constituinte bainítico (Figura 57, Figura 58 e Figura 59) com pequenas regiões de segregação (Figura 57b). Como a amostra de análise foi retirada a 2mm abaixo da superfície do tubo, a segregação encontrada é referente ao centro da chapa, originada do processo de lingotamento contínuo do aço.

Figura 57 – Microestrutura do material de base como recebido. Aumento de 200x: a) Região próximo à superfície; b) Centro da espessura.

Figura 58 – Microestrutura óptica do material de base como recebido. Aumento de 500x.

Figura 59 – Microestrutura eletrônica do material de base como recebido. Aumentos de 5000 e 10000x. respectivamente.

Em uma avaliação mais detalhada da região de segregação, é possível visualizar a presença de carbonitreto de titânio – Ti (CN), conforme Figura 60.

Figura 60 – Microestrutura do material de base como recebido na região de segregação central: a) Aumento de 200x; b) Caracterização da região destacada na Figura a com aumento de 500x.

4.1.2 Ensaio de tração

Foram avaliados dois corpos de prova para cada direção testada, sendo uma para cada extremidade do tubo, e os resultados obtidos se encontram na Tabela 8. É possível observar que os valores de escoamento para a direção longitudinal são mais altos quando comparados a direção transversal e isso se deve ao sentido de laminação do aço. Um dos resultados de tração longitudinal pode ser avaliado como limiar aos limites estabelecidos pela norma para o grau de estudo, porém se encontra aprovado.

Tabela 8 – Resultados de tração no material como recebido.

Limites API 45th ed.			Resultados			
LE [MPa]	LR [MPa]	LE/LR	LE [MPa]	LR [MPa]	LE/LR	Al. [%]
690 - 840	760 - 990	≤ 0,97	795	918	0,87	20

Os resultados de tração em tubo foram comparados com os valores em chapa, reportados pela usina fornecedora no certificado de qualidade e replicados na Tabela 9. Importante ressaltar que os resultados em usina foram realizados em uma chapa diferente da que originou o tubo no qual as amostras deste estudo foram retiradas, no entanto, ambos são procedentes da mesma corrida de fabricação.

Pode-se observar na Figura 61 que houve uma variação pequena de ganho de propriedade mecânica para limite de escoamento, que é resultante do encruamento

sofrido pelo material frente aos processos de conformação a frio. Para o limite de resistência, não houve ganho efetivo. Os gráficos foram plotados com o valor de chapa apenas no ensaio cuja amostra foi retirada na extremidade versus a média dos resultados em tubo para a direção transversal.

Na direção longitudinal é esperado que se tenha um Δ maior de ganho de propriedades mecânicas.

Tabela 9 – Resultados de tração **transversal** na chapa. Valores reportados no certificado fornecido pela usina.

Local de retirada	LE 0.5 [MPa]	LR [MPa]	LE/LR	Alongamento [%]
Extremidade	752	903	0.83	25.3
Centro da chapa	748	911	0.82	26.2

Figura 61 – Variação de propriedades mecânicas chapa vs. tubo para: a) Limite de escoamento (LE); b) Limite de resistência (LR).

4.2 SIMULAÇÃO SYSWELD

Após cada simulação no software Sysweld, o perfil de solda gerado foi comparado às dimensões calculadas para a amostra fornecida conforme comentado anteriormente, de maneira a garantir que o perfil das soldas simuladas fosse próximo ao da real.

A Figura 62 abaixo mostra a visão transversal da simulação da soldagem realizada para o aporte de calor de 4.0 kJ/mm.

Figura 62 – Visão transversal da soldagem externa utilizando aporte de calor de 4.0 kJ/mm – Escala de cores em °C e igual para todos os quadros.

1800 1681 1563 1444 1325 1207 1088 969 851 732 613 495 376 257 139 20 [°C]

Após as simulações, foi analisado o perfil de térmico da solda gerado pelo software e avaliado um nó que representasse uma temperatura de pico de 1350°C ou similar, que corresponderia à região de grãos grosseiros da ZAC. Essa determinação do nó apropriado foi realizada através do auxílio da escala térmica e avaliação manual da temperatura à qual o ponto representava.

Para a retirada do ciclo térmico, foi escolhido um nó que houvesse atingido temperatura próxima a 1350°C e que não estivesse muito próximo à superfície externa da peça da simulação a fim de evitar qualquer influência do ambiente na taxa de resfriamento. Nas Figura 63 a Figura 69 é possível observar o perfil térmico de solda gerado para os aportes térmicos estudados e a localização dos nós dos quais foram

retirados os ciclos térmicos para posterior simulação na Gleeble e na Tabela 10 seguem os valores resumidos. Os ciclos térmicos obtidos a partir dos nós de estudo na simulação do Sysweld assim como os tempos Δt_{8-5} e taxas de resfriamento estão representados comparativamente na Figura 70, Figura 71 e Figura 72, respectivamente.

Figura 63 – Aporte de calor de 2.0kJ/mm: a) Visão transversal da simulação térmica realizada; b) Ponto de temperatura de pico analisado.

1800 1681 1563 1444 1325 1207 1088 969 851 732 613 495 376 257 139 20 [°C]

Figura 64 – Aporte de calor de 2.5kJ/mm: a) Visão transversal da simulação térmica realizada; b) Ponto de temperatura de pico analisado.

1800 1681 1563 1444 1325 1207 1088 969 851 732 613 495 376 257 139 20 [°C]

Figura 65 – Aporte de calor de 3.0kJ/mm: a) Visão transversal da simulação térmica realizada; b) Ponto de temperatura de pico analisado.

1800 1681 1563 1444 1325 1207 1088 969 851 732 613 495 376 257 139 20 [°C]

Figura 66 – Aporte de calor de 3.5kJ/mm: a) Visão transversal da simulação térmica realizada; b) Ponto de temperatura de pico analisado.

Figura 67 – Aporte de calor de 4.0kJ/mm: a) Visão transversal da simulação térmica realizada; b) Ponto de temperatura de pico analisado.

1800 1681 1563 1444 1325 1207 1088 969 851 732 613 495 376 257 139 20 [°C]

Figura 68 – Aporte de calor de 4.5kJ/mm: a) Visão transversal da simulação térmica realizada; b) Ponto de temperatura de pico analisado.

1800 1681 1563 1444 1325 1207 1088 969 851 732 613 495 376 257 139 20 [°C]

Figura 69 – Aporte de calor de 5.0kJ/mm: a) Visão transversal da simulação térmica realizada; b) Ponto de temperatura de pico analisado.

1800 1681 1563 1444 1325 1207 1088 969 851 732 613 495 376 257 139 20 [°C]

Tabela 10 – Resumo dos valores de temperatura de pico e localização dos pontos de estudo.

Aporte térmico [kJ/mm]	Distância do nó da superfície externa [mm]	Distância do nó da região fundida [mm]	Temperatura de pico [°C]
2,0	1,68	0,48	1352
2,5	1,59	0,55	1341
3,0	1,34	0,44	1370
3,5	2,50	0,50	1373
4,0	1,01	0,57	1373
4,5	2,19	0,54	1348
5,0	1,65	0,54	1361

Figura 70 – Curvas de ciclo térmico para ZAC de grãos grosseiros para todos os aportes simulados na Gleeble.

Figura 71 – Variação do $\Delta T_{800-500^{\circ}\text{C}}$ de acordo com o aporte de calor simulado.

Figura 72 – Variação da taxa de resfriamento com o aporte de calor simulado.

Os resultados se mostraram coerentes, com taxas de resfriamento menores e zona de metal de fundido e ZAC mais largos para aportes de calor maiores, influenciando diretamente o tamanho de grão da austenita prévia e nos constituintes durante o resfriamento.

4.3 ENSAIOS MECÂNICOS

4.3.1 Microdureza

Os ensaios de microdureza foram realizados no topo da amostra, que constitui a superfície superior do aço em relação ao seu sentido de laminação, e em sua secção transversal. Para a análise de dureza do sentido de laminação da amostra, foram avaliadas três regiões da peça, conforme croqui da Figura 54 apresentada anteriormente e para a avaliação da secção transversal, foi feito uma única medição. Os resultados individuais obtidos foram plotados para uma avaliação gráfica e se encontram na Figura 73.

Figura 73 – Resultados de microdureza obtidos.

É possível observar a tendência ao decréscimo conforme maior o aporte de calor aplicado na peça, conforme o esperado, com tendência de patamar após o aporte de calor de 3.5 kJ/mm. Além disso, é possível observar um leve aumento na média de dureza desde o aporte de 3.5 para 4.0 kJ/mm. Este fenômeno pode estar associado a variações normais de processo considerando que os aportes de calor são próximos ou então a microestruturas mais grosseiras formadas durante a simulação de ciclo térmico.

4.3.2 Ensaio de impacto

As amostras provenientes da Gleeble foram submetidas a um ensaio de impacto em temperaturas de acordo com a Tabela 7 apresentada anteriormente.

Os resultados dos ensaios realizados na temperatura de 0°C seguem apresentados na Figura 74 pelo valor da média de 9 amostras para os aportes térmicos de 2.5. 3.0. 4.0 e 4.5 kJ/mm e 5 amostras para os aportes térmicos de 2.0. 3.5 e 5.0 kJ/mm.

É possível observar que existe uma tendência na redução da tenacidade do material conforme maior o aporte de calor utilizado, comportamento essa já esperado e que pode estar associado à formação de microestruturas mais grosseiras assim como uma maior presença de precipitados nos contornos de grão da austenita prévia. Fica evidente também que, conforme maior aporte de calor utilizado, maior a dispersão de resultados encontrados e consequentemente maior o desvio padrão para análise estatística.

A presença de resultados dispersos pode estar associada diversos fatores, como à transição dúctil-frágil que o material está sujeito, o que justifica o aumento da dispersão para aportes de calor maiores, assim como variação da superfície de fratura em função do posicionamento da amostra durante o teste de impacto.

Figura 74 – Boxplot dos resultados encontrados a 0°C.

Para a avaliação da dispersão de resultados obtidos para aportes a partir de 4.0 kJ/mm, foi feita caracterização da superfície de fratura de alguns corpos de prova do aporte de 4.0 kJ/mm, que seguem apresentados no Apêndice II.

Para as amostras de aportes térmicos 2.0, 3.5 e 5.0 kJ/mm, foi realizado levantamento de curva de transição entre as temperaturas ambiente a -60°C . Os valores médios obtidos em cada temperatura seguem plotados graficamente e apresentados na Figura 75, Figura 76 e na Figura 77 como resultados da energia absorvida.

Figura 75 – Curva de transição de energia de Charpy obtida para o aporte de calor simulado de 2.0 kJ/mm.

Figura 76 – Curva de transição de energia de Charpy obtida para o aporte de calor simulado de 3.5 kJ/mm.

Figura 77 – Curva de transição de energia de Charpy obtida para o aporte de calor simulado de 5.0 kJ/mm.

As curvas plotadas acima foram trabalhadas no software Origin, de maneira a serem ajustadas conforme método da tangente hiperbólica. As temperaturas de transição foram calculadas com base no trabalho de (BRANDÃO. 2015), onde a temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) é considerada como sendo aquela onde ocorre a média aritmética das energias absorvidas nos patamares superior e inferior, como explicado na Figura 78 e seguem listadas na Tabela 11.

Figura 78 – Energia absorvida em função da temperatura e a obtenção da Temperatura de transição dúctil-frágil da energia absorvida (TTDF_{EA}).

Fonte : (BRANDÃO. 2015).

Tabela 11 – Temperaturas de transição dúctil-frágil

Aporte de calor [kJ/mm]	TTDF
2.0	-30
3.5	-20
5.0	T _{amb.}

Os resultados apresentados confirmam que existe uma tendência à redução da tenacidade conforme o aporte de calor é aumentado. Essa tendência já era esperada e pode estar relacionada à formação de microestruturas mais grosseiras e à presença de precipitados nos contornos de grão da austenita prévia.

Também, com base nos gráficos apresentados, é possível observar que as energias dos patamares superior e inferior tendem a reduzir quando aumentado o aporte de calor de 2.0 a 3.5 kJ/mm. No entanto, essa tendência não fica de fácil visualização para o aporte de 5.0 kJ/mm. Esses resultados apontam para melhores condições de tenacidade na zona afetada pelo calor durante a produção de tubos para aportes térmicos mais baixos. Para o aporte de 5.0 kJ/mm, a transição foi admitida como próxima à temperatura ambiente em função de não terem sido obtidos resultados que fossem caracterizados como patamar superior de energia.

Como mencionado acima, a presença de resultados dispersos tanto nas amostras ensaiadas a 0°C como nas amostras de temperaturas mais baixas da curva de transição pode estar associada diversos fatores, como à transição dúctil-frágil que o material está sujeito, o que justifica o aumento da dispersão para aportes de calor maiores, assim como a variação do posicionamento do entalhe e do posicionamento da amostra para o teste de impacto. Além disso, a própria variação do simulador Gleeble pode ser considerado como um fator a aumentar a dispersão entre os resultados.

4.3.3 Metalografia

4.3.3.1 Microscopia óptica

As amostras simuladas na Gleeble foram analisadas no microscópio ótico com aumentos de 50x. 100x. 200x. 500x e 1000x. A partir das imagens foi efetuado a identificação dos constituintes da microestrutura e foi medido o tamanho médio de grão da austenita prévia. As micrografias das amostras atacadas com nital seguem apresentadas nas Figura 79 a Figura 85.

É possível observar que, independente da taxa de resfriamento aplicada, a microestrutura é similar para todos os aportes. com presença principalmente de bainita superior e granular. Ainda assim, é possível ver um crescimento da estrutura austenítica prévia e ferrítica com aumento da proporção de bainita granular e espessamento das ripas da bainita superior. Para os aportes de calor acima de 3.0 kJ/mm, é possível identificar a presença pontual de ferrita, como contraste claro, liso e contínuo.

Mario Ramírez (RAMÍREZ, 2008) estudou as variações microestruturais em aço API 5L X80 submetidos a diferentes taxas de resfriamento e apresentou em seu trabalho que, para taxas entre 5 a 7°C/s, tem-se uma matriz constituída em sua grande maioria por grãos de ferrita quase poligonal (KRAUSS; THOMPSON, 1995 apud RAMÍREZ, 2008). Porém não foi observado a presença de perlita para taxas acima de 7°C/seg, que é exatamente a taxa mínima obtida nesse estudo.

Para taxas entre 10 e 15°C/seg (representativos dos dois aportes mais baixos desse trabalho), baseado na análise de (KRAUSS; THOMPSON, 1995 apud RAMÍREZ, 2008), a austenita se transforma em ferrita granular em sua grande maioria, sendo pouca parte também transformada em ferrita poligonal. Também, os agregados eutetóides ficam refinados e homoganeamente distribuídos na matriz. Já para taxas de resfriamento da ordem de 20°C/segundos, a maior presença na matriz passa a ser de ferrita granular refinada (RAMÍREZ, 2008).

Figura 79 – Aporte de calor de 2.0 kJ/mm – Nital: a) 500x de aumento; b) 1000x de aumento.

Figura 80 – Aporte de calor de 2.5 kJ/mm – Nital: a) 500x de aumento; b) 1000x de aumento.

Figura 81 – Aporte de calor de 3.0 kJ/mm – Nital: a) 500x de aumento; b) 1000x de aumento.

Figura 82 – Aporte de calor de 3.5 kJ/mm – Nital: a) 500x de aumento; b) 1000x de aumento.

Figura 83 – Aporte de calor de 4.0 kJ/mm – Nital: a) 500x de aumento; b) 1000x de aumento.

Figura 84 – Aporte de calor de 4.5 kJ/mm – Nital: a) 500x de aumento; b) 1000x de aumento.

Figura 85 – Aporte de calor de 5.0 kJ/mm – Nital: a) 500x de aumento; b) 1000x de aumento.

Posteriormente, foi realizado a avaliação do tamanho de grão médio da austenita prévia, cujos resultados segues apresentados na Tabela 12. Pode-se observar que o tamanho de grão da austenita prévia apresentou o comportamento esperado, aumentando com o incremento do aporte de calor. Foi observado uma leve redução do tamanho de grão para o aporte de 4.0 kJ/mm, o que está compatível com o aumento de tenacidade que foi observado e comentado anteriormente.

Tabela 12 – Tamanho de grão austenítico prévio por aporte de calor simulado.

Aporte de calor [kJ/mm]	Tamanho de grão [μm]
2.0	41.15
2.5	44.10
3.0	46.45
3.5	52.45
4.0	51.37
4.5	59.00
5.0	61.64

Apesar do ataque nital não ser específico para revelação e análise do constituinte MA, é possível discernir no contraste mais escuro prováveis partículas dele. Essa identificação fica mais clara para casos de partículas maiores, que apresentam contraste cinza característico, se tornando distinta aos carbeto. Na Figura 86 é apresentado uma imagem onde é possível identificar o constituinte MA em duas morfologias: alongada e massiva poligonal. De modo geral, é possível detectar a presença do constituinte MA tanto no interior quanto nos contornos da austenita prévia.

Figura 86 – Micrografia em microscopia óptica da amostra simulada ZAC GG em Gleeble com aumento de 1000x para aporte de calor de 3.0 kJ/mm. Identificação do contraste cinza e morfologia do constituinte MA.

4.3.3.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

As amostras simuladas foram posteriormente levadas ao microscópio eletrônico de varredura (MEV), tanto com ataque nital 2% assim como com ataque eletrolítico de duas etapas. sendo que este último teve o objetivo de observar e quantificar o constituinte MA. As imagens resultantes com modo elétrons secundários seguem apresentadas na Figura 87 até a Figura 93.

Figura 87 – Micrografias em MEV-ES das amostras atacadas com nital 2% para aporte de calor de 2.0 kJ/mm com aumento de 2500x.

Figura 88 – Micrografias em MEV-ES das amostras atacadas com nital 2% para aporte de calor de 2.5 kJ/m com aumento de 2500x.

Figura 89 – Micrografias em MEV-ES das amostras atacadas com nital 2% para aporte de calor de 3.0 kJ/mm com aumento de 2500x.

Figura 90 – Micrografias em MEV-ES das amostras atacadas com nital 2% para aporte de calor de 3.5 kJ/mm com aumento de 2500x.

Figura 91 – Micrografias em MEV-ES das amostras atacadas com nital 2% para aporte de calor de 4.0 kJ/mm com aumento de 2500x.

Figura 92 – Micrografias em MEV-ES das amostras atacadas com nital 2% para aporte de calor de 4.5 kJ/mm: a) aumento de 1000x; b) aumento de 2500x.

Figura 93 – Micrografias em MEV-ES das amostras atacadas com nital 2% para aporte de calor de 5.0 kJ/mm com aumento de 2500x.

Com base nas Figuras apresentadas, é possível observar uma similaridade dentre a morfologia encontrada nas amostras independente do aporte de calor. A presença de MA distribuída nos contornos de grão foi encontrada em todas as amostras, assim como agregados eutetóides compactos. Microestruturas semelhantes foram observadas no trabalho de (RAMÍREZ, 2008).

Também é possível identificar três principais morfologias: ferrita com segunda fase alongada e alinhadas entre os contornos, ferrita com segunda fase distribuída equiaxialmente e ferrita em contraste mais escuro e segunda fase esparsa, sem formato definido. Essas morfologias serão doravante chamadas de bainita superior, bainita globular e ferrita com ilhas de MA, respectivamente.

Na Figura 94 e na Figura 95 é possível observar essas três morfologias identificadas com maior aumento para algumas das amostras simuladas.

Figura 94 – Micrografias em MEV-ES com aumento de 5000x da ZACGG simulada para aportes de 3.5 kJ/mm (A) e 2.0 kJ/mm (B) com constituinte identificados: 1º bainita superior; 2º bainita globular e 3º ferrita com ilhas esparsas de MA.

Figura 95 – Micrografias em MEV-ES com aumento de 10000x da ZACGG simulada para aporte de 4.5 kJ/mm (a) e 2.0 kJ/mm (b e c) com constituinte identificados: 1º bainita superior; 2º bainita globular e 3º ferrita com ilhas esparsas de MA.

Para uma melhor avaliação das evoluções do constituinte MA com relação à variação do aporte de calor e para posterior quantificação de fases, foi realizado caracterização em microscopia eletrônica das amostras após ataque eletrolítico. A Figura 96 exemplifica o método de análise de imagem para quantificação através do software Image J e a Tabela 13 os resultados obtidos.

Figura 96 – Micrografias em MEV com ataque eletrolítico e análise de imagem para quantificação do MA.

Tabela 13 – Fração de MA por aporte de calor

Aporte de calor [kJ/mm]	Fração de MA [%]
2.0	17.6
2.5	15.9
3.0	16.0
3.5	15.3
4.0	14.6
4.5	13.9
5.0	13.8

Pode-se observar uma queda da fração do constituinte MA com o aumento do aporte de calor. Apesar de parte da bibliografia reportar o contrário, aumento da fração de MA com o aporte de calor, ela trata também, em geral, de aços de maior teor de carbono, onde existe competição significativa entre a formação de cementita e MA durante o resfriamento, sendo que em casos de maior taxa de resfriamento (menor aporte de calor), desenvolve-se um gradiente de carbono mais acentuado na interface ferrita/austenita, com concentração de carbono suficiente para a formação da cementita, ao invés de MA, conforme discute (MAZANCOVÁ; MAZANEC, 1997). Como o aço X100 possui baixo teor de carbono, uma suposição é a de que nesse

caso já exista uma competição entre a taxa de segregação de carbono na interface da transformação ferrítica e a difusão do carbono na austenita ainda não transformada. Assim, para tempos de resfriamento longos (menor taxa de resfriamento, maior aporte de calor) o carbono segregado na interface ferrita/austenita teria maior dificuldade de alcançar teores suficiente para estabilizar a austenita (ou aumentar suficientemente a temperabilidade), o que incentivaria a formação de MA apenas em pontos de encontro de frentes de transformação, onde o carbono não tem austenita não transformada para se difundir e o teor da região se mantém elevado. Ou seja, para caso de teores menores de carbono, situações que provenham um gradiente mais acentuado de teor de carbono favoreceriam mais a formação do MA.

A Figura 97 apresenta as imagens obtidas na análise das amostras em microscopia eletrônica com ataque eletrolítico e evidencia o MA em contraste claro e bem definido. É possível identificar tendência similar, em termos de morfologia, da visão com ataque nital, de maneira que o MA se apresenta menos alongado e mais globular com aumento do aporte de calor. Pode-se observar que sempre é perceptível um filme de MA nos contornos de austenita prévia, que tende a se tornar mais grosseiro com o aumento do aporte de calor. Essa correlação entre taxa de resfriamento e distribuição do MA foi também observada no trabalho de (OGATA, 2009) com material X65M. O autor evidenciou que o MA se tornava mais refinado para maiores taxas de resfriamento (menores aportes térmicos).

Figura 97 – Micrografias em MEV-ES com aumento de 2500x da ZAC-GG com ataque eletrolítico para a amostra simulada de: (a) 2.0 kJ/mm; (b) 2.5 kJ/mm; (c) 3.0 kJ/mm; (d) 3.5 kJ/mm; (e) 4.0 kJ/mm e aumento de 2000x para (f) 4.5 kJ/mm; (g) 5.0 kJ/mm.

Quanto à definição da morfologia do constituinte MA, além do filme fino e alongado formado nos contornos da austenita prévia, pode-se descrever os seguintes formatos que foram encontrados:

- i. Filme fino e alongado entre as ripas da bainita;
- ii. Massivo e pouco alongado/globular entremeando grão finos de ferrita (bainita globular);
- iii. Massivo e pouco alongado nos contornos de austenita prévia;
- iv. Colônias de MA massivo no meio da austenita prévia, sem ordenação junto à bainita.

Na Figura 98 apresentam-se quatro imagens de alto aumento (10000x) onde se identificam as morfologias comentadas acima.

Figura 98 – Diferentes morfologias do constituinte MA identificadas na ZAC-GG da amostra simulada com 4.0 kJ/mm de aporte de calor: (i) filme fino alongado. (ii) transição para aspecto globular. (iii) globular/massivo e (iv) colônias massivas.

Com os resultados aqui apresentados, foi possível comparar a influência do aporte de calor na microestrutura e propriedades mecânicas da região de grãos grosseiros da ZAC de uma solda simulada para um aço microligado, o que foi aguardado com os objetivos iniciais do projeto de pesquisa.

5 CONCLUSÕES

Esse trabalho teve como objetivo simular a soldagem de um aço API 5L X100M através de simulações computacionais e transferir o ciclo obtido da região de grãos grosseiros da ZAC para a Gleeble a fim de analisar em detalhe a influência de diferentes aportes de calos na microestrutura e propriedades mecânicas do material.

Com base nos resultados obtidos apresentados, é possível concluir que a microestrutura do aço API 5L X100 do estudo era constituída por uma matriz bainítica, com presença de MA e precipitados como carboneto-nitreto de titânio. Foi observada a presença de segregação no centro da espessura do tubo, como esperado para o processo fabricação por laminação de chapas grossas. Esse tipo de segregação consegue ser minimizado com a utilização de sistemas de *soft reduction* no final do lingotamento contínuo.

Também, as propriedades mecânicas do tubo na condição como recebido apresentou resultados dentro da norma de fabricação de tubos API 5L. A relação entre propriedades mecânicas entre chapa e tubo não apresentou diferença significativa para o ensaio na direção transversal. No entanto, na direção longitudinal é esperado que ocorra um aumento nos limites de escoamento e resistência.

Com relação aos resultados de microdureza das amostras simuladas, os valores obtidos diminuíram conforme aporte de calor foi aumentado. Foi possível observar uma tendência de patamar mínimo ao redor de 220 HV0.5 e um valor máximo próximo a 310 HV0.5 foi encontrado para a condição de menor aporte de calor. Do mesmo modo, foi possível observar uma correlação entre a redução de tenacidade em função do aumento do aporte de calor, o que foi confirmado posteriormente com a presença de microestruturas mais grosseiras e a uma maior presença de precipitados nos contornos de grão da austenita prévia para menores taxas de resfriamento. Foi evidenciado também uma maior dispersão de resultados conforme maior o aporte, o que pode estar relacionada, dentre outros motivos, à faixa de transição dúctil-frágil do material.

A microestrutura da região de grãos grosseiros da ZAC, observada através das amostras simuladas, se mostrou constituída majoritariamente de bainita superior com filmes alongados de MA entre as ripas de ferrita da bainita. Essas microestruturas foram caracterizadas como bainita superior, bainita globular e ferrita

com ilhas de MA e as microestruturas apresentaram uma similaridade de morfologia independente do aporte de calor.

A presença de MA nos contornos de grão foi encontrada em todas as amostras, independente do aporte de calor, assim como agregados eutetóides compactos. O MA se apresentou menos alongado e mais globular conforme maior o aporte de calor. Foi também constatado uma sensibilidade da microestrutura da CGHAZ em função da variação do aporte de calor, de maneira que para resfriamento para aportes de calor a partir de 3.0 kJ/mm, com taxas de resfriamento da ordem 10^0C/s ou menor, identificou-se a presença crescente de bainita granular em detrimento da bainita superior.

Foram identificadas as variações de morfologia do constituinte MA, entre formatos finos e alongados até formas mais massivas e de colônias, tanto nos contornos da austenita prévia como no seu interior. Ainda com relação à morfologia do MA, foi observado uma tendência de desenvolvimento de formatos globulares para maiores aportes de calor. A queda de tenacidade também observada para essas condições a princípio pode parecer contraditória, porém pode estar associada ao maior tempo de transformação que se dá nessa situação. Outro fator que pode ter influenciado a queda de tenacidade é a maior presença de MA associado aos contornos de grão da austenita prévia.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar a quantidade de fração de fases no constituintes MA encontrados através de métodos complementares de caracterização como DRX e EBSD a fim de complementar a quantificação e caracterização do constituinte MA;
- Avaliar a microestrutura do material de estudo por microscopia eletrônica de transmissão;
- Avaliar o ciclo térmico real da soldagem SAW de um material API 5L X100M com composição química igual (material deste estudo) ou similar para comparar com os resultados obtidos neste estudo.
- Estudar o efeito de elementos de liga na propensão à formação de constituinte MA;
- Estudar a influência do constituinte MA na fragilização do material em função da composição química e sua morfologia;
- Estudar isoladamente o efeito do tamanho de grão na formação do constituinte MA;
- Avaliar a influência do constituinte MA na propagação de trincas induzidas pelo hidrogênio.

REFERÊNCIAS

- Advanced Structural Steels : Part Two Recrystallization Control Rolling (RCR)*. Disponível em: <<http://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=KTS&NM=252>>. Acesso em: 14 abr. 2017.
- AMANO, K. et al. Metallurgical factors and welding conditions affecting local brittle zones in weld HAZ. *5th International Symposium of the Japan Welding*, 1990.
- API Spec. 5L 45th edition*. 45th editi ed. [S.l: s.n.], 2012. v. 42.
- ASM Handbook vol. 6*. [S.l: s.n.], 1993.
- BHADESHIA, H. K. D. H. About calculating the characteristics of the martensite-austenite constituent. *Proceedings of International Seminar on Welding of High Strength Pipeline Steels*, n. 1, p. 99–106, 2013.
- BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. *Steels: Microstructure and properties*. Third Edit ed. [S.l.]: Elsevier Ltd, 2006.
- BRANDÃO, B. P. *Influência Do Tempo De Imersão Em Solução Aquosa Contendo H₂S Sobre a Tenacidade De Tubo Api 5L X65 Sour Avaliada a Partir De Ensaio Charpy*. . [S.l: s.n.], 2015.
- CHEN, L. *Characterisation of transverse cold cracking in weld metal of a high strength quenched and tempered steel*. 2000. University of Wollongong, 2000.
- DAVIS, C. L.; KING, J. E. Cleavage initiation in the intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone: Part I. Fractographic evidence. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 25, n. 3, p. 563–573, 1994.
- ESI GROUP. *Engineering Simulation Solution for Heat Treatment, Welding and Welding Assembly*. . [S.l: s.n.]. , [S.d.]
- FISHER, C. R.; NAHSHON, K. *Simulation of Weld Mechanical Behavior to Include Welding-Induced Residual Stress and Distortion: Coupling of SYSWELD and Abaqus Codes*. . [S.l: s.n.]. , 2015
- FLETCHER, L. et al. Effect of Ti and N concentrations on microstructure and mechanical properties of microalloyed high strength line pipe steel welds. *International Seminar*, p. 1–13, 2013.
- GIETKA, T.; CIECHACKI, K.; KIK, T. Numerical Simulation of Duplex Steel Multipass Welding. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2016.
- GORNI, A. A. *Desenvolvimento de Aços Alternativos aos Materiais Temperados e Revenidos*

com Limite de Resistência entre 600 e 800 MPa. 2001. Universidade Estadual de Campinas, 2001.

GORNI, A. A.; CAVALHEIRO, B. C.; SALANI, M. R. Tenacidade na Junta Soldada de Aços API-DNV, Fabricados por Laminação Controlada Seguida de Resfriamento Acelerado. *Exposol*, 2008.

GORNI, A. A.; SILVEIRA, D. J. H. Accelerated Cooling of Steel Plates: The Time Has Come. *Journal of ASTM International*, v. 5, n. 8, p. 101777, 2008.

GORNI, A. A.; SILVEIRA, J. H. D. DA; REIS, J. S. DE S. Aços microligados na fabricação de tubos soldados com grande diâmetro. *revista Tubo & Companhia*, p. 56–63, 2009.

GRAY, J. M. An Independent view of Linepipe and Linepipe Steel for High Strength Pipelines: How To Get Pipe That's Right for the Job at the Right Price. *API X80-Pipeline Cost Workshop*, n. October, p. 1–19, 2002.

HARRISON, P. L. HAZ microstructure and its role in the fracture of micro-alloyed steel welds. *The Institute of Materials - Second Griffith Conference on Micro-mechanisms of Fracture and their Structural Significance*, p. 57–68, 1995.

HARRISON, P.; WALL, P. *Technical Steel Research - Effect of alloying elements on HAZ microstructure and toughness*. . [S.l: s.n.], 1996.

HILLENBRAND, H. et al. *Development of grade X120 pipe material for high pressure gas transportation lines*. . Ostend, Belgium: [s.n.], 2004.

IMAI, S. General Properties of TMCP Steels. *International Offshore and Polar Engineering Conference*, v. 3, p. 392–396, 2002.

IRIKURA, S. I. Estudo da influência da microestrutura no comportamento mecânico de juntas soldadas de um aço estrutural sandra ilka irikura. 2006.

KOMIZO, Y.; FUKADA, Y. CTOD properties and M-A constituent in HAZ of C-Mn micro-alloyed steel. *5th International Symposium of the Japan welding society*, 1990.

KOU, S. *Welding Metallurgy*. Second Edi ed. [S.l.]: John Wiley & Sons, Inc., 2002.

KRAUSS, G.; THOMPSON, S. W. Ferritic microstructures in continuous cooled low and ultra-low carbon steels. *ISIJ International*, v. 35, n. 8, p. 937–945, 1995.

LAMBERT, A. et al. Microstructure of martensite–austenite constituents in heat affected zones of high strength low alloy steel welds in relation to toughness properties. *Science and Technology of Welding and Joining*, v. 5, n. 3, p. 168–173, 2000.

LESSA, C. R. L. Soldagem FHPP – Processo e Metalurgia nas Transformações das Fases de um aço C-Mn. p. 100, 2011.

LI, Y.; BAKER, T. N. Effect of morphology of martensite–austenite phase on fracture of weld heat affected zone in vanadium and niobium microalloyed steels. *Materials Science and Technology*, v. 26, n. 9, p. 1029–1040, 2010.

LIESSEM, A.; ERDELEN-PEPPLER, M.; GMBH, E. A critical view on the significance of HAZ toughness testing. *International Pipeline Conference - IPC*, 2004.

LIPPOLD, J. C. *Welding Metallurgy and Weldability*. First Edit ed. [S.l.]: John Wiley & Sons, Inc., 2015.

LIU, Y. et al. Physical Simulation on Microstructure and Properties for Weld HAZ of X100 Pipeline Steel. *Materials Science Forum*, v. 762, p. 556–561, 2013. Disponível em: <<http://www.scientific.net/MSF.762.556>>.

LUCCA, R. G. DE et al. RELAÇÃO ENTRE QUANTIFICAÇÃO MICROESTRUTURAL E COMPORTAMENTO MECANICO DE AÇOS API / DNV PARA LINEPIPES *. p. 1982–1991, 2014.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. *Soldagem - Fundamentos e Tecnologia*. 3a edição ed. [S.l: s.n.], [S.d.].

MATSUDA, F. et al. *Review of mechanical and metallurgical investigations of martensite–austenite constituent in welded joints in {Japan}*. *Welding in the World*. [S.l: s.n.], 1996

MAZANCOVÁ, E.; MAZANEC, K. Physical metallurgy characteristics of the M/A constituent formation in granular bainite. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 64, n. 1–3, p. 287–292, 1997.

MITCHELL, P. S. The Effect of Vanadium on the Microstructure and Toughness of Weld Heat Affected Zones. *Iron and Steel*, v. 40, n. V1105-2, 2005.

MOREIRA, F. A. et al. *Tubo de aço carbono com alta resistência a corrosao para transporte offshore de óleo e gás com presença de CO2 e H2S*. . [S.l: s.n.], 2009.

NAFISI, S. et al. Effect of Vanadium Addition on API X100 Linepipe Steel. *HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 and Offshore Engineering Steels 2015 Conference Proceedings*, v. 56, n. 1, p. 715–720, 2015.

NAFISI, S. et al. Texture and mechanical properties of API X100 steel manufactured under various thermomechanical cycles. *Materials Science and Engineering A*, v. 531, p. 2–11, 2012.

NISHIOKA, K.; ICHIKAWA, K. Progress in thermomechanical control of steel plates and their commercialization. *Science and Technology of Advanced Materials*, v. 13, n. 2, p. 023001, 2012.

OGATA, P. H. *Caracterização microestrutural do aço para tubo API 5L-X65 em diferentes regiões da chapa como laminada e após austenitização e resfriamento sob diversas taxas de resfriamento*. 2009. Universidade de São Paulo - USP, 2009.

OKAMOTO, M. A. Danos causados pelo Hidrogênio em Aços para Tubos API 5L X65 e X80. p. 1–79, 2010.

OUCHI, C. Development of Steel Plates by Intensive Use Of TMCP and Direct Quenching Processes. *Isij*, v. 41, n. 6, p. 542–553, 2001.

PINHEIRO, G. A. et al. Costura por Fricção: Fundamentos e Aplicações. 1º Cobef., 2001.

RAMÍREZ, M. F. G. *Estudo da transformação durante o resfriamento contínuo e da microestrutura do aço microligado X80 utilizado na construção de tubos para transporte gás natural e petróleo*. 2008. 158 f. Universidade de São Paulo - USP, 2008.

RINGINEN, D. et al. A weldability study of steel of strength class X100. *Metallurgist*, v. 57, n. 11–12, p. 1112–1119, 2014.

ROSADO, D. B.; WAELE, W. DE; VANDERSCHUEREN, D. Latest developments in mechanical properties and metallurgical of high strength line pipes. *Sustainable Construction and Design*, v. 4, n. 1, p. 1–10, 2013.

SALANI, M. R. *Estudo das propriedades mecânicas de aços microligados produzidos por laminação controlada para tubos API/DNV usados no projeto pré-sal*. 2011. 2011.

SANDERSON, N.; OHM, R.; JACOBS, M. Study of X-100 line pipe costs points to potential savings. n. 11, p. 15–18, 1999.

SCHWINN, V.; GRÄF, M.; HULKA, K. Production of Large Diameter Pipes Grade X 70 with High Toughness using Acicular Ferrite Microstructures. *International Conference on Application and Evaluation of High Grade Linepipes in Hostile Environments*, v. 47, p. 14, 2002.

SILVA, M. D. C. Caracterização das propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço API 5L X80 e determinação experimental de curvas J-R para avaliação da tenacidade a fratura. p. 117, 2004.

SOEIRO JUNIOR, J. C.; ROCHA, D. B.; BRANDI, S. D. Uma Breve Revisão Histórica do Desenvolvimento da Soldagem dos Aços API para Tubulações. *Soldagem e Inspecao*, v. 18, n. 2, p. 176–195, 2013.

SOUZA, W. M. et al. *Efeito da têmpera e revenimento em aços microligados contendo boro e titânio 1*. . [S.l: s.n.], 2016.

TAMEHIRO, H. et al. Effect of accelerated cooling after controlled rolling on the hydrogen

induced cracking resistance of line pipe steel. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, v. 25, n. 9, p. 982–988, 1985.

TAMEHIRO, H. (NIPPON S. C.; CHINO, H. (NIPPON S. C. *The progress in pipeline material properties*. . [S.l: s.n.], , 1991

TERADA, Y. et al. *Development of API X100 UOE line pipe*. *Nippon Steel Technical Report*. [S.l: s.n.], 1997.

TRONSKAR, J. P.; ANDRESEN, V. Avoiding Local Brittle Zones in offshore pipeline girth welds for reeling installation involving large plastic strain. *Omae*, p. 1–10, 2013.

TWI. *Submerged Arc Welding Process*. Disponível em: <<http://www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/submerged-arc-welding-process-005/>>. Acesso em: 2 maio 2017.

VALIM, M. T. Tenacidade a Fratura da Junta Soldada Obtida a Arco Submerso de Aço API 5L Grau X-80. *PUC-Rio*, p. 86, 2005.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELO, F. D. H. . *Soldagem - Processos e Metalurgia*. [S.l: s.n.], 1992.

YSHII, L. N.; SERGIO, M.; CHIODO, G. Aplicação De Aços De Alta Resistência Em Dutos De Transporte De Óleo E Gás : Implicações Sobre O Projeto E Construção. p. 1–10, 2007.

APÊNDICE I

Para validação das curvas obtidas através do software Sysweld, foram realizadas duas simulações na Gleeble via cálculos por Rykalin. A Figura 1 mostra os gráficos comparativos de cada simulação realizada: em laranja está representado a curva obtida no ponto de interesse retirado da simulação computacional via Sysweld para o aporte de calor de 4.0 kJ/mm. A curva em preto pontilhado representa a curva obtida na Gleeble utilizando o sistema de cálculo Rykalin 3D com input do ΔT_{8-5} do Sysweld para o aporte de calor de 4.0 kJ/mm. e a curva em preto contínuo representa a curva obtida na Gleeble utilizando o sistema de cálculo Rykalin 3D quando utilizado como input o aporte de calor de 4.0 kJ/mm.

É possível observar uma distinção nítida entre as curvas simuladas, de maneira que a curva cujo input foi o ΔT_{8-5} obtido na simulação Sysweld foi a que apresentou menores taxas de resfriamento. Em contrapartida, quando utilizado apenas o aporte de calor como input da simulação, a Gleeble representou o ciclo térmico com menor tempo de transformação ΔT_{8-5} . Essa variação nas curvas pode ser justificada pois o Rykalin considera apenas uma fonte única de calor, em comparação ao Sysweld que, mesmo utilizando como parâmetro inicial uma soldagem com 4 arames e poça única, cada arame é lido como uma fonte de calor. Também, outro fator que pode ter contribuído para a variação encontrada nas curvas é a geometria da peça que foi simulada. No software Sysweld foi considerado um elipsoide com soldagem no sentido longitudinal, enquanto que o Rykalin não possui esse input e, portanto, pode-se considerar que a distribuição do calor é muito distinta.

Dessa maneira, foi decidido seguir com os ciclos térmicos provenientes da simulação computacional para representação na Gleeble e avaliação de resultados neste trabalho.

Figura 1 – Comparação de ciclos térmicos da ZAC região de grãos grosseiros (temperatura de pico ~1350°C) simulados computacionalmente para o aporte de calor de 4.0 kJ/mm.

APÊNDICE II

Fractografia de três corpos de prova do aporte de calor 4.0 kJ/mm testado a 0°C.

Superfície de fratura dos três corpos de prova do aporte de calor 4.0 kJ/mm testados a 0°C. Aumento de 500x.