



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO**  
**CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**



**Roberto de Araújo Alécio**

**Estudo da Relação Microestrutura/Propriedades Mecânicas de Sub-Regiões de  
Zonas Termicamente Afetadas - ZTAs do Aço API 5L X80**

**Recife  
2015**

**ROBERTO DE ARAÚJO ALÉCIO**

**Estudo da Relação Microestrutura/Propriedades Mecânicas de Sub-Regiões de Zonas Termicamente Afetadas - ZTAs do Aço API 5L X80**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Centro de Tecnologia e Geociências da Universidade Federal de Pernambuco como requisito para a obtenção do Grau de Doutor em Engenharia Mecânica.

Linha de Pesquisa: Engenharia e Materiais de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira, UFPE-Recife.

Co-Orientador: Prof. Dr. Jorge Luís Lauriano Gama, IFAL-Maceió.

**Recife  
2015**

Catálogo na Fonte  
Biblioteca Margareth Malta, CRB-4 / 1198

A366e Alécio, Roberto de Araújo.

Estudo da relação microestrutura / propriedades mecânicas de sub-regiões de zonas termicamente afetadas - ZTAs do aço API 5L X80 / Roberto de Araújo Alécio. - Recife: O Autor, 2015.

87 folhas, il., gráfs., tabs.

Orientador: Prof. Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira.

Coorientador: Prof. Dr. Jorge Luís Lauriano Gama.

Tese (Doutorado) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2015.

Inclui Referências.

1. Engenharia Mecânica. 2. Previsão de Propriedades Mecânicas. 3. Tamanho de Grão. 4. Zona Termicamente Afetada. 5. Equação de Hall-Petch. 6. Aço API 5L X80. I. Ferreira, Ricardo Artur Sanguinetti. (Orientador). II. Gama, Jorge Luís Lauriano. (Coorientador). III. Título.

UFPE

621 CDD (22. ed.)

BCTG/2015-283

ATA DA 36ª (TRIGÉSIMA SEXTA) DEFESA DE TESE DE DOUTORADO DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA DO CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO, NO DIA 13 DE NOVEMBRO DE 2015.

Aos 13 (treze) dias do mês de novembro de dois mil e quatorze (2015), às nove horas, na Sala de Reuniões do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, andar térreo do Centro de Tecnologia e Geociências da Universidade Federal de Pernambuco, em sessão pública, teve início a defesa da Tese intitulada “*Estudo da Relação Microestrutura / Propriedades Mecânicas de Sub-Regiões de Zonas Termicamente Afetadas – ZTAs do Aço API 5L X80*” do aluno Roberto de Araújo Alécio, na área de concentração Engenharia de Materiais e Fabricação, sob a orientação do Prof. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira. O doutorando Roberto de Araújo Alécio cumpriu todos os demais requisitos regimentais para a obtenção do grau de DOUTOR em Engenharia Mecânica. A Banca Examinadora foi indicada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em 16/10/2015, na sua 14ª Reunião Extraordinária e homologada pela Diretoria de Pós-Graduação, através do Processo nº 23076.044385/2015-23 em 26/10/2015, sendo composta pelos Professores: Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira, do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco; Jorge Luís Lauriano Gama, do Instituto Federal de Alagoas; Tiago Leite Rolim, do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco; Yogendra Prasad Yadava, do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco; Pablo Batista Guimarães, do Instituto Federal de Pernambuco e Francisco Ilo Bezerra Cardoso, da Universidade de Pernambuco. Após cumpridas as formalidades, o candidato foi convidado a discorrer sobre o conteúdo da Tese. Concluída a explanação, o candidato foi arguido pela Banca Examinadora que, em seguida, reuniu-se para deliberar e conceder ao mesmo a menção Aprovado da referida Tese. E, para constar, lavrei a presente Ata que vai por mim assinada, Jorge Rodrigo da Silva Oliveira, e pelos membros da Banca Examinadora..

Recife, 13 de novembro de 2015.

\_\_\_\_\_  
Jorge Rodrigo da Silva Oliveira

BANCA EXAMINADORA

Prof. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira

Prof. Jorge Luís Lauriano Gama

Prof. Tiago Leite Rolim

Prof. Yogendra Prasad Yadava

Prof. Pablo Batista Guimarães

Prof. Francisco Ilo Bezerra Cardoso

\_\_\_\_\_  
\_\_\_\_\_  
\_\_\_\_\_  
\_\_\_\_\_  
\_\_\_\_\_  
\_\_\_\_\_

## **AGRADECIMENTOS**

Relembrando as pessoas que contribuíram com a construção deste trabalho, tenho o prazer e obrigação de agradecer, consciente da importância que tiveram neste caminho acadêmico onde, de alguma forma obtive importante auxílio para que o sucesso neste trabalho fosse alcançado.

Inicialmente agradeço a meus orientadores, Prof. Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira e o Prof. Dr. Jorge Luís Lauriano Gama pela confiança da condição de pesquisador em mim depositada e principalmente pela excelente orientação, proporcionando uma fundamental contribuição à realização deste trabalho.

Cabe-me agradecer aos professores do Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica da UFPE, que com presteza e dedicação fizeram de suas aulas uma verdadeira forma de incentivo as pesquisas em elaboração, com o intuito de formar profissionais de grande capacidade, representado pelo coordenador do Programa de Pós Graduação, Prof. Dr. Jorge Recarte Henriquez Guerrero, agradecendo também a todos os funcionários deste departamento.

Agradecer ao comitê de acompanhamento que em cada apresentação realizada, contribuíram na melhoria dos tratamentos dos dados e apresentação dos resultados obtidos na pesquisa.

Agradeço aos amigos que colaboraram neste trabalho, Professores do IFAL e IFPE, representado aqui pelo coordenador do curso de Mecânica/IFAL Prof. Marcus Alexandre Buarque.

Não podendo esquecer aos amigos do Curso de Pós Graduação, em momentos de estudos e tarefas acadêmicas nas horas de estudo que passamos buscando a aquisição de conhecimentos técnicos científicos, como também colegas do curso de graduação que em momentos informais discutimos sobre o assunto, dando também sua contribuição.

Dedico especialmente um agradecimento a minha esposa Luciana Leite Alécio e a nosso filho Roberto Torres Leite Alécio, pela paciência e compreensão nas horas em que deles precisei e principalmente nos momentos em que afastado estive.

Com grande admiração, devo agradecer aos meus pais José Torres Alécio e Maria Áurea Alécio, sempre persistindo no caminho de uma elevação em minha formação acadêmica e pessoal, exemplificado pelas suas atitudes de comportamento, agradecendo também aos irmãos que, do mesmo modo, tem grande influência em minha formação.

Finalmente agradeço ao Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de Alagoas/IFAL, pela oportunidade concedida em participar desta qualificação, como também ao Programa de Formação de Recursos Humanos em Tecnologia de Equipamentos para atuação no setor de petróleo, gás e biocombustíveis da PETROBRÁS de onde obtive uma bolsa e suporte financeiro na compra de equipamento, a SIMISA pelos ensaios realizados, a CONFAB pelo material cedido e ao DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA/UFPE, por oferecer as devidas condições de infraestrutura para realização da pesquisa.

A todos, meu sincero obrigado.

## RESUMO

Uma previsão das propriedades mecânicas de sub-regiões da ZTA de uma junta soldada de aço API 5L X80 foi feita a partir de uma metodologia teórica e experimental. Para isso, foi utilizado um simulador termomecânico capaz de reproduzir ciclos térmicos com condições termodinâmicas de pontos discretos, semelhante à da ZTA de uma junta soldada produzida pelo processo GMAW, com um único passe, para comparação. No simulador termomecânico, três diferentes ciclos térmicos foram produzidos, a temperaturas de 900°C, 1000°C e 1100°C. Para cada temperatura foram produzidos três corpos de provas. As diferentes condições termodinâmicas impostas aos CPs reproduz a microestrutura de pontos ZTA de uma junta soldada. Em paralelo com a simulação, uma junta soldada do referido aço foi produzida para correlacionar a microestrutura de pontos discretos dessa junta. As amostras com a pseudo ZTA foram submetidos a ensaios mecânicos de tensão uniaxial e a caracterização microestrutural. Uma macrografia da ZTA da junta soldada foi realizada e esta, dividida em cinco sub-regiões e depois caracterizadas as microestruturas. As microestruturas das amostras simuladas foram comparadas com a microestrutura de ZTA das sub-regiões da junta soldada. Com base no valor das propriedades mecânicas das amostras simuladas e o tamanho do grão em ambas as microestruturas (soldada e simuladas) foram desenvolvidas um modelo numérico baseado na equação empírica de Hall-Petch, o que permitiu a determinação indireta da resistência ao escoamento de pontos discretos das sub-regiões do ZTA da junta soldada.

Palavras-chave: Aço API 5L X80. Equação de Hall-Petch. Propriedades mecânicas. Tamanho de grão. Zona termicamente afetada.

## ABSTRACT

A prediction of the mechanical properties of the HAZ in sub-regions of a welded joint of API 5L X80 steel was made from a theoretical and experimental methodology. For this, it was used a thermomechanical simulator (TS) capable of reproducing thermal cycles with thermodynamic conditions of discrete points, similar to the HAZ of a real welded joint produced by GMAW, with a only pass, for comparisons. In thermomechanical simulator, three different thermal cycles were produced at temperatures of 900°C, 1000°C and 1100°C. For each temperature three specimens were produced. The different thermodynamic conditions imposed on CPs reproduced microstructure of HAZ points of a welded joint. Parallel to the simulation, a welded joint of said steel was produced to facilitate the correlation between the microstructure of discrete points of this joint. The specimens with the so-called HAZ were subjected to mechanical tests in uniaxial tension and a microstructural characterization. A macrograph of the HAZ of the welded joint was made and divided into five sub-regions, later characterized microstructurally. The microstructures of the simulated test specimens were compared with the microstructure of HAZ sub-regions of the weld joint. Based on the value of the mechanical properties of the simulated test specimens and the grain size in both microstructures (Welded and simulated) was developed a numerical model based on the empirical equation of Hall-Petch, which enabled the indirect determination of the yield strength of discrete points of the sub-regions of the HAZ of the welded joint.

Keywords: API 5L X80 Steel. Equation of Hall-Petch. Mechanical properties. Grain size. Thermally affected zone.

## LISTA DE ILUSTRAÇÃO

Figura 3.1 - Micrografia do Metal de base utilizado para determinação do tamanho de grão ferrítico .....	27
Figura 3.2 - Representação esquemática do Arame e Arco .....	30
Figura 3.3 - Diagrama CCT de um aço de baixo carbono .....	36
Figura 3.4 - Variação do limite de escoamento com o tamanho de grão de barras laminadas de aços 0,15C-Si-Mn .....	40
Figura 3.5 - Microestrutura e tamanho médio de grão típicos obtidos pelos diferentes processos de refinamento. (a) Laminação convencional. (b) Processos termomecânicos controlados. (c) Ultrarefinamento de laboratório .....	41
Figura 4.1 - Procedimento para o material utilizado .....	44
Figura.4.2 - Corpos de prova: (a) 12 amostra para ensaio mecânico, (b) 2 chapas para junta soldada .....	45
Figura.4.3 - Equipamento utilizado para determinação da composição química.....	46
Figura 4.4 - Corpos de prova para ensaio mecânico.....	48
Figura 4.5 - Corpo de prova no simulador termomecânico.....	49
Figura 4.6 - Posicionamento dos termopares na amostra .....	49
Figura 4.7 - Simulador Termomecânico .....	50
Figura 4.8 - Corpo de prova submetido a ensaio de tração.....	51
Figura 4.9 - Amostras em cada CP produzido no simulador termomecânico. (a) à 1100°C, (b) à 1000°C, (c) à 900°C e (d) material como recebido .....	52
Figura 4.10 - Metodologia de contagem de grãos para obter o tamanho médio .....	53
Figura 4.11 - Junta soldada para retirada do corpo de prova .....	54
Figura 4.12 - Processo automatizado de soldagem adaptado a uma tartaruga .....	55
Figura 4.13 - Corpo de prova retirado da junta soldada .....	56
Figura 4.14 - Metalografia através de microscópio ótico .....	56
Figura 5.1 - Desenho esquemático das regiões analisadas na ZTA em função da temperatura de pico, com diagrama de transformação de fase .....	61
Figura 5.2 - Estrutura da soldagem. a) Zona de fusão, 500x; b) Metal de Base, 500x; c) ZF-ZTA-MB, 50x.....	62
Figura 5.3 - Microscopia do corpo de prova simulado. (a) aquecido à 1100 °C; (b) aquecido à 1000 °C e; (c) aquecido à 900 °C .....	63

Figura 5.4 - Diagrama TRC do aço microligado baixo carbono, para os resfriamentos das amostras processadas no simulador termomecânico .....	64
Figura 5.5 - Perfil do ciclo térmico usado na ZTA simulada .....	65
Figura 5.6 – Macrografia da ZTA retirado da junta soldada .....	69
Figura 5.7 - Desenho Esquemático da divisão da ZTA .....	70
Figura 5.8 - Mapeamento da ZTA da junta soldada .....	71
Figura 5.9 - Gráfico Tensão de escoamento X Diâmetro médio do grão da amostra simulada .....	72
Figura 5.10 - Crescimento de Grão dependente da temperatura de pico .....	74
Figura 5.11 - Tensão de escoamento vs. Tamanho de Grão em dupla cinética para este material.....	75

## TABELAS

Tabela 3.1- Requisitos de composição química para tubos soldados por grau do material.....	22
Tabela 3.2 - Requisitos de limite de escoamento e limite de resistência para tubos por grau de material .....	23
Tabela 3.3 - Requisitos de propriedades mecânicas da API 5L para o aço de grau X80.....	28
Tabela 4.1 – Composição química, (% massa) analisada por espectrometria de emissão ótica .....	46
Tabela 4.2 - Parâmetros de soldagem utilizados na simulação .....	55
Tabela 5.1 – Propriedades mecânicas obtidas de corpos de provas submetidos ao simulador termomecânico .....	59
Tabela 5.2 - Tamanhos de grãos medidos nos corpos de provas submetidos ao simulador termomecânico .....	64
Tabela 5.3 - Taxas de resfriamento em cada amostra analisada.....	65
Tabela 5.4 - Propriedades termofísicas do Aço API 5L X80.....	67
Tabela 5.5 - Tamanhos médios de grãos nas sub-regiões da ZTA do corpo de prova retirado da junta soldada.....	70
Tabela 5.6 - Valores de tensão calculados das cinco regiões da junta soldada relacionado aos valores experimentais obtidos com os ensaios dos corpos de prova produzido em simulador termomecânico.....	73

## ABREVIATURAS E SIGLAS

°C – Grau centígrado

$\gamma \rightarrow \alpha$  - Austenita/Ferrita

$\mu m$  – Micrometro

$\sigma_d$  – Tensão de Escoamento

$\sigma_o$  - Tensão de Atrito

AM - Constituinte Austenita/Martensita

ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas

ARBL - Alta Resistência e Baixa Liga

API – American Petroleum Institute

ASM – American Society for Materials

ASME – American Society for Mechanical Engineers

ASTM – American Society for Testing and Materials

AWS – American Welding Society

C – Teor de Carbono em Peso do Material

CCT - Continuous Cooling Transformation

CE - Carbono Equivalente

CE<sub>IIV</sub> - Carbono Equivalente, IIV

CP - Corpo de Prova

Cr – Cromo

Cu – Cobre

d – Distância do ponto medido a linha de fusão

DEM – Departamento de Engenharia Mecânica

D<sub>TG</sub> – Diâmetro Médio do Grão

E – Módulo de Elasticidade do Material

ED – Ensaios Destrutivos

END – Ensaios Não Destrutivos

Eq – Equação

ER – Eletrodo Revestido

ERW - Electric Resistance Welding

F<sub>1</sub> – Eficiência de soldagem

Fig. – Figura

g - grama

GMAW – Gas Metal Arc Welding

H<sub>L</sub> – Energia Líquida

HAZ – Heat Affected Zone

HV – Dureza Vickers (Hardness Vickers)

Q – Energia de Soldagem (Aporte Térmico)

ICZTA - Região Intercrítica da Zona Termicamente Afetada

IIW - International Institute of Welding

J – Joule (Unidade de energia)

JS – Junta Soldada

k – Coeficiente específico do material

ksi – Quilolibra por polegada ao quadrado (Unidade de tensão)

LE – Limite de Escoamento

LF - Linha de Fusão

LR – Limite de Resistência

MA - Martensita- Austenita

MAG – Metal Active Gas

MB - Metal de Base

MEV - Microscópio Eletrônico de Varredura

Mo – Molibidênio

MO - Microscópio Óptico

MPa – Megapascal (Unidade de Tensão)

MS - Metal de Solda

MIG – Metal Inert Gas

Mn – Manganês

Nb – Nióbio

Ni – Níquel

nm – Nanometro

P – Fósforo

Pcm – Parâmetro do Carbono Equivalente, Ito Bessio

PSL - Product Specification Level

s – Segundo

S – Enxofre

SAW - Submerged Arc Welding

SCZTA - Região Subcrítica da Zona Termicamente Afetada

Si – Silício

Sn – Estanho

STT - Surface Tension Transfer

t – Espessura da chapa

Tab. – Tabela

TC - Transferência Controlada

TG - Tamanho de Grão

Ti – Titânio

TMCR – Thermo Mechanical Control Rolling (Laminação controlada)

TMCP – Thermo Mechanical Control Process (LC com Resfriamento acelerado)

TRC - Transformação por Resfriamento Contínuo

UFPE – Universidade Federal de Pernambuco

V – Tensão Elétrica em Volts

V – Vanádio

v – Velocidade de Soldagem, em mm/s

ZF – Zona Fundida

ZTA – Zona Termicamente Afetada

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>17</b>
<b>2</b>	<b>OBJETIVO .....</b>	<b>19</b>
2.1	OBJETIVO GERAL.....	19
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS .....	19
<b>3</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>20</b>
3.1	AÇOS ARBL.....	20
3.2	AÇO API 5L X80 .....	21
3.3	AÇO API 5L X80 NACIONAL.....	24
3.3.1	Composição Química. ....	24
3.3.2	Microestrutura.....	25
3.4	TAMANHO DE GRÃO .....	26
3.5	PROPRIEDADES MECÂNICAS. ....	28
3.6	INFLUÊNCIA DO TAMANHO DE GRÃO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS .....	29
3.7	PROCESSO DE SOLDAGEM (MAG).....	29
3.8	SOLDABILIDADE.....	32
3.9	INFLUÊNCIA DA TAXA DE RESFRIAMENTO .....	35
3.10	PROCESSOS TERMODINÂMICOS.....	36
3.10.1	Recristalização da austenita na deformação a quente .....	36
3.10.2	Transformação de fase induzida por deformação dinâmica .....	37
3.10.3	Recristalização da ferrita na deformação a morno .....	37
3.10.4	Formação de ferrita na deformação a partir da estrutura martensítica.....	38
3.11	RELAÇÃO DE HALL-PETCH .....	39
<b>4</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>44</b>
4.1	MATERIAIS.....	44

4.1.1	Aço em estudo.....	45
4.1.2	Análise Química .....	46
4.1.3	Carbono Equivalente .....	47
4.2	MÉTODO .....	48
4.2.1	Corpo de prova processado em simulador termomecânico.....	48
4.2.1.1	Simulador termomecânico .....	50
4.2.1.2	Ensaio Mecânicos.....	50
4.2.1.3	Análise Micrográfica .....	51
4.2.2	Corpo de prova da junta soldada.....	53
4.2.2.1	Procedimento de soldagem .....	54
4.2.2.2	Análise Macro e Micrográfica .....	56
4.3	MODELO NUMÉRICO .....	57
<b>5</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>58</b>
5.1	CORPO DE PROVA PROCESSADO EM SIMULADOR TERMOMECÂNICO - ST .....	59
5.1.1	Ensaio de Tração .....	59
5.1.2	Caracterização microestrutural do material submetido ao ST .....	60
5.2	AMOSTRA RETIRADA DA JUNTA SOLDADA .....	66
5.2.1	Carbono Equivalente .....	66
5.2.2	Estimativa da temperatura de pico e extensão da ZTA .....	67
5.2.3	Caracterização microestrutural da Junta soldada.....	69
5.2.4	Modelo numérico .....	71
<b>6</b>	<b>CONCLUSÕES .....</b>	<b>76</b>
	<b>TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>77</b>
	<b>REFERÊNCIAS.....</b>	<b>78</b>
	<b>PRODUÇÕES BIBLIOGRÁFICAS.....</b>	<b>86</b>

## 1 INTRODUÇÃO

A relação microestrutura/propriedades mecânicas tem sido estudada em diferentes sistemas de ligas numa tentativa de se prever o comportamento mecânico, após elaboração ou processamento termomecânico. Alguns modelos, usando sistematicamente a relação de dependência entre resistência mecânica e o tamanho de grão, têm sido propostos por diferentes autores (ALDAZABAL e SEVILLANO, 2004; SAADA, 2005). A equação empírica de Hall-Petch tem sido testada em diferentes processos de fabricação (ZHU *et al.*, 2014; LEHTO *et al.*, 2014; DU *et al.*, 2015).

Zhu *et al.* (2014), estudando uma liga de níquel deformada a quente, entre 800 e 1000°C, fizeram modificações na equação de Hall-Petch para prever as propriedades mecânicas baseados na evolução e crescimento de grãos recristalizados após processamento. Saada (2014), estudando materiais nanocristalinos evidenciaram o importante papel do contorno de grão durante a deformação plástica em estruturas com grãos inferiores a 100 nm. Dongxu *et al.* (2005) estudando uma junta de um aço inoxidável soldada por fricção verificaram que a equação de Hall-Petch (H-P) não ajusta linearmente a dureza com o tamanho de grão. O conceito efetivo de tamanho de grão foi definido neste estudo, considerando o ângulo de desorientação entre os contornos. A relação H-P foi modificada para microestruturas desta junta Friction Stir Welding FSW para possibilitar regressão linear ajustando a resistência mecânica ao tamanho de grão. Lehto *et al.* (2014), estudando diferentes materiais soldados, mostraram que, devido a heterogeneidade microestrutural de uma junta, faz-se necessária a discretização de pontos na região analisada.

Bata e Pereloma (2004) propuseram um novo modelo físico para a interpretação da relação Hall-Petch em que a inclinação  $k_y$  é proporcional ao esforço necessário para deslocamentos a partir de contorno de grão.

A predominância de contornos de grãos menores que a relação de  $t/d$  (espessura da amostra/tamanho de grão) em amostras induz uma alteração dos mecanismos de endurecimento, que modificando os valores dos coeficientes H-P. Keller e Hug (2008), concluíram em seu trabalho que a predominância de contornos de grãos menores que a relação de  $t/d$  em amostras induz uma

alteração dos mecanismos de endurecimento que modifica os valores dos coeficientes H-P.

De um modo geral, a equação H-P reflete-se nestes estudos a importância dos mecanismos de deformação dos contornos para elaboração do modelo adequado de endurecimento. Dentre os modelos frequentemente utilizados, o que melhor explica o endurecimento é o empilhamento de discordâncias nos contornos de grãos, produzindo barreiras ao cisalhamento que comprometem a deformação através dos contornos.

## **2 OBJETIVO**

### **2.1 Objetivo geral**

O objetivo deste trabalho é descrever a relação da resistência mecânica a tração com o tamanho de grão, de pontos da ZTA de uma junta soldada do Aço API 5L X80, em comparação com uma pseudo ZTA produzida em um simulador termomecânico.

### **2.2 Objetivos específicos**

- Confeccionar corpos de provas de tração com estrutura semelhante a pontos de sub-regiões da ZTA com um processo termomecânico;
- Levantar a propriedade mecânica e realizar micrografias dos corpos de prova com a pseudo ZTA.
- Preparar uma junta soldada pelo processo GMAW, para retirada de um corpo de prova.
- Realizar micrografia de sub-regiões da ZTA da amostra da junta soldada.
- Elaborar um modelo numérico a partir da equação empírica de Hall-Petch para obtenção de resistência em diversos pontos da ZTA.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Aços ARBL

Os aços ARBL são aqueles que, através de pequenas adições de elementos de liga, se obtém limite de escoamento acima de 40 Ksi (276 MPa) na condição laminado, tendo como característica uma boa relação resistência mecânica e tenacidade. Estes materiais possuem baixo teor de carbono, garantindo assim boa soldabilidade, quando comparados aos aços carbono convencionais, para a mesma resistência mecânica (METALS HANDBOOK, 1997).

A principal vantagem no uso de aços ARBL é que devido a sua maior resistência mecânica, a espessura de parede dos tubos (para a mesma pressão interna) pode ser diminuída, reduzindo assim o peso e os custos envolvidos no transporte e montagem (BAY, Y., 2001; BAY, I. e BAY, Q., 2005). Outra possibilidade é manter a espessura de parede do tubo inalterada e elevar a pressão interna (até o limite máximo de 72% do limite de escoamento do tubo), aumentando o volume de produto transportado (SICILIANO, 2008; HILLENBRAND *et al.*, 1997). Para o mesmo projeto de duto também se pode melhorar a resistência às condições ambientais, tais como abalos sísmicos e ambientes corrosivos (IGI *et al.*, 2011; MARTINS *et al.*, 2007).

Ratnapuli (2007) cita que quanto maior for a pressão e o diâmetro interno, maior será a vazão e, conseqüentemente, o volume de produto transportado. Valim, (2005) afirma que a tendência mundial é de que sejam utilizados tubos com diâmetro cada vez maiores, menor espessura de parede e pressões mais elevadas. Roza (2006) afirma que, mantendo-se o diâmetro e pressão constantes, é possível uma redução de 12,5% na espessura de parede com a utilização de um tubo X80 ao invés de um tubo X70.

### 3.2 Aço API 5L X80

O aço API 5L X80, utilizado na produção de tubos para o transporte de petróleo e gás, tem uma boa relação custo benefício comparado a outros aços, tendo a soldagem como principal processo de montagem. A API especifica a fabricação de tubos para dutos através da norma API 5L, onde no caso do aço em estudo o limite de escoamento especifica seu nome pelo grau, X80 mostrando a tensão de escoamento de 80 Ksi (552 MPa).

A API especifica o controle de qualidade da soldagem destes tubos através da norma API 1104 “Welding of Pipelines and Related Facilities”, a qual contém os requisitos mínimos necessários para a qualificação de um procedimento de soldagem, de modo que se possa garantir que a solda executada entre os tubos atenda aos requisitos de projeto e de que esteja isenta de defeitos que possam comprometer a segurança em operação (API, 2005).

Dentre os processos de soldagem aplicados na montagem de dutos em campo, o eletrodo revestido continua sendo muito utilizado, porém, os processos MAG-TC com transferência controlada, em combinação com o processo arame tubular, aparecem como grande alternativa de substituição ao convencional eletrodo revestido, (SOEIRO *et al.*, 2013). A pesquisa para o processo de soldagem é muito importante para o desenvolvimento de técnicas aplicadas na fabricação e montagem.

Antes do desenvolvimento dos aços de alta resistência e baixa liga ou aços microligados (ARBL), os tubos eram produzidos com aços endurecidos pela adição de carbono e manganês, possuindo, desta forma, péssimas soldabilidade e tenacidade (GORNI e SILVEIRA, 2008; IGI *et al.*, 2011). Os aços do tipo ARBL foram utilizados na fabricação de tubos API 5L, a partir do grau X42.

Os aços para estes tipos de aplicações estão normalizados por um comitê especial do Instituto Americano de Petróleo e classificam as famílias de aço por grades de resistência mecânica, definida pelo limite de escoamento medido em unidades Ksi, X65, X70, X80, X100, onde 1 Ksi corresponde a aproximadamente

6,9 MPa. Limites máximos de elementos de ligas são também estabelecidos pela norma API (API, 2000).

A partir do ano 2000, com a nova edição da norma API 5L, (API, 2000), houve a divisão das classes de tubos em dois níveis de especificação do produto, PSL (Product Specification Level): o PSL 1 que impõe os mesmos requisitos da edição anterior da norma e abrange os tubos de grau A25, A, B, X42, X46, X52, X56, X60, X65 e X70, enquanto o PSL 2, abrange os tubos de grau B, X42, X46, X52, X56, X60, X65, X70 e X80, e apresenta requisitos adicionais tais como: ensaio Charpy, a 0°C, maiores restrições de composição química (Tab. 3.1), cálculo do carbono equivalente (CE), limites máximos de escoamento e resistência (Tab. 3.2), conforme API (2000).

**Tabela 3.1- Requisitos de composição química para tubos soldados por grau do material**

Valores máximos admissíveis (% em peso)						
	Grau	Carbono <sup>(a)</sup>	Manganês <sup>(a)</sup>	Fósforo	Enxofre	Outros
<b>PSL1</b>	A25, CII	0,21	0,60	0,030	0,030	-
	A25, CII	0,21	0,60	0,080	0,030	-
	A	0,22	0,90	0,030	0,030	-
	B	0,26	1,20	0,030	0,030	
	X42	0,26	1,30	0,030	0,030	
	X46, X52, X56	0,26	1,40	0,030	0,030	Nb+Ti+V < 0,15%
	X60	0,26	1,40	0,030	0,030	
	X65	0,26	1,45	0,030	0,030	
	X70	0,26	1,65	0,030	0,030	
	B	0,22	1,20	0,025	0,015	
<b>PSL2</b>	X42	0,22	1,30	0,025	0,015	
	X46, X52, X56	0,22	1,40	0,025	0,015	Nb+Ti+V < 0,15%
	X60	0,22	1,40	0,025	0,015	
	X65	0,22	1,45	0,025	0,015	
	X70	0,22	1,65	0,025	0,015	
	X80	0,22	1,85	0,025	0,015	

Fonte: API, 2000

(a) Para cada redução de 0,01% abaixo do máximo especificado para o carbono, é permitido aumento de 0,05% de manganês acima do máximo especificado com as seguintes restrições para o incremento do teor de manganês: um máximo de 1,50% para os graus X42 até X52; um máximo de 1,65% para o X56 até X65; e um máximo de 2,00% para o X70 e X80.

**Tabela 3.2 - Requisitos de limite de escoamento e limite de resistência para tubos por grau de material**

<b>Valores especificados das tensões em “ksi” e “MPa”</b>									
Grau	LE (mín)		LE (máx)		LR (mín)		LR (máx)		
	Ksi	MPa	Ksi	MPa	Ksi	MPa	Ksi	MPa	
<b>PSL1</b>	A25	25	172	-	-	45	310	-	-
	A	30	207	-	-	48	331	-	-
	B	35	241	-	-	60	414	-	-
	X42	42	290	-	-	60	414	-	-
	X46	46	317	-	-	63	435	-	-
	X52	52	359	-	-	66	455	-	-
	X56	56	386	-	-	71	490	-	-
	X60	60	414	-	-	75	518	-	-
	X65	65	448	-	-	77	531	-	-
	X70	70	483	-	-	82	566	-	-
<b>PSL2</b>	B	35	241	65	448	60	414	110	758
	X42	42	290	72	496	60	414	110	758
	X46	46	317	76	524	63	435	110	758
	X52	52	359	77	531	66	455	110	758
	X56	56	386	79	544	71	490	110	758
	X60	60	414	82	565	75	518	110	758
	X65	65	448	87	600	77	531	110	758
	X70	70	483	90	621	82	566	110	758
X80	80	552	100	690	90	621	120	827	

Fonte: API, 2000

Tubos PSL 1 podem ser fornecidos com diâmetro externo variando entre 11,4 mm (0,405”) até 2000 mm (80”) e os tubos PSL 2 com diâmetro externo entre 115 mm (4,5”) até 2000 mm (80”). O comprimento dos tubos situa-se geralmente em 6 ou 12 m (API, 2000).

Os tubos podem ser fornecidos com e sem costura. No caso de tubos com costura a soldagem pode ser por processos que utilizam, ou não, metal de adição.

Todos os tubos produzidos devem ser aprovados nos Ensaio Não Destrutivos (END) exigidos pela especificação API 5L. Os END’s utilizados para garantir a sanidade do tubo são: visual, teste hidrostático, ultra-som e radiografia. Os Ensaio Destrutivos (ED) de tração e Charpy V, além da

verificação da composição química, devem ser executados em cada lote de produção (API, 2000).

### **3.3 Aço API 5L X80 Nacional.**

Em 1986, a Cosipa iniciou os estudos para o desenvolvimento do aço API 5L X80 no Brasil, passando a chapas por laminação controlada (Thermo Mechanical Control Rolling) TMCR, a partir de duas ligas: NbVCrNi e NbMoTi. Ambas possuíam adição de cálcio para fins de controle da morfologia de inclusões. A microestrutura de ambas consistia de ferrita alongada com ilhas de MA (Martensita-Austenita) e carbono equivalente de aproximadamente 0,20% (SILVA, 2004; LAZZARE *et al.*, 1988).

#### **3.3.1 Composição Química.**

Existem cerca de 50 a 60 opções metalúrgicas para a obtenção de aços API 5L grau X70 ou X80, relacionadas com a composição química e a rota de processamento para fabricação da chapa (HILLENBRAND, 2004).

De um modo geral, a composição química dos aços API 5L pode ser caracterizada por aços acalmados ao silício e ao alumínio; Baixo teor de carbono (0,10% máx) e alto teor de manganês (2,0% máx); Elementos de liga: Ni, Cu, Cr, Mo; Elementos de microliga: Nb, V, Ti ( $\Sigma$  0,15% máx) (RATNAPULI, 2007).

A adição de elementos de liga diminui a temperatura de transformação austenita-ferrita ( $\gamma \rightarrow \alpha$ ) e aumenta o endurecimento por solução sólida. Os elementos de microliga são adicionados com a finalidade de auxiliar no refino de grão e endurecimento por precipitação (RATNAPULI, 2007).

O principal elemento de liga dos aços API 5L, segundo Ratnapuli (2007), é o carbono. Entretanto teores acima de 0,10% são evitados, pois diminuem a

ductilidade e a tenacidade; aumentam a probabilidade de defeitos superficiais, a ocorrência de segregação durante a solidificação, a quantidade de perlita, o limite de resistência e valor do carbono equivalente, piorando assim a soldabilidade (IRVINE, 1967).

O manganês atua como inibidor de produtos de transformação como a ferrita poligonal e a perlita, e aumenta a resistência mecânica da ferrita por solução sólida. Outro efeito do manganês é a eliminação da fragilidade a quente devido a formação de MnS (MALCOLN, 2007), que vai para escória.

O alumínio é adicionado com a finalidade de atuar como agente desoxidante e de refino de grão. Quando presente em solução sólida (teores acima de 0,015%) garante que, quando o aço for aquecido durante as operações de soldagem ou tratamento térmico, o tamanho de grão austenítico seja reduzido (MALCOLN, 2007). Em conjunto com nitrogênio forma precipitados de nitretos que proporcionam refino de grão (IRVINE *et al*, 1967). O silício atua moderadamente como agente de endurecimento por solução sólida. Entretanto, sua função principal é atuar como desoxidante e estabilizador da ferrita (MALCOLN, 2007). Pode-se considerar que quando o teor de silício é superior a 0,1%, o aço é totalmente acalmado (desoxidado) e abaixo de 0,1%, semi-acalmado (semi-desoxidado) (MORRISON, 1963).

### **3.3.2 Microestrutura.**

A grande preocupação numa junta soldada é a sua integridade estrutural que pode ser assegurada e melhorada pelo controle microestrutural da região fundida (ZF) e sua vizinhança (ZTA), estendendo-se até o metal de base (MB). Devido ao gradiente de temperatura, a heterogeneidade microestrutural na junta soldada (SIQUEIRA *et al.*, 2004), somada aos efeitos da plastificação induzida, produz variações nas propriedades mecânicas entre a zona fundida (ZF) e a zona termicamente afetada (ZTA) de difícil previsão analítica.

O projeto de liga do aço API 5L X80 deve proporcionar uma microestrutura que combine alta resistência mecânica e tenacidade em conjunto

com um baixo nível de segregações e inclusões não metálicas (ROZA *et al.*, 2006). Assim, deve-se considerar no projeto fatores como qualidade do produto metalúrgico (mínimo de segregações, defeitos), propriedades mecânicas desejadas, conformabilidade a frio e a quente, soldabilidade, aplicação e custo (RATNAPULI, 2007).

A microestrutura semelhante morfológicamente à bainita é desejável, pois apresenta alta resistência mecânica e tenacidade. Esta microestrutura pode ser obtida pela adição de elementos de liga, tais como molibdênio, manganês e níquel (BOTT, 2005). Porém, a excelente combinação de resistência mecânica e tenacidade pode ser degradada devido ao ciclo térmico imposto pela etapa de soldagem, podendo ainda ocasionar regiões frágeis na ZTA. A presença e a morfologia do microconstituente MA estão relacionadas com esta perda de tenacidade. Para que esta situação seja contornada, outros fatores devem ser considerados, tais como: teor de carbono do microconstituente MA maior que 0,05%, fração volumétrica, tamanho e distribuição (BOTT, 2005; BHADESHIA, 2011; LEE *et al.*, 1989).

### **3.4 Tamanho de grão**

A medição do tamanho do grão por meio de análise de imagem é uma importante ferramenta na ciência dos materiais, uma vez que fornece informações sobre as propriedades mecânicas de um determinado material, tal como a tensão, a ductilidade e a resistência mecânica, entre outros.

No entanto, uma contagem automática de grãos obtida diretamente a partir da imagem é difícil de conseguir. Tem sido demonstrado que uma separação exata dos grãos e os contornos, requerem lidar com várias desvantagens, tais como regiões não-homogêneas.

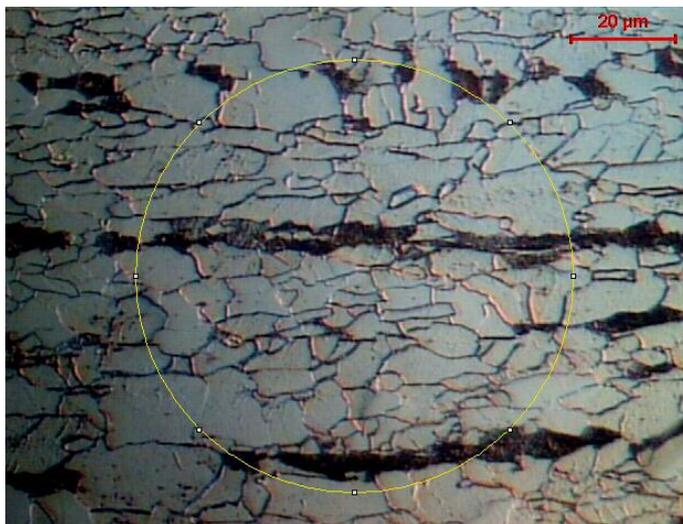
Através de várias etapas de pré-tratamento, é possível preparar a amostra digital para alcançar uma contagem precisa de grãos. Uma vez que a amostra física é preparada através de um ataque químico, suas imagens

também devem estar preparadas para proporcionar uma melhor discriminação entre os grãos e seus limites. (PEREGRINA *et al.*, 2012).

Há vários métodos de obtenção de tamanho de grãos (ABRAMS, 1972), como comparação de cartas padrões, tamanho de grãos por fratura, método planimétrico, método do intercepto e método de distribuição do tamanho de grão. Embora a ASTM estabeleça como referência o método de intercepto como sendo mais rápido, este método é muito dependente do critério usado pelo analista e também afetado pela distribuição não uniforme.

A Fig. 3.1 mostra a imagem de microscopia ótica do metal de base, contendo um círculo de diâmetro conhecido, utilizado na determinação do tamanho de grão ferrítico do material, (PINTO, 2011). O tamanho de grão médio encontrado nas amostras do aço X80 é de  $6,7 \pm 1,2 \mu\text{m}$ , que calculado segundo a norma ASTM E 112-96 (2004), corresponde a um tamanho de grão ASTM 11, que está de acordo com estudos de Hillenbrand, *et al.*, (1997) e Guimarães (1997).

**Figura 3.1 - Micrografia do Metal de base utilizado para determinação do tamanho de grão ferrítico**



Fonte: Pinto, 2011

### 3.5 Propriedades Mecânicas.

As propriedades mecânicas necessárias para o aço atingir classificações de resistência mecânica mais elevada, como a classificação X80, segundo a norma API 5L, estão descritas na Tab. 3.3, (API, 2000).

**Tabela 3.3 - Requisitos de propriedades mecânicas da API 5L para o aço de grau X80**

LE (mín.)	LE (máx.)	LR (mín.)	LR (máx.)
552 MPa (80 Ksi)	607 MPa (100 Ksi)	621 MPa (90 Ksi)	827 MPa (120 Ksi)

Fonte: API, 2000

O limite de escoamento segundo a norma API 5L (2000) é a tensão de tração necessária para produzir um alongamento de 0,5% do comprimento útil do corpo de prova, medido com um extensômetro. Para um tubo expandido a frio a norma exige que a relação entre o limite de escoamento e o limite de resistência (LE/LR) não ultrapasse 0,93 (API, 2000). A relação entre o limite de escoamento e o de resistência do aço estudado por Bott (2005) é de 0,85.

O limite de escoamento no sentido longitudinal é maior que o do sentido transversal devido ao aumento de resistência mecânica obtido pela conformação mecânica. No sentido transversal a menor resistência mecânica é explicada pela ausência de textura (geradora do efeito Bauschinger), que é percebido durante tratamento térmico. A tensão de recuo produz maior reversão da deformação no sentido longitudinal que no transversal. Bott (2005) cita que os aços bainíticos não possuem tendência de perder propriedades mecânicas após a etapa de conformação, ao contrário dos aços ferríticos-perlíticos.

Bott *et al.* (2005), citam que as propriedades mecânicas do aço após a conformação podem sofrer alterações, devendo o produto acabado atender aos requisitos da norma API 5L (2000).

### 3.6 Influência do tamanho de grão nas propriedades mecânicas

As propriedades mecânicas dos metais e ligas, particularmente o limite de escoamento e a dureza, dependem do tamanho médio de grão. Os contornos de grão de um agregado policristalino são limites físicos entre duas regiões cristalinas com orientações cristalográficas diferentes, perturbadas apenas por alguns diâmetros atômicos de magnitude. Os contornos de grão agem como barreiras efetivas ao movimento das discordâncias, aumentando desta forma a resistência e o limite de escoamento. A efetividade dos contornos de grão como barreira ao movimento das discordâncias depende da temperatura.

De uma maneira mais geral, em temperaturas superiores à temperatura equicoesiva, equivalente à metade da temperatura de fusão, a região do contorno de grão é mais fraca que o interior e a resistência tende a aumentar com o aumento do tamanho de grão. Abaixo desta temperatura, a região do contorno de grão é mais resistente que o interior deste e a resistência aumenta na razão inversa do tamanho de grão (DIETER, 1988).

### 3.7 Processo de Soldagem (MAG).

A soldagem em aço de alta resistência e baixa liga (ARBL), particularmente do aço API 5L grau X80, utilizado principalmente em tubulações de petróleo e gás, pode ser realizado por diferentes processos de soldagem (AQUINO, *et al.*, 2011).

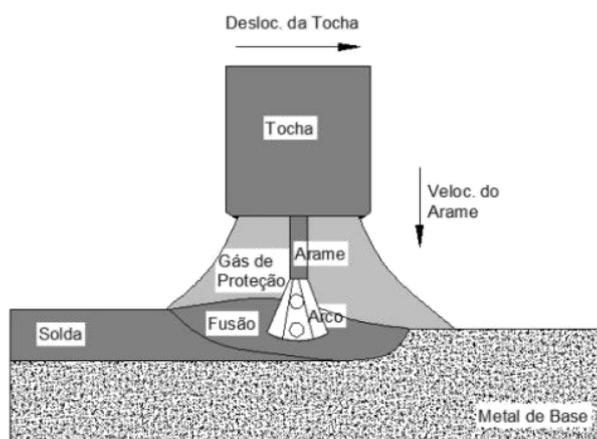
O processo de soldagem MAG com transferência metálica controlada (TC) é uma derivação do processo MAG para a soldagem de passe de raiz em tubulações. Uma das variantes do processo de soldagem MAG-TC consiste no controle da corrente sem alteração na velocidade de avanço do eletrodo, necessitando para isto de uma fonte de soldagem específica, obtendo desta forma uma baixa energia de soldagem, fumos e respingos. A redução no índice

de respingos diminui o tempo necessário para a limpeza, tanto da tocha quanto da junta soldada (WAVEFORM, 2006).

Diferentemente das fontes para o processo MAG, as fontes para o processo MAG-TC operam com curva característica de corrente constante, ao invés da curva de tensão constante. Deste modo, a fonte consegue alterar a corrente elétrica do arco em um curto espaço de tempo. A estabilidade do arco é mantida mesmo com variações na extensão do eletrodo e ângulo de soldagem, através de um controle preciso da corrente de soldagem. Desta forma elimina-se a variação da corrente para o ajuste da extensão do eletrodo, como no processo MAG convencional, garantindo assim que não ocorram decréscimos pontuais no calor transferido (WAVEFORM, 2006).

Para controlar a altura do arco (Fig. 3.2), e a corrente de soldagem é necessário regular a tensão da máquina e a velocidade do arame.

**Figura 3.2 - Representação esquemática do Arame e Arco**



Fonte: O Autor, 2015

A transferência metálica obtida por este processo é por curto-circuito, utilizando como gás de proteção  $\text{CO}_2$  puro ou misturas  $\text{Ar}/\text{CO}_2$  (WAVEFORM, 2006). Os gases de proteção têm como função primordial a proteção da poça de fusão, expulsando os gases atmosféricos da região da solda, principalmente Oxigênio, Nitrogênio e Hidrogênio, que são gases prejudiciais ao processo de soldagem. Além disso, os gases de proteção, ainda possuem funções

relacionadas a soldabilidade, penetração e pequena participação na composição química da poça de fusão, quando gases ativos são empregados (ESAB, 2005).

Na transferência por Curto Circuito o arame de solda toca o metal inúmeras vezes por segundo, causando uma sequência de curtos circuitos. Quando o gatilho da tocha é pressionado, o arame sai continuamente e na área do arco, vão ocorrendo curtos circuitos entre o arame e o metal sendo soldado, produzindo uma aparente explosão, fundindo o arame e estabilizando o arco (MODENESI, 2004). Enquanto estiver soldando, este ciclo pode se repetir continuamente entre 20 ou até mais de 250 vezes por segundo.

As vantagens do uso do processo MAG-TC na soldagem do passe de raiz de tubulações, em relação à soldagem MAG convencional, reside no fato de que o controle do curto-circuito previne a ocorrência de falta de fusão, fumos e respingos, mesmo utilizando CO<sub>2</sub> puro como gás de proteção, proporcionando desta forma, um cordão de solda com bom acabamento e sanidade (WAVEFORM, 2006). Em relação ao processo TIG, o processo MAG-TC possui velocidade de soldagem 4 vezes maior (WAVEFORM, 2006).

Comparando com o processo que faz uso do eletrodo revestido, o processo MAG-TC apresenta vantagens principalmente em relação ao ganho de produtividade, pois não é preciso parar a soldagem para troca de consumíveis e esmerilhamento após o término do passe de raiz, e diferentemente do processo ER, o perfil do cordão de solda é plano. O perfil de acabamento do passe de raiz com arames celulósicos é convexo, o que obriga a maior perda de tempo na operação de esmerilhamento do acabamento do cordão (WAVEFORM, 2006; MEYER, 1998).

Uma das características básicas do processo MAG, em relação aos outros processos de soldagem, é sua alta produtividade, que é motivada, além da continuidade do arame, pelas altas densidades de corrente em que o processo pode ser utilizado.

De um modo geral, pode-se dizer que as principais vantagens da soldagem MIG/MAG são:

- Alta taxa de deposição e alta produtividade;
- Grande versatilidade, quanto ao tipo de material e espessuras aplicáveis;

- Não existência de fluxos de soldagem e, conseqüentemente, ausência de operações de remoção de escória;
- Processo automatizável, exigência de menor habilidade do soldador, quando comparada à soldagem com eletrodos revestidos;
- Baixo custo;
- Cordão de solda com bom acabamento;
- Soldas de relativa boa qualidade.

As principais limitações da soldagem MIG/MAG são:

- Regulagem do processo bastante complexa. Necessidade de um ajuste rigoroso de parâmetros para se obter um determinado conjunto de características para solda, dificultada pela forte interdependência destes e por sua influência no resultado final da solda produzida;
- O maior custo do equipamento, a maior necessidade de manutenção deste, em comparação com o equipamento para soldagem com eletrodos revestidos;
- Não deve ser utilizado em presença de corrente de ar;
- Menor variedade de consumíveis;
- Posição de soldagem limitada;
- Probabilidade elevada de gerar porosidade no cordão de solda;
- Produção de respingos.

### **3.8 Soldabilidade.**

Segundo a AWS, a soldabilidade é definida como a capacidade de um material ser soldado sob as condições impostas de fabricação em uma estrutura específica e convenientemente projetada, de modo a executar satisfatoriamente o serviço pretendido (JENNEY, 2001). Este conceito, embora único, pode ser subdividido em três: soldabilidade operacional, soldabilidade metalúrgica e soldabilidade em serviço (BRANDI, 1997). A soldabilidade operacional está relacionada às condições operacionais da soldagem como: combinação processo e natureza do metal de base; posição de soldagem; habilidade do

soldador; técnicas de montagem das juntas, etc. A soldabilidade metalúrgica está associada a condições térmicas e químicas que podem gerar defeitos, ou propriedades mecânicas não desejadas, na junta soldada, associadas a fenômenos metalúrgicos como transformação de fases, microsegregação, etc. A soldabilidade em serviço está mais relacionada à vida útil do componente soldado.

A soldabilidade dos aços é dependente da composição química e das condições térmicas, que determinam a microestrutura da junta soldada (BOTT *et al*, 2003). Durante a soldagem é formada, adjacente à zona fundida (ZF), uma região chamada de zona termicamente afetada (ZTA). Esta região do metal de base é submetida a um rápido ciclo térmico durante a etapa de soldagem, onde a temperatura atingida não é suficiente para ocasionar a fusão do metal de base, mas o suficiente para que ocorram transformações de fase de ferrita para austenita no aquecimento e de austenita para diferentes fases e microconstituintes no resfriamento (CAMPBELL, 1998).

Com o avanço da poça de fusão e/ou após o término da soldagem ocorre o resfriamento desta região. Dependendo da composição química do metal de base, da temperatura máxima atingida no metal de base e da taxa de resfriamento pode ocorrer têmpera localizada, com aumento ou redução do tamanho de grão, formando microestruturas duras e frágeis na ZTA (CAMPBELL, 1998). Um tipo de fragilização que estes aços podem sofrer é a fragilização por hidrogênio, gerando as trincas a frio induzidas por hidrogênio.

Segundo Bott (2005), o correto equilíbrio entre resistência mecânica e tenacidade dos aços API pode ser prejudicado na ZTA, devido a ciclos térmicos empregados na etapa de soldagem. Este equilíbrio é extremamente dependente da composição química (BOTT, 2005). No caso do aço nacional é utilizado um alto teor de elementos de liga para obter a resistência mecânica necessária, a fim de compensar a ausência de resfriamento acelerado (BOTT, 2005).

No aço estudado por Bott (2005), a tenacidade da ZTA foi ligeiramente maior que a do metal de base, sendo que o normal seria o contrário. A perda ou ganho de tenacidade na ZTA está relacionada com a presença de MA, não somente em relação à fração volumétrica, mas também com a morfologia, tamanho e distribuição. A fração volumétrica do MA é diretamente proporcional

ao teor de carbono e dos elementos formadores de carbetos, pois estes retardam a decomposição do microconstituente MA (BOTT, 2005).

Em relação às propriedades mecânicas de tração e dureza da ZTA, Bott (2005) afirma que o ciclo térmico de soldagem aumenta a dureza e diminui o limite de escoamento da ZTA. Nos aços estudados não houve variações significativas na dureza encontrada na ZTA e na resistência a tração do metal de solda.

No aço estudado por Roza (2006) a dureza média encontrada na ZTA é de 240 HV; no metal base e metal de solda a dureza média encontrada foi de 250 HV.

A influência da composição química é determinada por uma fórmula que leva em consideração a influência de cada elemento de liga na temperabilidade do aço em relação ao carbono. O carbono foi escolhido como ponto de referência, por ser um dos elementos mais eficazes e comuns como agente de aumento de resistência mecânica dos aços. O fator obtido através desta fórmula é conhecido como carbono equivalente, servindo como base para determinar a soldabilidade do metal de base (MALCOLN, 2007). A fórmula leva em conta o efeito dos diferentes elementos de liga na facilidade para transformação martensítica dos aços carbono, baixa, média e alta liga, conhecida como temperabilidade.

Atualmente existem duas fórmulas comumente utilizadas para o cálculo do carbono equivalente, apresentadas a seguir (MALCOLN, 2007).

$$CE_{IIV} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15} \quad (3.1)$$

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (3.2)$$

A Eq. 3.1 é conhecida como fórmula do carbono equivalente do IIV (International Institute of Welding). Foi desenvolvida na década de 40 para aços normalizados com alto teor de carbono, entretanto pela vasta aplicação ainda é especificada pela API 5L. Valores abaixo de 0,45% indicam boa soldabilidade

metalúrgica dos aços, enquanto valores acima deste requerem alguns cuidados quando da soldagem. Aços API 5L modernos possuem o valor do carbono equivalente calculado com esta fórmula em torno de 0,35% ou menos. Alguns aços X80 possuem valor entre 0,40 a 0,45% (MALCOLN, 2007).

A Eq. 3.2 é conhecida como parâmetro do carbono equivalente ou fórmula de Ito-Bessyo. Foi desenvolvida na década de 60 no Japão especificamente para os novos aços com teor de carbono mais baixo. Valores entre 0,18 a 0,20% são compatíveis com o valor 0,40% da fórmula anterior (MALCOLN, 2007).

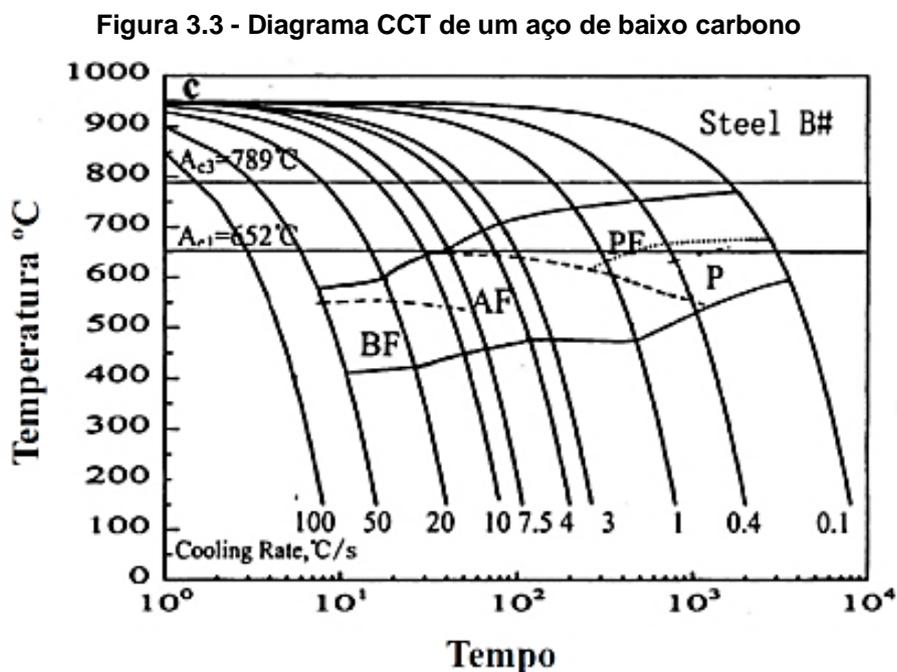
A norma API 5L especifica que para os aços com teor de carbono menor que 0,12% deve-se utilizar a fórmula  $P_{cm}$ , enquanto que acima de 0,12%, a fórmula empregada é a do  $CE_{IIV}$  (API, 2000).

### 3.9 Influência da Taxa de resfriamento

No ciclo térmico de soldagem de um aço ARBL o metal de solda é austenitizado e com o resfriamento esta fase torna-se instável, decompondo-se em novos constituintes de acordo com a taxa de resfriamento e a composição química. A decomposição da austenita geralmente é representada na forma de um diagrama de transformação por resfriamento contínuo (TRC), (continuous cooling transformation, CCT), (PINTO, 2011). Este diagrama é uma ferramenta que auxilia na previsão da microestrutura formada durante a decomposição da austenita submetida a um resfriamento contínuo.

Zhao, *et al.*, (2003) obteve o diagrama TRC (Fig. 3.3) estudando um aço microligado utilizado na fabricação de tubulações com a seguinte composição química 0,077%C, 1,28%Mn, 0,25%Si, 0,045%Nb, 0,053%V, 0,027%Ti. As velocidades de resfriamento neste diagrama variaram de 0,1°C/s até 100°C/s. Para taxas de resfriamento menores do que 1°C/s a microestrutura obtida é formada por ferrita poligonal e perlita. Para taxas entre 1°C/s e 10°C/s foram obtidas microestruturas constituídas de ferrita poligonal e ferrita acicular, não sendo verificada a formação de perlita nestas taxas. Por fim para taxas de

resfriamento entre 10°C/s e 50°C/s a microestrutura obtida é constituída de ferrita acicular e bainita em sua maioria.



Fonte: Zhao, *et al.*, 2003

Em geral para taxas de resfriamento suficientemente lentas onde a transformação envolve processo de difusão podem ser formados constituintes tais como, ferrita alotriomórfica, de Widmanstätten, acicular, bainita superior e inferior (PINTO, 2011). Para altas taxas de resfriamento o processo de transformação torna-se adifusional, havendo desta maneira a transformação da austenita em martensita.

### 3.10 Processos Termodinâmicos

#### 3.10.1 Recristalização da austenita na deformação a quente

Com resfriamento acelerado a recristalização por laminação controlada é um mecanismo de refinamento de grão que produz grãos ferríticos de 2 a 5  $\mu\text{m}$ ,

onde tem dependência do tamanho do grão austenítico, da taxa de resfriamento e da quantidade de deformação da austenita antes da transformação.

No processo de recristalização da austenita na deformação a quente, para evitar o crescimento de grão ferrítico, há necessidade do resfriamento acelerado e este procedimento é usado para aços ligados ou microligados com elementos inibidores de crescimento de grão. (SILVA, 2007)

### **3.10.2 Transformação de fase induzida por deformação dinâmica**

O grão ferrítico é produzido pela transformação austenita/ferrita dinamicamente a partir de uma estrutura de grão austenítico durante a deformação, nesse processo é usada a transformação “austenita/ferrita” para produzir um refinamento de grão ferrítico a partir de uma estrutura de grão austenítico pré-definida. A alta energia armazenada aumenta significativamente a força motriz para a transformação da austenita levando à formação de grãos ferríticos muito finos (EGHBALI e ABDOLLAH-ZADEH, 2005).

O tamanho de grão final sugere que o crescimento do grão ferrítico observado após a laminação convencional é controlado por transformação dinâmica da austenita induzida por deformação.

Grãos ferríticos da ordem de 1  $\mu\text{m}$  têm sido produzidos em aços de ultrabaixo carbono ( $C = 0,0022\%$ ) onde a fração volumétrica de carbonetos era muito baixa. Hurley (1999) propôs que o alto nível de desorientação entre os grãos ferríticos evita o seu crescimento (SILVA, 2007).

### **3.10.3 Recristalização da ferrita na deformação a morno**

A recristalização do material deformado a morno ocorre em menor extensão do que aquela obtida no material deformado a frio, uma vez que a

energia de deformação armazenada é menor, considerando que a força motriz para a recristalização é a energia de deformação armazenada no trabalho a frio, então para que a recristalização de um aço laminado a morno ocorra de maneira mais efetiva são necessárias temperaturas mais elevadas ou maiores tempos de recozimento (GARCIA, 1981).

#### **3.10.4 Formação de ferrita na deformação a partir da estrutura martensítica**

A deformação intercrítica em uma estrutura inicialmente martensítica pode gerar uma estrutura metaestável homogênea devido o aumento da taxa de nucleação durante a deformação e o recozimento, quando então a martensita é revenida e transforma-se em uma matriz de ferrita e carbeto (AZEVEDO *et al.*, 2005). A precipitação de carbeto ocorre preferencialmente nos contornos de grãos austeníticos prévios e ocasionalmente nas arestas das ripas de martensita.

A cinética de precipitação é controlada inicialmente pela difusão do carbono, e para tempos mais longos de revenimento, pela difusão dos elementos formadores de carbeto (AZEVEDO *et al.*, 2005).

Durante a deformação a microestrutura consiste de martensita revenida e de austenita recém-formada. Com a deformação acumulada ocorre a formação de ferrita induzida por deformação a partir da austenita. Como resultado da deformação, os grãos ferríticos alongados são também subdivididos em subgrãos (AZEVEDO *et al.*, 2005). Como a martensita é uma solução sólida supersaturada em carbono, uma grande quantidade de carbeto fino pode precipitar durante o recozimento inibindo o crescimento dos grãos ferríticos.

Esses carbeto desempenham o principal papel nas mudanças estruturais durante o recozimento, afetando as propriedades mecânicas de maneira mais significativa.

### 3.11 Relação de Hall-Petch

O limite de escoamento está relacionado com o tamanho de grão pela eq. 3.3, estabelecida empiricamente por Hall e Petch em 1951 e 1953 respectivamente (DIETER, 1988).

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{D}} \quad (3.3)$$

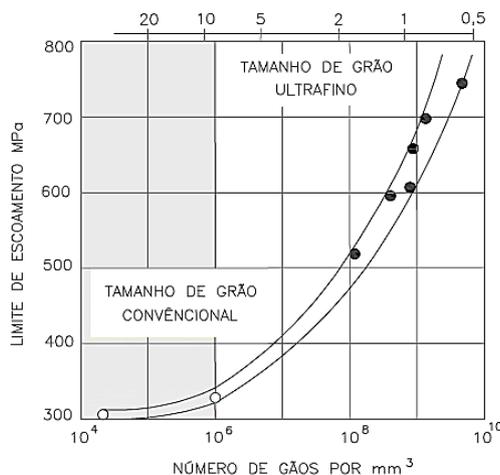
Onde:  $\sigma$  = Tensão de escoamento em MPa;  $\sigma_0$  = Tensão de atrito que se opõe ao movimento das discordâncias;  $k$  = Constante que representa uma medida da extensão do empilhamento das discordâncias nas barreiras;  $D$  = Diâmetro médio dos grãos em mm;

A equação de Hall-Petch expressa a dependência da tensão de escoamento com o tamanho de grão em qualquer deformação plástica até a fratura dúctil. Pode-se também dizer que exprime a variação da tensão de fratura frágil com o tamanho de grão ou ainda a dependência da resistência à fadiga com o tamanho de grão (DIETER, 1988).

O diâmetro médio de grão  $D$ , na equação de Hall-Petch é medido pela observação da microestrutura em microscopia óptica, onde três diferentes técnicas podem ser usadas: Contagem do número de grãos contidos em uma determinada área; comparação com padrões de tamanho de grão ou; ainda a contagem do número de grãos que interceptam uma linha aleatória com um dado comprimento. Este último é conhecido como método do intercepto linear.

Nagai (2001) trabalhando com barras de aço baixo C-Mn-Si laminadas a morno, tratamento termomecânico que combina a transformação da austenita com a recristalização dinâmica dos grãos ferríticos durante a deformação, obteve limites de escoamento para diferentes tamanhos de grão ferrítico que variaram entre 300 MPa para 20  $\mu\text{m}$  e 740 MPa para 0,5  $\mu\text{m}$ , como ilustra a Fig. 3.4.

**Figura 3.4 - Variação do limite de escoamento com o tamanho de grão de barras laminadas de aço 0,15C-Si-Mn**



Fonte: NAGAI, 2001

Uma única composição química pode fornecer várias resistências apenas controlando o tamanho de grão (NAGAI 2001). O limite de escoamento pode mais que dobrar, como previsto por estudos de Pickering, 2005, indicando que o limite de escoamento (LE) é: Eq. 3.4.

$$LE = \sigma_i + \sigma_s + \sigma_p + \sigma_d + \sigma_{SS} + \sigma_t + k_y D_{TG}^{-1/2} \quad (3.4)$$

O limite de escoamento (LE) é formado por uma combinação da participação das seguintes parcelas para essa equação:  $\sigma_i$  tensão de oposição à movimentação de discordâncias;  $\sigma_s$  endurecimento por solução sólida;  $\sigma_p$  endurecimento por precipitação;  $\sigma_d$  endurecimento pela geração de discordâncias;  $\sigma_{SS}$  interação entre as discordâncias;  $\sigma_t$  é a textura cristalográfica;  $D_{TG}$  o tamanho de grão e;  $k_y$  uma constante associada ao efeito do tamanho de grão (PICKERING, 2005). Cada efeito pode ser considerado de uma forma diferente e por um modelo em particular.

Industrialmente esses aços têm sido obtidos por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado. No caso de aços microligados ao titânio e ao nióbio, o refinamento de grão ferrítico é creditado à precipitação de carbeto, nitretos e carbonitretos desses elementos, que em altas temperaturas de deformação a quente inibe o crescimento de grãos recristalizados da austenita.

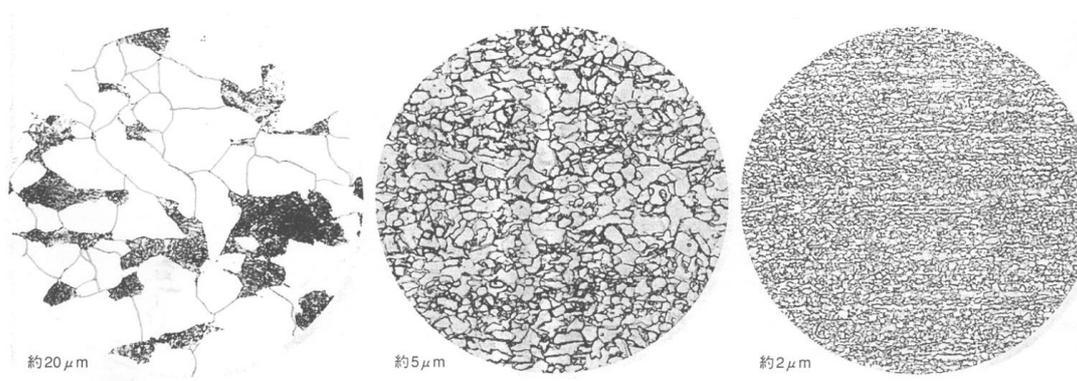
Nas temperaturas mais baixas de acabamento, esses mesmos precipitados inibem a recristalização da austenita refinando o grão ferrítico. Nos processos industriais, entretanto, o tamanho de grão ferrítico obtido tem sido da ordem de 5  $\mu\text{m}$  (UEJI, *et al.*, 2003).

Em condições de laboratório existem várias alternativas de processo para obtenção de microestruturas ferríticas de granulação ultrafina.

Para uma grande variedade de composições de aços, ela pode ser produzida por conformação mecânica com o objetivo de promover transformação induzida por deformação.

As microestruturas típicas obtidas pelos processos de refinamento e pelos processos termomecânicos controlados industriais podem ser vistas na Fig. 3.5.

**Figura 3.5 - Microestrutura e tamanho médio de grão típicos obtidos pelos diferentes processos de refinamento. (a) Laminação convencional. (b) Processos termomecânicos controlados. (c) Ultrarefinamento de laboratório**



Fonte: OUCHI, 2001

Na relação Hall-Petch são discutidos separadamente para o limite de elasticidade aparente e para a tensão de escoamento. Em ambos os casos, a influência do tamanho do grão  $D_{TG}$  será introduzido pelo parâmetro  $D_{TG}^{-1/2}$  (HANSEN, 2004), considerando que existem outros valores de expoentes que não será aplicado a esse caso.

As propriedades mecânicas de tensão de escoamento e tensão máxima variam de forma linear com o inverso da raiz quadrada do tamanho de grão, sendo expressas na forma da equação de Hall-Petch.

Os grãos na estrutura da ZTA são modificados após ter adquirido um pico de temperatura durante o seu resfriamento. Quanto mais lento for este resfriamento, menor a quantidade de núcleos de solidificação e maiores serão os tamanhos dos grãos originais. Isto se deve ao fato de que dois grãos, pertencentes a um mesmo material, têm seu crescimento interrompido quando se tocam, e forma-se então uma superfície de interface granular chamada de contorno de grão.

Além disso, dois grãos adjacentes podem não ter seus planos cristalinos orientados na mesma direção. Quando isto acontece, uma discordância que está caminhando dentro de um grão encontra o contorno do mesmo, ela não vence com facilidade este obstáculo e retarda o seu movimento. Portanto, aumentar a quantidade de contornos de grão dificulta o movimento das discordâncias. Uma das maneiras mais eficazes de se aumentar a quantidade destes contornos é diminuir o tamanho dos grãos, diminuindo conseqüentemente sua área superficial individual. Isto implica em aumentar a área total de interface entre os grãos e, por conseqüência, aumentar a resistência mecânica do material.

Hall e Petch cientes destes efeitos trabalharam em dois temas diferentes, porém, chegaram à mesma relação matemática. Nesta relação descreve-se que a resistência mecânica do material depende do diâmetro médio dos grãos  $D$ , enquanto que  $\sigma_0$  e  $k$  são constantes do material. É sabido, entretanto, que esta relação não é seguida em materiais que possuem grãos muito grosseiros misturados com grãos de pequeno tamanho.

A mesma relação de Hall-Petch pode ser adaptada para outros parâmetros físicos do material que dependam diretamente do tamanho de grão na quantificação da magnitude de suas intensidades.

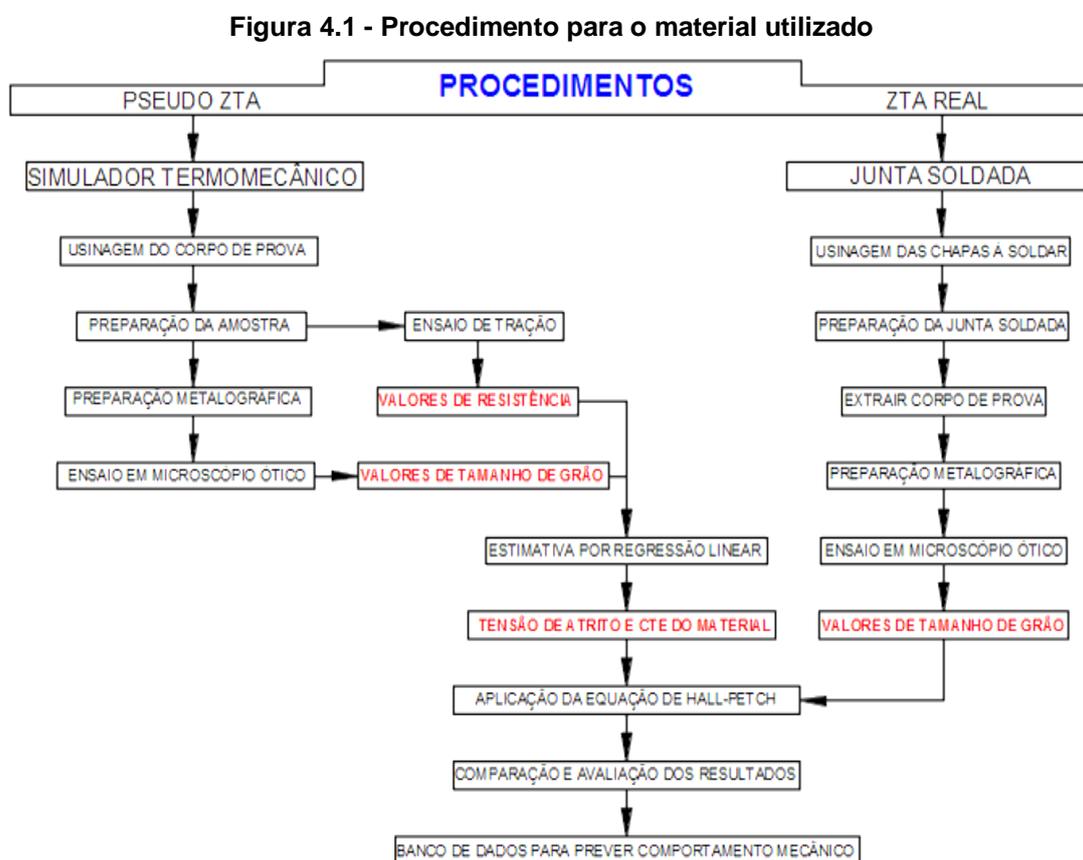
Para Dieter (1988), dois modelos são propostos para explicar a dependência da resistência à deformação plástica com o contorno de grão. O primeiro é baseado no conceito de que o contorno de grão atua como barreira para o movimento das discordâncias. Neste caso, a concentração de tensões no contorno de grão, ou nas suas vizinhanças, deve ser suficiente para iniciar o deslizamento no grão vizinho e acomodar plasticamente o cisalhamento resultante das discordâncias que é bloqueado no contorno.

O segundo modelo para a influência do tamanho de grão na tensão de escoamento não requer a presença de empilhamento de discordâncias nos contornos de grão. Esse modelo é baseado na influência do tamanho de grão na densidade de discordâncias e, portanto, nas tensões de escoamento. Isto evita o enfoque de tensões nos contornos de grão, o que levaria a uma análise mais complicada (DIETER, 1988).

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 Materiais

Um fluxograma foi elaborado para apresentação do experimento. São dois tipos de amostras. As amostras processadas no simulador termomecânico que resulta uma estrutura de pseudo ZTA e a amostra retirada da junta soldada.



Fonte: O AUTOR, 2015

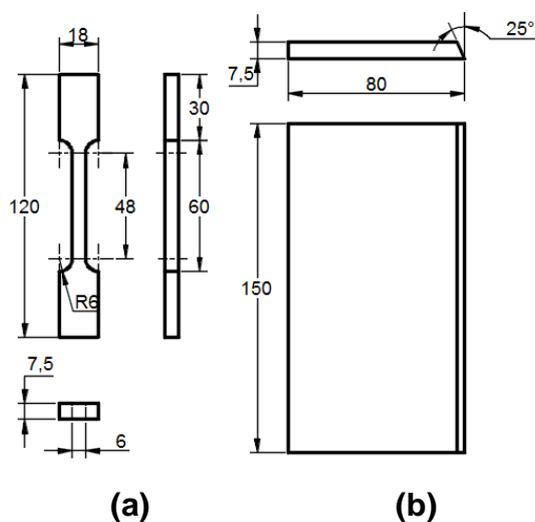
A previsão do comportamento mecânico através de um banco de dados é oriundo das amostras processadas no simulador termomecânico e comparadas com uma solda real realizada pelo processo MAG automatizada.

#### 4.1.1 Aço em estudo

As amostras para este estudo foram extraídas do tubo de aço especificado pela norma API 5L de grau X80, com alta resistência e baixa liga (ARBL), usado em tubulação de gás e petróleo, com diâmetro de 34" e espessura de 0,750".

Foram confeccionadas doze amostras em centro de usinagem normalizadas para ensaios de tração (ASTM E8/E8M - 15a), Fig. 4.2(a). Nove amostras para simular a estrutura de sub-regiões da ZTA e três do material como recebido. Outra amostra foram chapas de 150 mm x 80 mm x 7,5 mm, em número de duas que foram empregados na soldagem Fig. 4.2(b).

**Figura.4.2 - Corpos de prova: (a) 12 amostra para ensaio mecânico, (b) 2 chapas para junta soldada**



Fonte: O AUTOR, 2012

Para produzir a amostra simulada foi usado um equipamento com um substrato metálico para resfriar a amostra realizando a simulação térmica de solda em três diferentes temperaturas de pico, com o objetivo de alcançar microestruturas diferentes de regiões da ZTA citado anteriormente. A

microestrutura da ZTA foi caracterizada detalhadamente para observar a evolução da estrutura com a temperatura, de modo a investigar as propriedades.

.As correlações entre as temperaturas de pico, microestrutura e propriedades mecânicas foram discutidas para esclarecer o efeito da temperatura de pico na microestrutura e propriedade mecânica na ZTA.

#### 4.1.2 Análise Química

A composição química foi analisada para determinar constituintes do material. Os valores apresentados na Tab. 4.1 foram obtidos com uso de técnica de espectrometria de emissão ótica. Ensaio realizado em equipamento gentilmente cedido pela SIMISA-PE, Fig. 4.3.

**Figura.4.3 - Equipamento utilizado para determinação da composição química**



Fonte: Empresa SIMISA, 2012

Aços denominados ARBL são aqueles que têm composição química similar ao aço carbono, com a diferença das microadições de elementos de liga, como Nb, Ti ou V, que garantem melhores propriedades mecânicas (HIPPERT, 2004).

**Tabela 4.1 – Composição química, (% massa) analisada por espectrometria de emissão ótica**

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Nb	Ti	V	B
0,08	0,28	1,80	0,021	0,003	0,15	0,20	0,02	0,01	0,062	0,016	0,021	0,0023

Fonte: O Autor, 2012

Pela análise realizada, o material de estudo está em conformidade com a norma API 5L PSL 2 em sua 42ª Edição de janeiro de 2000 (API 5L).

### 4.1.3 Carbono Equivalente

Observando a capacidade de soldabilidade do aço em estudo, foi elaborado o cálculo do carbono equivalente que, pelo seu baixo teor (menor que 0,12%C), a norma API 5L especifica que deve ser utilizada a fórmula  $P_{cm}$ . Acima de 0,12%C, a fórmula empregada é a do CEIIW, (API 5L, 2000), indicando boa soldabilidade para valores abaixo de 0,45% (SOEIRO JUNIOR *et al*, 2013).

A equação  $P_{cm}$  é conhecida como parâmetro do carbono equivalente ou fórmula de Ito-Bessyo, desenvolvida especificamente para os novos aços com teor de carbono mais baixo. Eq. 4.1.

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (4.1)$$

A fórmula  $P_{cm}$ , leva mais em conta o efeito do C do que outros elementos, e é considerada mais apropriada para os aços modernos, segundo recomendação da AWS.

Valores entre 0,18 a 0,20% são compatíveis com o valor 0,40% da fórmula do carbono equivalente. O  $P_{cm}$  até estes valores indica uma boa soldabilidade, enquanto valores acima deste requerem alguns cuidados quando da soldagem (MALCOLN, 2007).

## 4.2 Método

### 4.2.1 Corpo de prova processado em simulador termomecânico

Foram confeccionados doze corpos de prova (Fig. 4.4), em centro de usinagem de acordo com a norma ASTM E8/E8M - 15a, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, para levantamento da propriedade mecânica após tratamento termomecânico.

Em cada ensaio termomecânico foram utilizados três CPs tratados em diferentes temperaturas. Depois de aquecidos em forno mufla, os corpos de provas foram resfriados no simulador termomecânico a partir das temperaturas de 1100°C, 1000°C e 900°C.

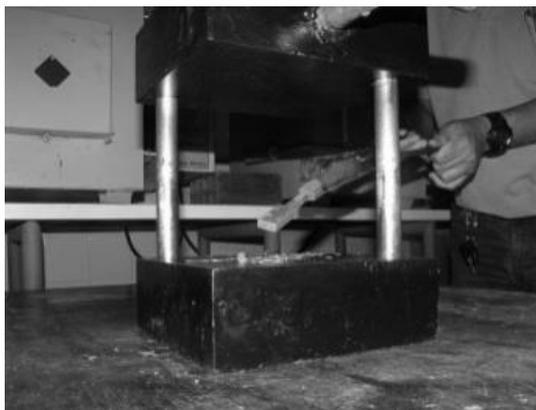
**Figura 4.4 - Corpos de prova para ensaio mecânico**



Fonte: O AUTOR, 2012

Os corpos de prova depois de aquecidos até a temperatura especificada por um tempo de 15 min foram retirados do forno e conduzidos ao simulador termomecânico Fig. 4.5, para resfriamento induzido, com o objetivo de reproduzir as condições termodinâmicas de pontos distintos da ZTA.

**Figura 4.5 - Corpo de prova no simulador termomecânico**

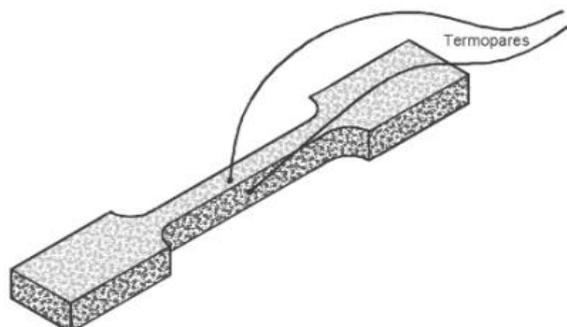


Fonte: O AUTOR, 2013

As amostras tratadas foram numeradas como amostra 1, a que recebeu aquecimento de 1100°C, amostra 2, a que recebeu aquecimento até 1000°C, amostra 3 para as que foram aquecidas a 900°C e como amostra 4, recebeu a denominação amostras do material como recebido, sem tratamento.

Para obter a taxa de resfriamento no simulador, foram realizados os ensaios no Laboratório de Transformação de Fases do DEMEC/UFPE. Em cada amostra foram colocados dois termopares (Fig. 4.6).

**Figura 4.6 - Posicionamento dos termopares na amostra**



Fonte: O AUTOR, 2013

Através do DataTaker® DT80, o resfriamento foi monitorado em software específico deste equipamento.

#### 4.2.1.1 Simulador termomecânico

O simulador termomecânico é um equipamento operado pneumaticamente, Fig. 4.7, é constituído de dois blocos de aço que atuam como substrato de massa considerada infinita, possibilitando a retirada de grande quantidade de calor a partir de diferentes temperaturas (SILVA Jr. *et al.*, 2010). Esse substrato simula o metal de base de uma solda, que com sua grande massa pode dissipar o calor do corpo de prova aquecido a qualquer temperatura.

**Figura 4.7 - Simulador Termomecânico**



Fonte: O AUTOR, 2013

Este equipamento reproduzirá as condições termodinâmicas de pontos discretos de sub-regiões das ZTA, em corpos de prova de grande tamanho (normalizados para ensaio de resistência), para serem ensaiados.

#### 4.2.1.2 Ensaio Mecânicos

Foram realizados ensaios de tração à temperatura ambiente nos nove corpos de provas tratados no simulador, Fig. 4.8, nas três diferentes temperaturas, como também mais três CPs em temperatura ambiente no

material na condição de como recebido, para determinar as propriedades mecânicas de cada condição especificada.

**Figura 4.8 - Corpo de prova submetido a ensaio de tração**



Fonte: O AUTOR, 2013

Para os ensaios de tração utilizou-se uma máquina universal de ensaios, eletromecânica e microprocessada, com velocidade de deslocamento de 1 mm/min e célula de carga com capacidade máxima de até 10000 kgf, que atende às normas para método de ensaio à temperatura ambiente em materiais metálicos, Ensaio de Tração (ASTM E8/E8M - 15a).

#### **4.2.1.3 Análise Micrográfica**

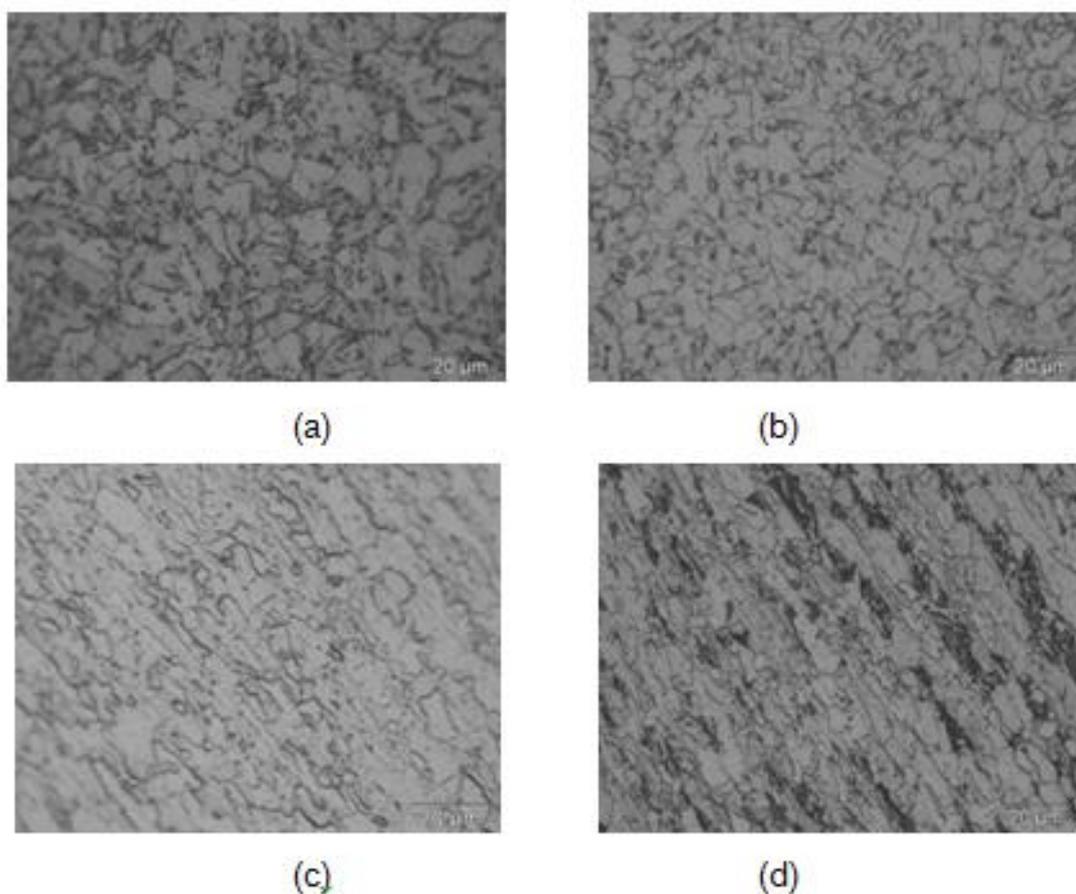
A caracterização microestrutural das amostras foi realizada por microscopia ótica no Laboratório de Caracterização Microestrutural do DEM/UFPE, com aumentos de 50 a 1.000 vezes de ampliação.

As técnicas utilizadas para a preparação metalográfica seguiram os processos normalizados pela ASTM E 3–10, (2007), embutimento, lixamento, polimento. Para as análises microestruturais, cada amostra foi lixada, utilizando lixas a água com granulometria de 220, 320, 400, 600, 800, 1000 e 1200, polidas em politriz utilizando pasta diamantada de 1  $\mu$ m, seguido de ataque químico com reagente nital a 5%, por 15 s.

A microscopia foi realizada para caracterizar as amostras microestruturalmente, obtendo o tamanho médio do grão em cada condição de

tratamento. Em cada amostra foram observadas em cinco campos diferentes para obter um melhor resultado estatístico. As Figs. 4.9(a) a 4.9(d) demonstram imagens fotografadas a partir de onde foram medidos os tamanhos de grãos para cada material.

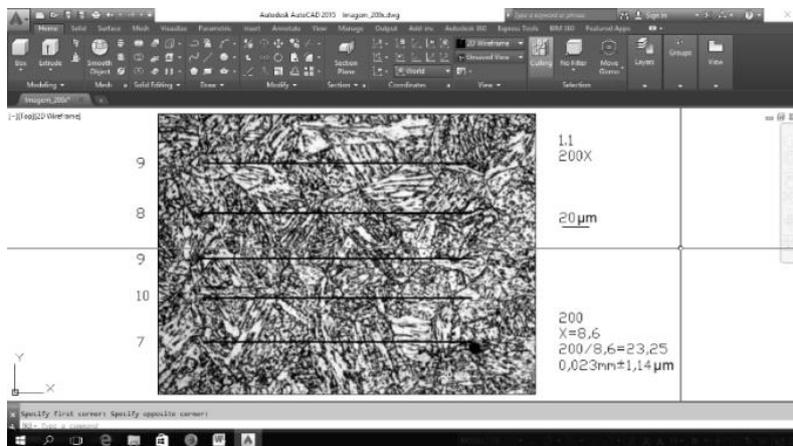
**Figura 4.9 - Amostras em cada CP produzido no simulador termomecânico. (a) à 1100°C, (b) à 1000°C, (c) à 900°C e (d) material como recebido**



Fonte: O AUTOR, 2013

Para a obtenção dos tamanhos médio de grãos, cada figura foi colada na área de trabalho de um software de computação gráfica, Fig 4.10 e depois redimensionada na escala da fotografia original ( $\mu\text{m}$ ).

**Figura 4.10 - Metodologia de contagem de grãos para obter o tamanho médio**



Fonte: O Autor, 2014

Foram desenhadas cinco linhas na foto para a contagem do grão pelo método do intercepto. Após isto foi realizada a média aritmética dos valores encontrados como também estimando a incerteza.

Três picos de temperatura foram escolhidos para conduzir o ciclo térmico, simulando o comportamento de ZTA durante o processo de soldagem MAG, obtidos pela medição da evolução da temperatura com termopares tipo K, fixado no corpo de prova.

#### **4.2.2 Corpo de prova da junta soldada**

Para a junta soldada foram utilizadas duas chapas confeccionadas nas dimensões de 150 mm x 80 mm x 7,5 mm e a soldagem realizada pelo processo MAG automatizado, com um único passe, Fig. 4.11.

**Figura 4.11 - Junta soldada para retirada do corpo de prova**



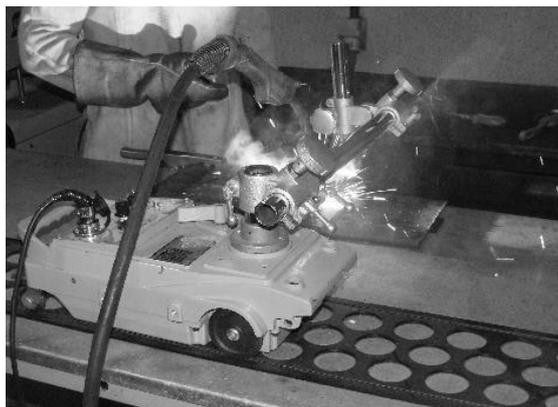
Fonte: O Autor, 2014

Desta junta foi extraída uma amostra para ensaios micrográficos.

#### **4.2.2.1 Procedimento de soldagem**

A junta soldada foi produzida a partir de duas chapas retiradas do tubo do aço API 5L X80 e preparadas com chanfro de ângulo  $25^\circ$  cada chapa e soldadas pelo processo Metal Active Gas (MAG) com passe único, usando a mistura Ar/25%CO<sub>2</sub> (Stargold) como gás de proteção com a vazão de gás de 18 l/min e consumível na forma de arame maciço de especificação AWS 5.18 ER70S-6 de 1,20 mm diâmetro. Para a soldagem foi utilizado como equipamento uma fonte eletrônica multiprocesso Smarshweld 318 Topflex, com a tocha adaptada a uma máquina de Corte a Gás CG1-30, Fig. 4.12, para fazer o deslocamento uniforme com regulagem da velocidade da tocha, onde a intervenção do operador foi apenas para fazer a ignição e a interrupção do arco.

**Figura 4.12 - Processo automatizado de soldagem adaptado a uma tartaruga**



Fonte: O Autor, 2014

A corrente de soldagem e a tensão do arco elétrico, a velocidade de soldagem são os principais parâmetros de soldagem responsáveis pela forma da transferência metálica, pelo nível de respingos gerados, pela estabilidade do arco, interferindo diretamente nas características da junta soldada, definidos na Tab. 4.2. Estes parâmetros utilizados na junta soldada, estão diretamente relacionadas a eficiência, a confiabilidade e a qualidade da soldagem estes parâmetros de soldagem.

**Tabela 4.2 - Parâmetros de soldagem utilizados na simulação**

Corrente [A]	Tensão [V]	Rendimento [%]	Vel. de Soldagem [m/s]	Stickout [m]
169	19,2	80	0,0015	0,001

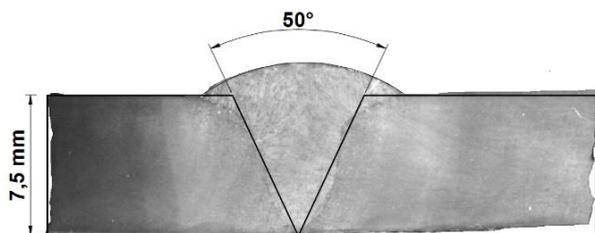
Fonte: O AUTOR, 2014

A comparação dos resultados obtidos nos CPs produzidos no simulador termomecânico foi feita com a amostra do cordão de solda real produzido pelo processo MAG (Metal Active Gas) no material estudado, onde o tipo de transferência é influenciado pela intensidade de corrente (SEABRA, 1990). Os parâmetros foram fixados previamente, que produziram o modo de transferência por curto-circuito. Assim as microestruturas da ZTA do cordão de solda foram comparadas com as microestruturas do material resfriado no simulador.

#### 4.2.2.2 Análise Macro e Micrográfica

Da junta soldada foi retirado um corpo de prova, apresentado na Fig. 4.13, para análise de microscopia, objetivando quantificar o tamanho médio de grão em sub-regiões da ZTA. Este CP foi preparado por Metalografia convencional com uma sequência de corte (refrigerado para que não haja modificação na estrutura com o aquecimento na execução do corte), lixamento e polimento, empregando lixas de granulometrias 280, 400, 600, 800, 1000 e 1200 mesh e polimento em tapete com pasta diamantada de 1  $\mu\text{m}$ ; segundo a Norma ASTM E3-10. Depois de polidas, as amostras foram atacadas com Nital a 5% por 15 segundos revelando a microestrutura.

**Figura 4.13 - Corpo de prova retirado da junta soldada**



Fonte: O Autor, 2014

As amostras foram caracterizadas em microscópio ótico (MO), Fig. 4.14 e a quantificação do tamanho médio do grão nessas sub-regiões, foram realizadas utilizando o método do intercepto, mostrado na Fig. 4.10.

**Figura 4.14 - Metalografia através de microscópio ótico**



Fonte: O Autor, 2014

A macroscopia foi realizada em estereoscópio, do Laboratório de Corrosão do DEM/UFPE com aumentos de 10 vezes, para dimensionar a ZTA e realizar a divisão das sub-regiões. Conseqüentemente o cálculo do pico de temperatura em função da distância em relação a linha de fusão foi calculada pela equação de Fourier modificada empregada para repartição térmica de soldagem em chapa fina, Eq. 4.2, (MARQUES E MODENESI, 2014, *apud* ADAMS, 1958).

$$\frac{1}{T_p - T_0} = \frac{4,13\rho C_p t d}{H_L} + \frac{1}{T_M - T_0} \quad (4.2)$$

Onde:  $T_p$  = Temperatura de pico ( $^{\circ}\text{C}$ ) a uma distancia  $d$  (mm) a partir da linha de fusão;  $T_0$  = Temperatura inicial da chapa ( $^{\circ}\text{C}$ );  $T_M$  = Temperatura de fusão ( $^{\circ}\text{C}$ ) – especificamente a temperatura liquidus de metal de base e;  $H_L$  = Energia líquida adicionada (J/mm);  $\rho$  = Densidade ( $\text{g}/\text{mm}^3$ );  $C_p$  = Calor específico (J/g. $^{\circ}\text{C}$ ) e;  $t$  = espessura da chapa (mm).

### 4.3 Modelo numérico

Em geral, as propriedades termomecânicas de materiais metálicos têm mostrado uma boa correlação com os parâmetros microestruturais, sobretudo com o tamanho de grão médio. (LEHTO *et al.*, 2014)

Com base no trabalho de Hall (1951) e Petch (1953), foi encontrada uma relação entre tamanho de grão e a propriedade mecânica do material, formulada uma relação Eq. 4.3.

$$\sigma_y = \sigma_0 + k D^{-1/2} \quad (4.3)$$

em que  $\sigma_0$  é a tensão de rede de atrito necessária para mover discordâncias

individuais,  $k$  é uma constante dependente do material, conhecido como o declive de Hall-Petch, e  $D$  é o tamanho médio de grão.

Com os dados de resistência e tamanhos médios de grãos, obtidos nas amostras produzidas no simulador termomecânico foi aplicado na equação empírica de Hall-Petch para encontrar tensão teórica (de atrito,  $\sigma_0$ ) e a constante característica do material ( $k$ ).

O modelo descrito obtido a partir da equação de Hall-Petch mostra a dependência da tensão de escoamento  $\sigma_y$  com o diâmetro médio de grão  $D$  em qualquer deformação plástica até a fratura dúctil. Ela se baseia no princípio de que os contornos de grãos atuam como barreiras para o movimento de discordâncias.  $\sigma_0$  é inversamente proporcional ao  $D$ , uma vez que a quantidade de contornos de grão aumenta com o refino do grão. (DIETER, 1988; REED-HILL *et al.*, 2009).

Com o modelo aplicado, tem-se um banco de dados que poderá especificar a resistência de qualquer região da ZTA bastando conhecer o tamanho do grão na estrutura do material.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados obtidos nas duas primeiras etapas deste estudo, que são os dados experimentais dos corpos de provas produzidos no simulador termomecânico e os dados obtidos da amostra retirada da junta soldada, são tratados inicialmente.

O estabelecimento de relações entre propriedades mecânicas e microestrutura é uma questão chave no campo da deformação plástica. Na maioria dos casos, a relação entre a resistência e tamanho dos grãos pode ser descrita pela equação de Hall-Petch (DU, D. *et al.*, 2015). Com base nos resultados de tensão e tamanho de grãos das amostras produzidas no simulador termomecânico, foi obtida, por regressão linear, uma equação que, inicialmente servirá para obter os parâmetros de tensão de atrito ( $\sigma_0$ ) e coeficiente específico

do material ( $k$ ), a ser utilizado na equação de Hall-Petch para elaboração de um modelo numérico.

Os resultados obtidos da amostra retirada da junta soldada serão aplicados neste modelo numérico e assim formar um banco de dados para prever as propriedades mecânicas em quaisquer sub-regiões especificadas da ZTA de uma junta soldada.

## 5.1 Corpo de prova processado em simulador termomecânico - ST

O Corpo de prova processado no simulador termomecânico terá uma estrutura semelhante a sub-regiões de uma ZTA, que aqui se denomina de pseudo ZTA.

### 5.1.1 Ensaio de Tração

Neste ensaio, cada amostra contendo três corpos de provas foi ensaiada segundo norma para método de ensaio de tração à temperatura ambiente em materiais metálicos (ASTM E8/E8M - 15a), e como resultado obtiveram-se valores de tensão apresentados na Tab. 5.1, acrescidos com suas estimativas do desvio amostral.

**Tabela 5.1 – Propriedades mecânicas obtidas de corpos de provas submetidos ao simulador termomecânico**

Amostra	Temp. [°C]	LE [MPa]	LR [MPa]
1	1100	443,1 ±11,73	544,566 ±14,40
2	1000	473,0 ± 5,52	607,431 ±6,20
3	900	518,2 ±10,16	677,648 ±10,57
4	CR*	543,9 ±19,72	640,337 ±12,65

\* Material como recebido

Fonte: O AUTOR, 2013

Na norma API 5L que tem as designações compostas pela letra X, os dois últimos dígitos especificam valores mínimos de limite de escoamento do material em KPsi. Assim, os aços API 5L X80, apresentam valor mínimo de tensão limite de escoamento igual a 80 KPsi (~550 MPa) (SILVA, 2004).

Este aço ARBL apresenta grãos refinados (aproximadamente 4  $\mu\text{m}$ ), quando comparados com um aço convencional (aproximadamente 13  $\mu\text{m}$ ), refletindo uma grande diferença no valor de limite de escoamento (TRINDADE *et al.* 2005). Em Pedrosa (2012), se observa que os valores obtidos para os limites de escoamento e resistência do Aço API 5L X80 na condição de “como recebido” são de 497,3 MPa e 799,6 MPa. Dados do fabricante indicam um valor médio de tensão de escoamento no material como recebido, de  $543,9 \pm 19,72$  MPa, que diante do exposto, se confirma uma coerência aos resultados das referências acima citadas.

Para a temperatura de 1100°C, região que está mais próxima da ZF o material teve uma menor resistência causada pelo crescimento do grão. Nas amostras aquecidas a 1000°C e 900°C, os valores de resistência, são conseqüentemente maiores, motivado pela condição de menor aporte térmico recebido, estando em uma região de refinamento de grão.

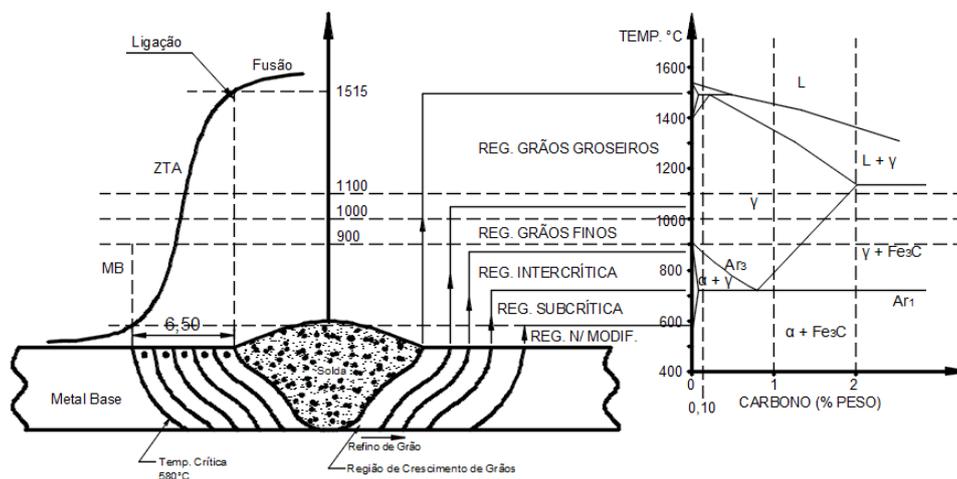
### **5.1.2 Caracterização microestrutural do material submetido ao ST**

Na ZTA, as regiões importantes são denominadas de crescimento de grão, refino de grão, intercrítica e subcrítica respectivamente na direção em que se afasta da zona de fusão, Fig. 5.1, com estrutura influenciada pela exposição do material em altas temperaturas e com isso, resfriando e recristalizando-se com uma nova microestrutura.

Observando a micrografia neste estudo, vê-se que os resultados obtidos na amostra que recebeu aquecimento de 1100°C encontrava-se dentro da região de grãos grosseiros, já as outras de 1000 e 900°C se enquadraram na passagem da região de refinamento de grãos para a região intercrítica, que

também tem a coerência observada na Fig. 5.1, considerando as temperaturas obtidas.

**Figura 5.1 - Desenho esquemático das regiões analisadas na ZTA em função da temperatura de pico, com diagrama de transformação de fase**

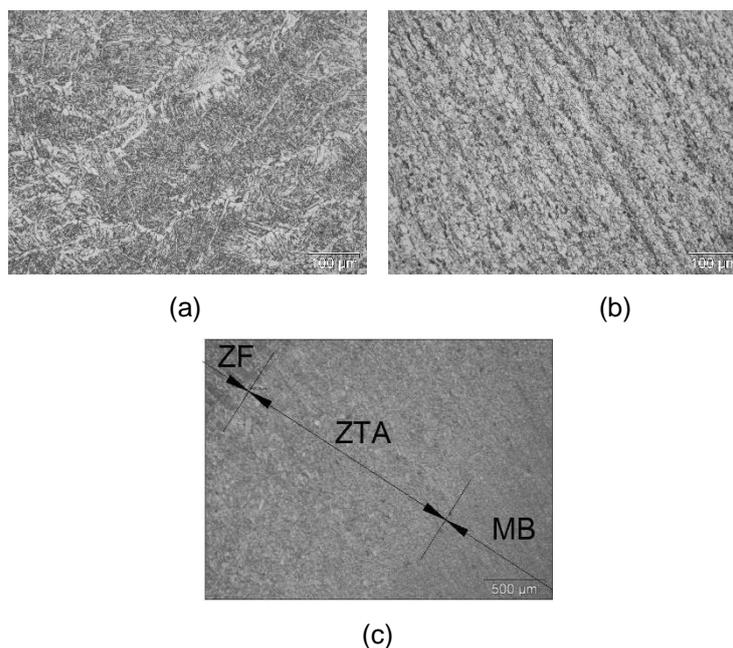


Fonte: O AUTOR, 2014

Para obter o tamanho médio dos grãos, as fotos realizadas em microscopia ótica, mostrados nas Figs. 5.2(a), (b) e (c), foram coladas no programa AutoCAD®, dimensionada em escala natural de acordo com o zoom aplicado na lente do microscópio. Em cada micrografia foram marcadas três linhas de 100  $\mu\text{m}$  e feito a contagem da quantidade de intercepto em cada uma das linhas, com posterior cálculo para obter a média e o desvio padrão de cada amostra.

A Fig. 5.2(a) mostra a zona de fusão, a 5.2(b) o metal de base com aumento de 500x. Na Fig. 5.2(c) a zona de fusão, a ZTA e o Metal de Base podem ser visualizadas, com 50x de aumento. Nesta observa-se nitidamente a modificação da microestrutura, que vai refinando os grãos a partir da ZF em direção ao MB.

Figura 5.2 - Estrutura da soldagem. a) Zona de fusão, 500x; b) Metal de Base, 500x; c) ZF-ZTA-MB, 50x

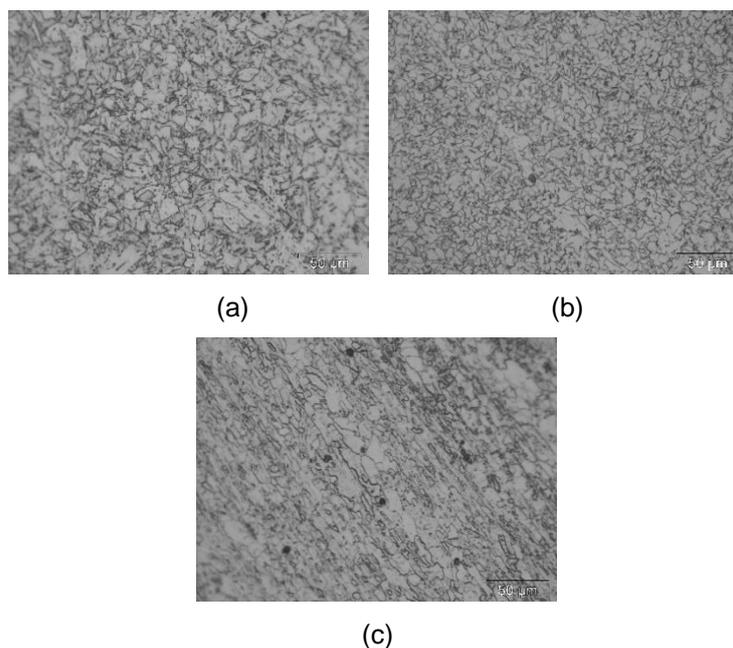


Fonte: O AUTOR, 2013

A Fig. 5.3 apresenta as microestruturas observadas nas amostras produzidas no simulador termomecânico nas diferentes temperaturas de aquecimento. As regiões são distinguidas, devido ao contraste e à nitidez da micrografia. Como podem ser observadas, as regiões claras representam os grãos e as escuras os contornos. Para as três temperaturas simuladas podem ser visualizadas, com 500x de aumento a mudança no tamanho de grão, observando uma estrutura de grãos crescidos a uma maior temperatura.

Durante o processo de soldagem a ZTA sofre um rápido ciclo térmico de aquecimento e resfriamento apresentando diferentes características metalúrgicas e propriedades mecânicas (LANCASTER, 1999). De acordo com Da Costa (*apud* PINTO, 2006), para o aço de tubulações, a região de grãos grosseiros Fig. 5.5(a), é aquela que sempre tem apresentado a maior fragilidade dentre as demais regiões da ZTA.

**Figura 5.3 - Microscopia do corpo de prova simulado. (a) aquecido à 1100 °C; (b) aquecido à 1000 °C e; (c) aquecido à 900 °C**



Fonte: O AUTOR, 2013

Observa que, os grãos estão maiores, na vizinhança da linha de fusão 5.3(a) onde houve maior aporte térmico, enquanto na Fig. 5.3(b) mostra o grão mais refinado, influenciado por uma menor temperatura atingida. Na Fig. 5.3(c) que é uma região mais afastada da ZF, os grãos se apresentam ainda um pouco alongados semelhantes ao encontrados no material como recebido, após submetido ao processo de fabricação do tubo. Esta região, 5.3(c), denominada subcrítica (SCZTA) apresenta pequenas alterações microestruturais visíveis ao microscópio ótico em aços na condição laminado a quente ou normalizado (MODENESI, 2012).

Os valores de tamanhos de grãos, acrescido cada uma com estimativa do desvio padrão, são apresentados na Tab. 5.2.

Para a temperatura de 1100°C, que é a região analisada mais próxima da ZF o grão teve um maior crescimento 0,019 mm, pois esta região foi afetada por um maior aporte térmico. A microestrutura em tamanho de grãos vai refinando com o afastamento da zona de ligação em direção ao metal de base.

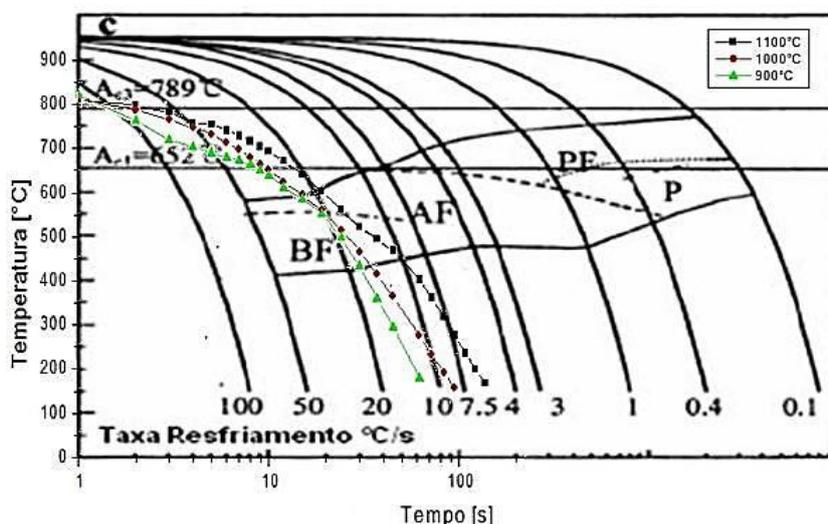
**Tabela 5.2 - Tamanhos de grãos medidos nos corpos de provas submetidos ao simulador termomecânico**

<i>Amostra</i>	<i>Temp. [°C]</i>	<i>TG [μm]</i>	<i>TG [mm]</i>
<b>1</b>	1100	19,41 ±2,10	0,019 ±0,0021
<b>2</b>	1000	7,32 ±0,86	0,007 ±0,0008
<b>3</b>	900	5,72 ±0,34	0,006 ±0,0003
<b>4</b>	CR*	4,60 ±0,35	0,005 ±0,0003

Fonte: O AUTOR, 2014

Para identificar as estruturas obtidas nas amostras produzidas pelo simulador termomecânico durante a decomposição austenítica, foi feito o monitoramento do resfriamento induzido pelo substrato com termopares ligados ao equipamento DataTaker®, e utilizando um diagrama de transformação por resfriamento contínuo (TRC) proposto por Zhao et al (2003), e adaptado as condições obtidas no resfriamento realizado pelo simulador termomecânico, conforme Fig. 5.4.

**Figura 5.4 - Diagrama TRC do aço microligado baixo carbono, para os resfriamentos das amostras processadas no simulador termomecânico**



Fonte: O Autor, adaptado de ZHAO ET AL., 2003

A decomposição da austenita num tratamento isotérmico a 600°C demonstra que a partir de 50 s, já forma a ferrita acicular, iniciando a formação de ferrita poligonal a partir dos contornos de grãos da austenita primária

(CASTRO *et al*, 2012). A fase metaestável martensita pode ser formada quando ocorre taxas de resfriamento mais aceleradas e maiores teores de carbono no aço.

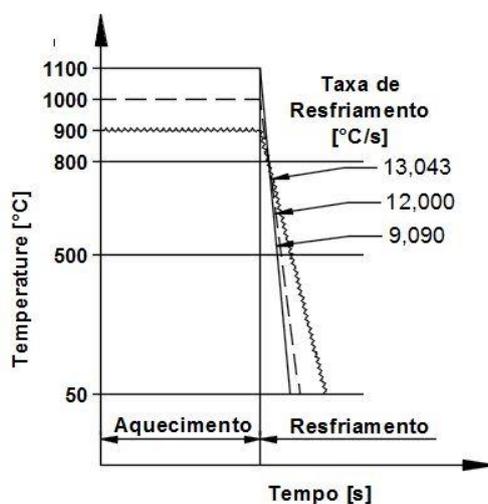
Para Pinto (2011), é possível evidenciar a presença do constituinte MA na região da ZTA. Estes microconstituintes encontram-se principalmente nas regiões de contorno de grão. Para taxas de resfriamento entre 10 e 50°C/s, onde se situa as amostras produzidas no simulador termomecânico, as microestruturas obtidas pelo mecanismo por cisalhamento e difusão, são a ferrita acicular e constituinte MA. Os valores de taxa de resfriamento de cada amostra submetida a resfriamento nas diferentes temperaturas estudadas estão indicadas na Tab. 5.3. A microestrutura do metal que antes do processo da soldagem era constituída por bandas alternadas de ferrita e perlita, sofre refinamento de grão e dissolução das colônias perlíticas (PINTO, 2011).

**Tabela 5.3 - Taxas de resfriamento em cada amostra analisada**

Temp. [°C]	T <sub>800</sub>	T <sub>500</sub>	t [s]	TR [°C/s]
1100	52	85	33	9,090
1000	78	103	25	12,000
900	89	112	23	13,043

Fonte: O AUTOR, 2014

**Figura 5.5 - Perfil do ciclo térmico usado na ZTA simulada**



Fonte: O AUTOR, 2014

O aquecimento em forno mufla foi atingido a cada temperatura especificada e a Fig. 5.5 mostra o ciclo térmico utilizado para simulação da ZTA, onde o material foi aquecido a temperaturas diferentes e em seguida resfriado no substrato do simulador até a temperatura de 50°C a uma velocidade variando de 9°C/s a 13°C/s para as temperaturas de pico de 900°C a 1100°C, considerando-se o intervalo  $\Delta T_{8/5}$ .

## 5.2 Amostra retirada da junta soldada

Para composição da solução final, juntamente com os resultados obtidos nas amostras produzidas pelo simulador termomecânico, foi realizado um cordão de solda real produzido pelo processo MAG no material estudado, onde o tipo de transferência foi do tipo curto-circuito. As microestruturas da ZTA do cordão de solda foram comparadas com as microestruturas do material resfriado no simulador e na ZTA desse corpo de prova foi realizada uma análise metalográfica para se determinar o tamanho médio de grãos em suas diversas regiões.

### 5.2.1 Carbono Equivalente

Pela fórmula de Ito-Bessyo foi calculado o parâmetro do carbono equivalente do aço em estudo, conforme Eq. 5.1, com o uso dos valores encontrados na Tab. 4.1.

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (5.1)$$

$$P_{cm} = 0,08 + \frac{0,28}{30} + \frac{1,80}{20} + \frac{0,01}{20} + \frac{0,02}{60} + \frac{0,15}{20} + \frac{0,20}{15} + \frac{0,021}{10} + 5,0,0023$$

$$P_{cm} = 0,08 + 0,01 + 0,09 + 0,0005 + 0,0003 + 0,0075 + 0,0021 + 0,0115$$

$$P_{cm} = 0,2019$$

Valores entre 0,18 a 0,20% são compatíveis com o valor 0,40% da fórmula do carbono equivalente. O  $P_{cm}$  até estes valores indica uma boa soldabilidade (MALCOLN, 2007).

No caso do valor encontrado de 0,20%, na Eq. 5.1, indica que o aço com essa composição, tem uma boa soldabilidade, não necessitando de pré-aquecimento quando da soldagem.

## 5.2.2 Estimativa da temperatura de pico e extensão da ZTA

Para as propriedades físicas do aço API 5L X80 (ANTONINO *et al.*, 2014), tem-se a Tab. 5.4, que indica os valores utilizados para o cálculo de temperatura de pico e a largura da ZTA.

**Tabela 5.4 - Propriedades termofísicas do Aço API 5L X80**

<i>Propriedades</i>	<i>Simbologia</i>	<i>Valor</i>	<i>Unidade</i>
<i>Condutividade Térmica</i>	<i>k</i>	0,014735	W/mm.°C
<i>Tensão</i>	<i>V</i>	19,2	V
<i>Corrente</i>	<i>I</i>	169	A
<i>Velocidade da tocha</i>	<i>v</i>	1,5	mm/s
<i>Temperatura Inicial</i>	<i>T<sub>0</sub></i>	27	°C
<i>Temperatura de Fusão</i>	<i>T<sub>m</sub></i>	1515	°C
<i>Densidade</i>	<i>ρ</i>	0,00786	g/mm <sup>3</sup>
<i>Calor específico</i>	<i>C<sub>p</sub></i>	0,610687023	J/g.°C
<i>Densidade*C.Específico</i>	<i>ρC<sub>p</sub></i>	0,0048	J/mm <sup>3</sup> .°C
<i>Espessura da chapa</i>	<i>h</i>	7,5	mm
<i>Eficiência na soldagem</i>	<i>f<sub>1</sub></i>	80	%
<i>Energia Líquida</i>	<i>H<sub>L</sub></i>	1297,92	J/mm

Fonte: ANTONINO *et al.*, 2014

Para calcular a extensão da ZTA ou a temperatura máxima, a equação de Fourier, Eq. 5.2, modificada para aplicação em juntas soldadas, (MARQUES, MODENESI, 2014 apud ADAMS, 1958) é a que melhor aproxima. A previsão ou interpretação das transformações metalúrgicas em um ponto de metal sólido perto da solda requer algum conhecimento da temperatura máxima atingida em um ponto específico. No caso de aços ao carbono e baixa liga o contorno da ZTA corresponde a  $T_P = 723^\circ\text{C}$ .

Esta temperatura pode ser definida pela Eq. 5.2, válida para chapa fina calculado sua espessura relativa:

$$\frac{1}{T_P - T_0} = \frac{4,13\rho C_p t d}{H_L} + \frac{1}{T_M - T_0} \quad (5.2)$$

Onde:  $T_P$  = Temperatura de pico ( $^\circ\text{C}$ ) a uma distancia  $d$  (mm) a partir da linha de fusão;  $T_0$  = Temperatura inicial da chapa ( $^\circ\text{C}$ );  $T_M$  = Temperatura de fusão ( $^\circ\text{C}$ ) – especificamente a temperatura liquidus de metal de base;  $H_L$  = Energia líquida adicionada (J/mm);  $t$  – Espessura da chapa (mm);  $d$  – Distância da linha de fusão ao ponto medido (mm).

Para o cálculo da energia líquida tem-se a equação 5.3.

$$H_L = \frac{fVI}{v} \quad (5.3)$$

Onde:  $f$  = Eficiência na transferência de calor;  $V$  = Tensão de soldagem (V);  $I$  = Corrente de soldagem (A);  $v$  = Velocidade de soldagem (mm/s).

Assumindo o valor de  $T_P = 723^\circ\text{C}$ , utilizando a Eq. 5.2, complementada pela Eq. 5.3 e considerando os valores de propriedades descritos em Tab. 5.4 tem-se:

$$\frac{1}{T_p - T_0} = \frac{4,13 \cdot \rho \cdot C_p \cdot t \cdot d}{H_L} + \frac{1}{T_M - T_0} \quad (5.4)$$

$$\frac{1}{723 - 27} = \frac{4,13 \cdot 0,0048 \cdot 7,5 \cdot d}{1297,92} + \frac{1}{1515 - 27}$$

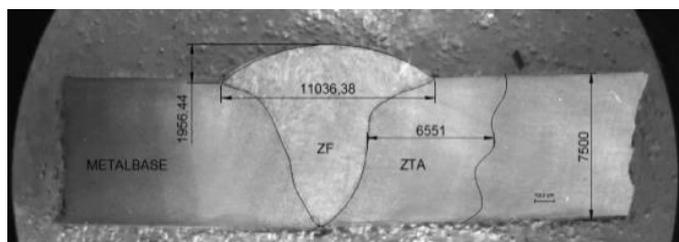
$$\text{Para } \Rightarrow T_p = 723^\circ\text{C} \therefore d = 6,675\text{mm}$$

Calculada a dimensão da ZTA com uma extensão de 6,675 mm, será esta dividida em cinco regiões para caracterização microestrutural de acordo com o tamanho de grão transformado com o pico de temperatura.

### 5.2.3 Caracterização microestrutural da Junta soldada

A macroestrutura da ZTA da junta soldada foi dimensionada como uma região de aproximadamente 6,675 mm conforme indicado na Fig. 5.6. Pela análise macrográfica, nas condições estabelecidas dos parâmetros de soldagem, observa-se que, para a velocidade de soldagem utilizada de 1,5 mm/s, ocorrendo uma boa penetração da solda.

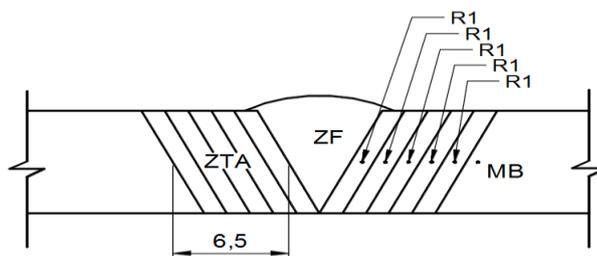
**Figura 5.6 – Macrografia da ZTA retirado da junta soldada**



Fonte: O AUTOR, 2014

Foi analisada cada uma das cinco sub-regiões da ZTA, de acordo com a fig. 5.7.

**Figura 5.7 - Desenho Esquemático da divisão da ZTA**



Fonte: O AUTOR, 2014

O valor do tamanho médio de grão em cada uma das regiões indicadas na Fig. 5.7, está apresentado na Tab. 5.5.

**Tabela 5.5 - Tamanhos médios de grãos nas sub-regiões da ZTA do corpo de prova retirado da junta soldada**

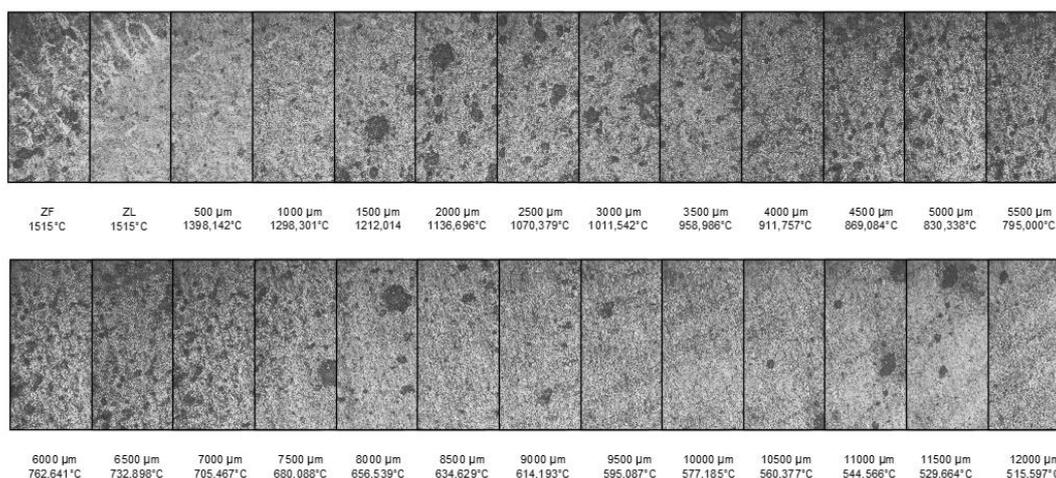
<i>CP</i>	<i>REGIÃO</i>	<i>TG [μm]</i>	<i>TG [mm]</i>
<b><i>Junta Soldada</i></b>	R1	29,52 ± 2,12	0,029 ± 0,0021
	R2	20,41 ± 3,29	0,020 ± 0,0032
	R3	15,65 ± 1,03	0,015 ± 0,0010
	R4	13,39 ± 1,03	0,013 ± 0,0013
	R5	6,44 ± 1,13	0,006 ± 0,0011
	CR	4,60 ± 0,35	0,005 ± 0,0003

Fonte: O AUTOR, 2014

O tamanho do grão em uma estrutura modificada está diretamente relacionado ao tempo em que cada ponto foi submetido a uma temperatura. Este tempo está relacionado com a velocidade de soldagem, que é uma variável controlada (LOPES, 2005), e com a velocidade de resfriamento que por sua vez depende da geometria da junta.

Para melhor observar a estrutura da ZTA da junta soldada, foram realizadas micrografias a partir da zona de ligação em direção ao metal base fazendo uma varredura em toda a ZTA (Fig. 5.8), para posterior comparação com a estrutura produzida no simulador termomecânico.

**Figura 5.8 - Mapeamento da ZTA da junta soldada**



Fonte: O AUTOR, 2014

Posteriormente, baseado no tamanho médio de grão, foram estimados os valores de resistência nas regiões analisadas. Estes valores foram comparados aos valores obtidos a partir dos corpos de provas produzidos no simulador termomecânico, conforme descritos anteriormente.

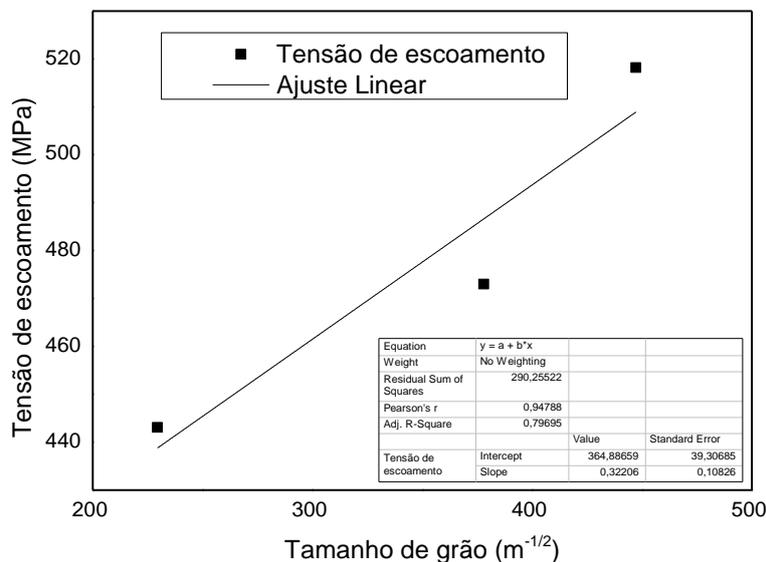
#### 5.2.4 Modelo numérico

Em geral, as propriedades mecânicas de materiais metálicos têm mostrado uma correlação com as dimensões microestruturais, mais especificamente com o tamanho de grão médio. Com base no trabalho de Hall e Petch, foi encontrada relação entre o tamanho de grão e as propriedades mecânicas do aço (LEHTO *et al.*, 2014). Entretanto, esta relação não é seguida em materiais que possuem grãos muito grosseiros misturados com grãos de pequeno tamanho (CALLISTER, 2002). A mesma relação de Hall-Petch pode ser adaptada para outros parâmetros físicos do material que dependam diretamente do tamanho de grão na quantificação da magnitude de suas intensidades.

A relação para o gráfico, tensão de escoamento vs. tamanho de grão, Fig. 5.9, tem-se a função relacionada aos corpos de provas produzidos em simulador termomecânico, onde foram determinados os valores de tensão de atrito e

coeficiente característico do material que são as constantes necessárias para utilizar na equação de Hall-Petch.

**Figura 5.9 - Gráfico Tensão de escoamento X Diâmetro médio do grão da amostra simulada**



Fonte: O AUTOR, 2015

Para elaboração do modelo, a partir da função obtida (Eq. 5.5), foram utilizados os valores de tensão das regiões e do tamanho de grão do corpo de prova produzido no simulador termomecânico com uma correlação,  $R^2$  de 0,94788.

$$\sigma_y = 364,88 + 0,3220 D \quad (5.5)$$

Os valores obtidos para a tensão de atrito foi de  $\sigma_0 = 364,88$  MPa com um desvio padrão calculado de  $\pm 39,306$  e para a constante particular do material foi  $k = 0,32206$  com um desvio padrão de  $\pm 0,108$ .

Os valores para as tensões de escoamento dos pontos especificados nas cinco regiões da ZTA da junta soldada são apresentados na Tab. 5.6, usando o modelo numérico obtido (Eq. 5.5). A Tabela mostra valores de tensão de escoamento, da estrutura simulada juntamente com os valores das cinco regiões da junta soldada ordenados por tamanho de grão.

**Tabela 5.6 - Valores de tensão calculados das cinco regiões da junta soldada relacionado aos valores experimentais obtidos com os ensaios dos corpos de prova produzido em simulador termomecânico**

CP	Região	d [mm]	Temp [°C]	TG (mm)	Resistencia (MPa)	
					Hall-Petch	ST
JS	R1	0,65	1367	0,029	424,6739	
JS	R2	1,95	1144	0,020	436,8814	
ST	1100	2,27	1100	0,019	438,7519	443,10
JS	R3	2,54	1065	0,015	448,0200	
JS	R4	2,81	1033	0,013	450,9381	
ST	1000	3,10	1000	0,007	486,5846	473,00
JS	R5	3,61	948	0,006	496,3359	
ST	900	4,13	900	0,006	496,3359	518,20
MB	CR	7,15	698	0,005	525,8800	

**Fonte: O AUTOR, 2015**

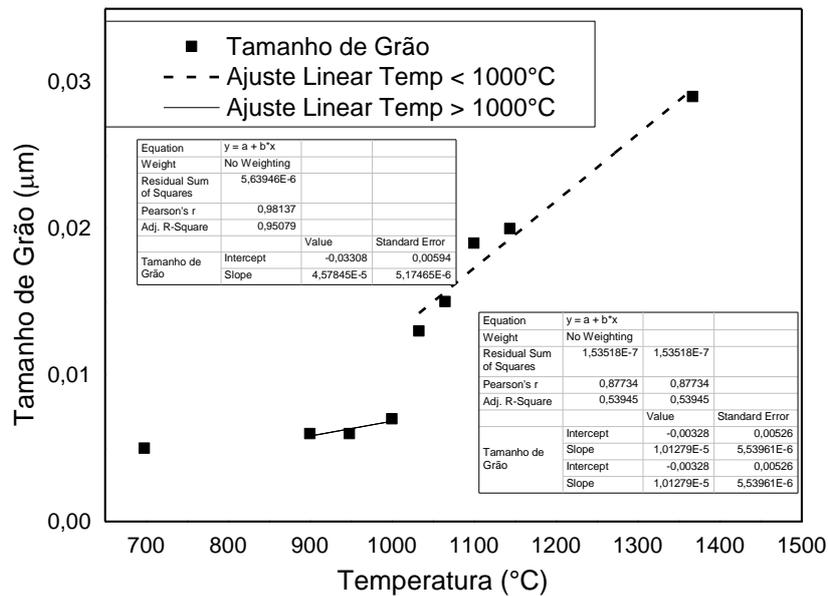
Onde: JS → Junta soldada; MB → Metal de base; ST → Simulador termomecânico; d → Distancia da linha de fusão ao ponto de temperatura.

As tensões calculadas, de sub-regiões da junta soldada com o modelo numérico, mostram que os valores são bastante coerentes quando comparados com os valores obtidos experimentalmente com os corpos de provas produzidos no simulador termomecânico.

A diferença entre as taxas de resfriamento produzidas nos corpos de provas resfriados no simulador termomecânico não foram significativas para microestrutura conforme previsto pelo diagrama apresentado na Fig. 5.5. Os resultados encontrados mostraram que a temperatura é mais relevante para microestrutura, como mostrado na Fig. 5.10, quanto maior o valor de T, maior o valor do tamanho de grão. Nesta plotagem os resultados revelaram duas cinéticas de crescimento que podem ser justificadas pelo incremento de difusão nas temperaturas mais elevadas.

Embora os valores obtidos pela equação de Hall-Petch apresentem valores de tensão um pouco diferentes dos valores calculados pelo modelo, pode-se validar esta metodologia teórico-experimental, levando-se em consideração o desvio padrão estimado de  $\pm 39,306$  MPa.

Figura 5.10 - Crescimento de Grão dependente da temperatura de pico

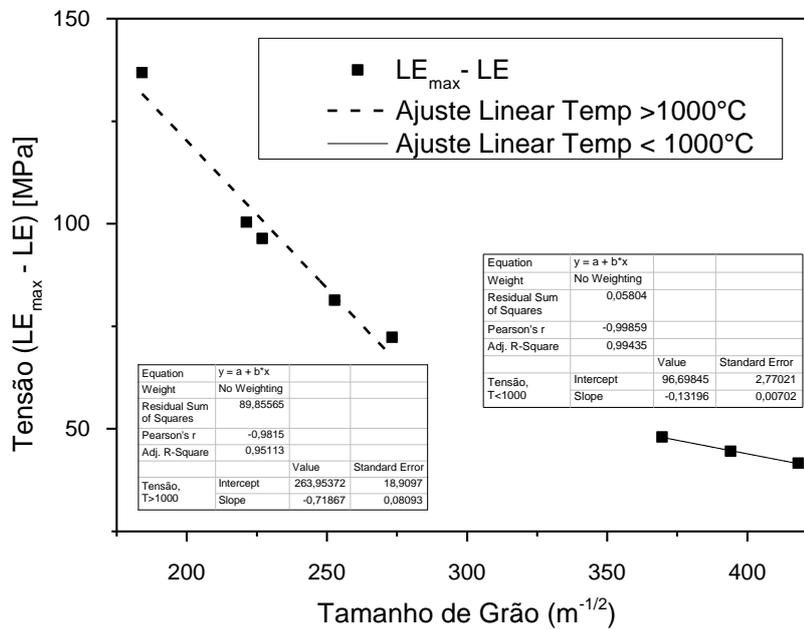


Fonte: O AUTOR, 2015

Para fazer uma correlação com os valores encontrados pelo modelo numérico mostrado na Tab. 5.6 são apresentados na Fig. 5.11 dois modelos que melhor representa esses resultados, visto que, apresentam duas cinéticas distintas.

Com a elaboração do gráfico de *Tensão de escoamento x Tamanho de Grão*, a Fig. 5.11 mostra que para a equação proposta por Hall-Petch, para o aço em estudo, tem duas cinéticas de crescimento de grãos. A mudança se dá aproximadamente a 1000°C, com a mudança das constantes da equação de Hall-Petch.

Figura 5.11 - Tensão de escoamento vs. Tamanho de Grão em dupla cinética para este material



Fonte: O AUTOR, 2015

De acordo com a dupla cinética observada, para o cálculo de resistência em pontos da ZTA que receberam temperatura de pico até 1000°C, é utilizada a equação Eq. 5.6 e para valores de temperatura acima desta é usada a Eq. 5.7, cada uma com suas respectivas constantes de  $\sigma_0$  e  $k$  para Hall-Petch.

$$LE = 96,70 - 0,132 D \quad T < 1000^\circ\text{C} \quad (5.6)$$

$$LE = 263,95 - 0,7186 D \quad T > 1000^\circ\text{C} \quad (5.7)$$

A partir dos resultados apresentados, a equação original (5.5) pode ser modificada para as equações (5.6) e (5.7) para evidenciar a dupla cinética. As equações mostram que o valor da inclinação passou de 0,132 para 0,7186 e o valor do intercepto “em y” passou de 96,70 para 263,95, quando a temperatura tornou-se maior que 1000°C, com isso dando maior precisão nos resultados obtidos.

## 6 CONCLUSÕES

Alguns resultados importantes podem ser resumidos:

- No diagrama tamanho de grão vs. temperatura mostrou que, em cerca de 1000°C (1273 K), há uma mudança no mecanismo de crescimento de grãos.
- A tensão de escoamento e a tensão máxima diminuem com o aumento da temperatura de pico.
- Os resultados dos testes de tração nos materiais simulados mostraram que a tensão de escoamento diminui de 518 MPa para 442 MPa e tensão máxima, diminui de 677 MPa para 544 MPa com o aumento da temperatura de pico de 900°C (1173 K) para 1100°C (1373 K).
- Controlando-se as condições termodinâmicas no simulador é possível obter-se materiais com microestrutura semelhantes a pontos discretos da ZTA do aço em estudo.
- Os valores de resistência obtidos mostrou que é possível correlacionar a resistência de pontos discretos da ZTA com as resistências das pseudo ZTAs quando as condições termodinâmicas do simulador e do ponto da junta soldada são a mesma.
- A partir da relação de tensão de escoamento e tamanho de grão, é possível prever o comportamento mecânico de diferentes pontos de sub-regiões da ZTA formando um banco de dados servindo de base para a modelagem de projetos baseados em elementos finitos.

## TRABALHOS FUTUROS

- Estudo do material simulado correlacionando com uma soldagem multipasses.
- Estudo do material simulado utilizando uma comparação com outros processos de soldagem, ex. SAW, FSW.
- Estudo do material simulado com outros tipos de materiais metálicos.

## REFERÊNCIAS

- ABRAMS, H, Practical Applications of Quantitative Metallography, Am. Soc. Test Mater. Spec. Tech. Publ. 504(1972), 138-182. 1972.
- ADAMS Jr, C. M. Cooling Rates and Peak Temperatures in Fusion Welding. Welding Journal, May, 1958. 210s-215s.
- ALDAZABAL, J. ; SEVILLANO, J. G., Hall–Petch behaviour induced by plastic strain gradients; Materials Science and Engineering A365 (2004) 186–190.
- ANTONINO, T. S.; GUIMARÃES, P. B.; ALÉCIO, R. A.; YADAVA, Y. P.; Ferreira, A. R. S. Measurements of the Thermophysical Properties of the API 5L X80. Materials Sciences and Applications, 5, 617-627. 2014.
- API SPECIFICATION for Line Pipe, API Specification 5L. American Petroleum Institute. 43<sup>o</sup> Ed. Washington. 154. 2000.
- API STANDARD 1104, Welding of Pipelines and Related Facilities. American Petroleum Institute. 20<sup>o</sup> ed. Washington. 2005.
- AQUINO FILHO, A.; YADAVA, Y. P.; FERREIRA, R. A. S. Influencia da geometria de juntas de solda undermatched e evenmatched em processo FCAW na soldagem por curto circuito do aço API 5L X80. In: CONFERENCIA SOBRE TECNOLOGIA DE EQUIPAMENTOS, Porto de Galinhas, Pernambuco, Brasil. 2011.
- ASTM E8 / E8M - 15a. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.
- ASTM E112-96. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, 2004.
- ASTM E3-10. Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens, 2007.
- AZEVEDO G., BARBOSA R., PERELOMA E.V., SANTOS D.B. Development of an Ultrafine Grained Ferrite in a Low C-Mn and Nb-Ti Microalloyed Steels After Warm Torsion and Intercritical Annealing. - Material Science and Engineering A 402, 2005.
- BAI, Y. Pipelines and Risers. Elsevier. 353 - 380. 2001.
- BAI, Y.; BAI, Q. Subsea Pipelines and Risers. Elsevier. P 565-583. 2005.

- BATA, V.; PERELOMA, E. V. An alternative physical explanation of the Hall–Petch relation. *Acta Materialia* 52 (2004) 657–665.
- BHADESHIA, H. K. D. H., About Calculating the Characteristics of the Martensite-Austenite Constituent. A CBMM International Seminar. Rio de Janeiro: Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração. 2011.
- BOTT, I. S.; SOUZA, L. F. G.; TEIXEIRA, J. C. G.; RIOS, P. R. High-Strength Steel Development for Pipelines: A Brazilian Perspective. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol 36A, 443 - 454. 2005.
- BOTT, I. S.; KOJIMA, S. S.; SAMPAIO, M. A., The Development of API 5L X80 Steel For Pipeline Productions by the TMCR Process. *T&B Petroleum*, Rio de Janeiro, Nº 15, 68 – 70. 2003.
- BRANDI, S. D., Metalurgia da soldagem: soldabilidade de alguns materiais. In: Zieldas, S; Tatini, I; org. *Soldagem*. São Paulo : SENAI, 115-123. 1997.
- CALLISTER JR., W. D. “Ciência e Engenharia dos Materiais, Uma Introdução”, LTC, Rio de Janeiro, Brasil, 5ª Ed. 2002.
- CAMPBELL, R. D.; WALSH, D. W., Weldability Testing. *Welding Brazing and Soldering*. *Metals Handbook*, Vol 6, 10 Ed. American Society of Metals, 1484 - 1514. 1998.
- CASTRO, R. C.; FERREIRA, R. A. S.; PEDROSA, I. R. V.; YADAVA, Y. P., Effects of thermomechanical treatment on the occurrence of Coincident Site Lattice boundaries in High Strength Low Alloy Steel, *Open Journal of Metal*, Scientific Research Publishing. 2012.
- DIETER, G. E. *Mechanical Metallurgy - SI Metric Edition*. 3ª. ed., McGraw-Hill Book Company, 1988.
- DONGXU, D.; RUIDONG, F.; YIJUN, L.; LEI, J.; JI, W.; YIBIN, R.; KE, Y. Modification of the Hall–Petch equation for friction-stir-processing microstructures of high-nitrogen steel. Original Research Article. *Materials Science and Engineering: A*, Volume 640, 2015.
- DU, D.; FU, R.; Li, Y.; JING, L.; WANG J.; REN, Y.; YANG, K. Modification of the Hall–Petch equation for friction-stir-processing microstructure sofhigh-nitrogen steel, *Materials Science & Engineering A*. PR China, 2015.
- EGHBALI B.; ABDOLLAH-ZADEH A., The Influence of Thermomechanical Parameters in Ferrite Grain Refinement in a Low Carbon Nb-microalloyed Steel. - *Scripta Materialia* 53, Tehran, Iran, 2005.

ER70S-6 CARBON STEEL WELDING WIRE. SPECIFICATION COMPLIANCE: AISI/AWS A5.18 & ASME SFA 5.18 ER 70S-6.

ESAB, Apostila de Soldagem MIG/MAG 14, 2005. Acesso em 20/02/2015. [http://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/1901104rev0\\_apostilasoIdagemmigmag\\_low.pdf](http://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/1901104rev0_apostilasoIdagemmigmag_low.pdf)

GARCIA C. I., DEARDO A. J. Formation of Austenite in 1.5 Pct Mn Steels. - Metallurgical Transactions A, v. 12 A, 512-530, March, 1981.

GIMENES JR. LUIZ; JOSÉ PINTO RAMALHO – Conceitos De Soldagem Mig/Mag. Disponível em Site Infosolda. [www.infosolda.Com.br/download/61dpe.Pdf](http://www.infosolda.Com.br/download/61dpe.Pdf) - 2005, Acesso em mai/2013.

GORNI, A. A.; SILVEIRA, J. H. D., Accelerated Cooling of steel Plates: The Time Has Come. Journal of ASTM International, Vol. 5, No 8. 7. 2008.

GUIMARÃES, V.A., Influência da Taxa de Resfriamento nas Propriedades Mecânicas e no Micromecanismo de Fratura de um Aço Microligado com Nióbio e Titânio. 1997, Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 157.

HALL E. O., Proceedings of the Physical Society of London, 643, 747. 1951.

HANSEN, N., Hall–Petch relation and boundary strengthening. Scripta Materialia 51 (2004) 801–806, 2004.

HILLENBRAND, H. G.; LIESSEM, A.; BIERMANN, K.; HECKMANN, C. J.; SCHWINN, V., Development of grade X120 pipe material for high pressure gas transportaiton lines. In: INTERNAITONAL CONFERENCE ON PIPELINE TECHNOLOGY 4, 2004, Ostend, Belgium.

HILLENBRAND, H. G.; NIEDERHOFF, K. A.; HAUCK, G.; PERTENEDER, E.; WELLNITZ, G., Procedures, Considerations for Welding X80 Line Pipe Established. Oil & Gas Journal, Vol 37, 47 - 56, 1997.

HILLIER, F. & LIEBERMANN, Introduction to operations research. Mc Graw Hill. 1988.

HIPPERT Jr. E., Investigação experimental do comportamento dúctil de açosAPI X70 e aplicação de curvas de resistência J- a para previsão de colapso em dutos. Tese Doutorado. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo. 2004.

- HURLEY P.J., Production of Ultra-fine Ferrite During Thermomechanical Processing of Steels. - PhD Thesis, Monash University, Melbourne, Australia, 1999.
- IGI, S.; SAKIMOTO, T.; ENDO, S., Effect of Internal Pressure on Tensile Strain Capacity of X80 Pipeline. *Procedia Engineering*. Elsevier. 1451-1456. 2011.
- IRVINE, K. J.; BURTON, D.; JONES, J. D.; ROTHWELL, A. B., ISI Special Report, No. 104, 110. 1967.
- JENNEY, C.L., O'BRIEN, A. AWS Welding Handbook, Volume 1 - Welding Science and Technology, 9a. edição, American Welding Society, EUA, 573. 2001.
- KELLER, C.; HUG, E. 2007. Hall–Petch behaviour of Ni polycrystals with a few grains per thickness. *Science direct, Materials Letters* 62 (2008) 1718–1720
- KOÇAK, M., Structural Integrity of Welded Structures, Gedik Holding, Ankara Cad. No. 306 Seyhli - 34913 Pendik, Istanbul, Turkey, 2010.
- LANCASTER, J. F.; *Metallurgy of Welding*, 6th Ed., Willian Andrew, 1999.
- LAZZARI, V.; MACHADO, S.; SILVA, C.; NETO, O.; MOREIRA, J., Industrial data on the first API X80 line pipe produced in Latin American. *Microalloyed HSLA Steels, Proceedings of Microalloying '88, World Materials Congress - ASM*. Chicago, Illinois, USA. p. 87 - 94. 1988.
- LEE, S.; KIM, B. C.; LEE, D. Y., Fracture Mechanism in Coarse Grained HAZ Of HSLA Steel Welds. *Scripta Metallurgica*. Pergamon Press. Vol. 23, 995-1000, 1989.
- LEHTO, P.; REMES, H.; SAUKKONEN, T.; HÄNNINEN, H.; ROMANOFF, J., Influence of grain size distribution on the Hall–Petch relationship of welded structural steel. *Materials Science & Engineering A*, Finland, 2014
- LOPES, A. C., Avaliação da soldabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos extra baixo intersticiais EBI/P444. *Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Paraná, Paraná*. 2005.
- MALCOLN, J. G., A Guide for Understanding & Specifying Chemical Composition of High Strength Linepipe Steels. *Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração*. 37 (Relatório Técnico). 2007.
- MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J. Some handy equations for welding. *Soldagem Insp*. São Paulo, Vol. 19, Nº. 01, 091-102, 2014

MARTINS, F. A.; PONCIANO, J. A.; BOTT, I. S., SAW Welded Joints Of Two API Steels Subject to SCC Laboratory Testing. Materials Science Forum. Vol. 539-543. 4440-4445. 2007.

METALS HANDBOOK, HIGH- Strength Structural and High-Strength Low-Alloy Steels: HSLA Steels. Properties and Selection: Iron Steels and High Performance Alloys. Metals Handbook, Vol 6. American Society of Metals. 10<sup>o</sup> Ed., 1997.

MEYER, D. W., Flux Cored Arc Welding. Welding Brazing and Soldering. Metals Handbook, Vol 6, 10 Ed. American Society of Metals, 1998. 581 - 590. 1998.

MODENESI P. J. - Introdução à Física do Arco Elétrico e Sua Aplicação Na Soldagem de Metais. Belo Horizonte – MG, 2004. Disponível em <http://www.iem.unifei.edu.br/professores/edmilson/Arco.pdf>. Acesso em 25/02/2015.

MODENESI, P. J., Soldabilidade dos Aços Transformáveis. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, UFMG, Belo Horizonte, MG. 2012. <http://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/metferritic1.pdf>, acesso em 25/02/2015.

MORRISON, W. B.: J. Iron Steel Inst., No. 201, 1963.

NAGAI K., Ultrafine-grained Ferrite Steel with Dispersed Cementite Particles. Journal of Materials Processing Technology 117, 2001.

OUCHI C., ISIJ International Vol. 41, No. 6. 2001.

PEDROSA, I. R. V., Estudo das Transformações de Fase no aço API 5L X80 visando o aumento da tenacidade à fratura. Tese submetida ao Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica/UFPE, orientado por Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira, 2012.

PEREGRINA, B., TEROL, I. R., RANGEL, J. J., HERRERA A. M., MORALES L. A., MANRÍQUEZ, F. Automatic grain size determination in microstructures using image processing. Mexico. 2012.

PETCH, N. J., Journal of Iron and Steel Institute, 174, 25. 1953.

PICKERING, F.B.; Chapter 2 Structure property relationships in steels, 50 94. In: CAHN, R.W.; HAASEN, P.; KRAMER, E.J. Materials Science and Technology Vol.7 Constitution and Properties of Steels, Wiley VCH, Weinheim Germany, 2005.

PINTO, F. C., Caracterização Mecânica e Microestrutural do Aço API 5L X65 Soldado por feixe de eletrons. Dissertação mestrado – Escola de engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo. 2011.

RATNAPULI, R. C., Considerações Metalúrgicas de Fabricação dos Aços para Tubos API 5L. 62º Congresso Anual da ABM, 2007, Vitória - ES. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. 2007.

REED-HILL, R. E.; ABBASCHIAN, R.; ABBASCHIAN, L. Physical Metallurgy Principles. 4ª. ed., CENGAGE Learning, 2009.

ROCHA, D. B., Estudo da Soldabilidade do tubo API 5L X80 utilizando os Processos de Soldagem: MAG com Transferência Controlada e Eletrodo Tubular, 2010, 218 Dissertação (Mestrado) - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. 2010.

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

SAADA, G. Hall–Petch revisited. Materials Science and Engineering A 400–401 (2005) 146–149

SANTOS NETO, N. F., Caracterização de Soldas em Aços API 5L Com Diferentes Arames Tubulares e Temperaturas de Pré-Aquecimento, 2003. 110 p. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas. 2003.

SEABRA A. L., Estudo Microestrutural da Zona Afetada Pelo Calor (ZAC) de um Aço ARBL Temperado e Revenido. Dissertação (Mestrado em Ciências dos Materiais – Materiais) - PUC-RJ, Rio de Janeiro, Brasil. 1990.

SICILIANO, F., Materiais para Gasodutos: Aços de Alta Resistência para Dutos de Transporte de Gás e Petróleo - Tendências Atuais. Metalurgia & Materiais. São Paulo: Vol. 64, Nº. 588, 208 – 211. 2008.

SICILIANO, F., Recent Trends In High Strength Linepipe Steels. São Paulo: Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração. 2007.

SIQUEIRA, K.E.; MACIEL, T.M.; SANTOS, M.A.; ALBUQUERQUE, M.C.S.; ALMEIDA, D.M. Efeito dos parâmetros de soldagem sobre a microestrutura e

dureza de metais de solda de aços API 5L X60. In: XXX CONSOLDA, Congresso Nacional de Soldagem, Rio de Janeiro, RJ, 2004.

SILVA, H. R., Efeito do tamanho de grão ultrafino nas propriedades mecânicas do aço Nb-Ti laminado a morno seguido de recozimento intercrítico e subcrítico. Dissertação de Mestrado, UFMG, 2007.

SILVA Jr, L. A.; YADAVA, Y. P.; FERREIRA, R. A. S., Simulação das transformações de fase em pontos da ZTA de juntas soldadas do aço API 5L X70. In: VI CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA, Campina Grande, Paraíba, Brasil. 2010.

SILVA, M. 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, 2004, 117 Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo. 2004.

SOUSA, Kléber Eduardo Siqueira ; MACIEL, Theophilo Moura ; Albuquerque, M. C. S. ; ALMEIDA, Daisy Martins de . Efeito da Composição Química e dos Parâmetros de Soldagem sobre a Microestrutura e Dureza de Metais de Solda de Aços API 5L X60. In: XXX CONSOLDA - Congresso Nacional de Soldagem, Rio de Janeiro, 2004.

SOEIRO JUNIOR, J. C., ROCHA, D. B., BRANDI, S. D., Uma breve revisão histórica do desenvolvimento da soldagem dos aços API para tubulações. Soldag. insp. vol.18, n.2, 176-195. ISSN 0104-9224. Disponível em <http://dx.doi.org/10.1590/S0104-92242013000200011>, Acesso em mai/2013.

STEWART, G. R., ELWAZRI, A. M., VARANO, R., POKUTYLOWICZ, N., YUE, S., JONAS, J. J., Shear Punch Testing of Welded Pipeline Steel, Materials Science and Engineering A, Vol. 429, 115-121. 2006.

TAISS, J. M., O Mercado de Aços de Elevado Valor Agregado, Tendências Tecnológicas e a Estratégia da Usiminas No Atendimento Às Demandas: Workshop - Inovações para Desenvolvimento de Aços de Alto Valor Agregado - Tubos de Alta Resistência para Aplicações Estruturais e Transmissão de Flúidos. 62º Congresso Anual da ABM, 2007, Vitória - ES: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. 2007.

TRINDADE, V. B., BORIN, R., HANJARI, B. Z., YANG, S., KRUPP, U., CHRIST, J. High-temperature oxidation of pure Fe and the ferriticsteel 2.25Cr1Mo. Materials Research, v. 8, n. 4. 2005.

UEJI R., TSUJI N., MINAMINO Y., KOIZUMMI Y. Effect Of Rolling Reduction on Ultrafine Grained Structure and Mechanical Properties of Low-carbon Steel Thermomechanically Processed from Martensite Starting Structure. - Science and Technology of Advanced Materials 5, Osaka, Japan, 2003, 153-162.

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

WAHAB, M. A., SABAPATHY, P. N., PAINTER, M. J., The onset of Pipewall Failure During "in-Service" welding of Gas Pipelines. Journal of Materials Processing Technology 168, pp 414-422, 2005.

WAVEFORM, Control Technology®: Surface Tension Transfer® - Open Root. Cleveland: The Lincoln Electric Company, 2006. (Relatório Técnico, NX3.10. 2003.

WAVEFORM, Control Technology®: Surface Tension Transfer®. Cleveland: The Lincoln Electric Company, 2006. (Relatório Técnico, NX2.20. 2006.

WELDING HANDBOOK, AWS - American Welding Society, 8 th edition, 1997.

WOOD W. E., Heat-Affected Zone Studies of Thermally Cut Structural Steels. Publication No. FHWA-RD-93-015, 1994.

ZHAO, M.; YANG. K.; XIAO, F.; SHAN, Y., Continuous cooling transformation of undeformed and deformed low carbon pipeline steels. Materials Science and Engineering A, 2003.

ZEEMANN A., Energia de Soldagem, Infosolda, o Site brasileiro de soldagem, 2003. Em <http://www.baruke.com.br/img/catalogo/1340244242.pdf>, acesso em 20/05/2015.

ZHU, Y. Z.; WANG, S. Z.; Li, B. L.; YIN, Z. M.; WAN, Q.; LIU, P. Grain growth and microstructure evolution based mechanical property predicted by a modified Hall-Petch equation in hot worked Ni76Cr19AlTiCo alloy. Materials and Design. 2014

ZOU Z., Wang Y., Ren D., Structural change in heat affected zone and its influence on properties of welded white cast iron, Shandong Polytechnic University, Jinan, 1990.

## PRODUÇÕES BIBLIOGRÁFICAS

Antonino, T. S.; Guimarães, P. B.; Alécio, R. A.; Yadava, Y. P.; Ferreira, R. A. S. **Measurements of the Thermophysical Properties of the API 5L X80. Materials Sciences and Applications** (Print), v. 05, p. 617-627, 2014.

Alécio, R. A.; Gama, J. L. L.; Antonino, T. S.; Sousa, J. M.; Rocha, E. J. F.; Guimaraes, P. B.; Barbosa, J. M. A.; Yadava, Y. P.; Ferreira, R. A. S. **Previsão das Propriedades Mecânicas em Sub-regiões da ZTA do Aço API 5L X80.** 2015. Materials Reseach, 2015. Publicação em andamento.

Alécio, R. A.; Gama, J. L. L.; Antonino, T. S.; Guimarães, P. B.; Silva, R. J. F.; Barbosa, J. M.; Yadava, Y. P.; Ferreira, R. A. S. **Uso do Simulador Termomecânico para Previsão das Propriedades Mecânicas em pontos da ZTA de uma Junta Soldada.** In: VIII Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, 2014, Uberlandia-MG. VIII Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, 2014.

Alécio, R. A.; Bouchonneau, N. S.; Gama, J. L. L.; Antonino, T. S.; Rocha, E. F. J.; Sousa, J. M.; Guimarães, P. B.; Barbosa, J. M.; Yadava, Y. P.; Ferreira, R. A. S. **Prediction of the Mechanical Properties in Welded Joints Using Comsol Multiphysics.** In: COMSOL Conference, 2014, Curitiba - PR. COMSOL Conference, 2014.

Alécio, R. A.; Antonino, T. S.; Gama, J. L. L.; Guimarães, P. B.; Barbosa, J. M.; Yadava, Y. P.; Ferreira, R. A. S. **Study of the Thermodynamic Conditions of Sub-regions of HAZ, in Standardized Specimen for the Testing of the Strength.** In: 22 International Congress of Mechanical Engineering, 2013, Ribeirão Preto. 22 International Congress of Mechanical Engineering, 2013. p. 6030-6036.

Alécio, R. A.; Gama, J. L. L.; Antonino, T. S.; Sousa, J. M.; Guimarães, P. B.; Bouchonneau, N. S.; Barbosa, J. M.; Yadava, Y. P.; Ferreira, R. A. S. **Uso da**

**Equação de Hall - Petch para prever as Propriedades Mecânicas de pontos da zona termicamente afetada pela soldagem do Aço API 5L X80 , através de amostras produzidas no simulador termomecânico.** In: Congresso Nacional de Matemática Aplicada a Indústria, 2014, Caldas Novas - GO. CNMAI\_2014, 2014.

Antonino, T. S.; Silva, R. J. F.; Guimarães, P. B.; Alécio, R. A.; Yadava, Y. P.; Ferreira, R. A. S. **Simulação Computacional da Influencia da Velocidade de Soldagem na Distribuição de Temperatura de uma junta de topo do Aço API 5L X80.** In: Congresso Iberoamericano de Engenharia Mecânica, 2013, La Plata. Simulação Computacional da Influencia da Velocidade de Soldagem na Distribuição de Temperatura de uma junta de topo do Aço API 5L X80, 2013.

Antonino, T. S.; Alécio, R. A.; Silva, R. J. F.; Guimarães, P. B.; Yadava, Y. P.; Ferreira, R. A. S. **Obtenção de Microestruturas Visando Aumento na Tenacidade a Fratura do Aço API 5L X70 Utilizado na Indústria do Petróleo e Gás Natural.** In: CONEM, 2012, São Luiz. VII CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA, 2012.

Antonino, T. S.; Alécio, R. A.; Silva, R. J. F.; Yadava, Y. P.; Ferreira, R. A. S. **Desempenho das Microestruturas Ferrita Acicular e Ferrita Granular nas Características de Tenacidade a Fratura do Aço API 5L X70.** In: CONEM, 2012, São Luiz. VII CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA, 2012.

Guimarães, P. B.; Silva, R. J. F.; Antonino, T. S.; Alécio, R. A.; Yadava, Y. P.; Ferreira, R. A. S. **Simulação dos campos de deslocamento numa junta de topo soldada pelo processo TIG em aço naval.** In: CEBECIMAT, 2012, Florianópolis. CEBECIMAT, 2012.