

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
ESCOLA DE ENGENHARIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,  
METALÚRGICA E DE MATERIAIS

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE JUNTAS SOLDADAS DE UM  
AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA MECÂNICA**

**Rodrigo Carlesso**

Porto Alegre  
2017

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE JUNTAS SOLDADAS DE UM  
AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA MECÂNICA**

Dissertação de mestrado apresentada ao  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas,  
Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio  
Grande do Sul, como parte dos requisitos para a obtenção  
do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia  
dos Materiais

ORIENTADOR: Prof. Dr. Telmo Strohaecker

Porto Alegre  
2017

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Reitor: Carlos Alexandre Neto

Vice-Reitor: Rui Vicenter Oppermann

ESCOLA DE ENGENHARIA

Diretora: Denise Carpena Dal Molin

Vice-Diretor: Carlos Eduardo Pereira

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

Coordenador: Carlos Pérez Bergmann

RODRIGO CARLESSO

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE JUNTAS SOLDADAS DE UM  
AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA MECÂNICA**

Esta dissertação foi julgada adequada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração Ciência e Tecnologia dos Materiais, e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora.

Orientador: \_\_\_\_\_

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker, UFRGS

Banca Examinadora:

\_\_\_\_\_  
Prof. Dr. Afonso Reguly, UFRGS

\_\_\_\_\_  
Prof. Dr. Fabiano Dornelles Ramos, IFRS

\_\_\_\_\_  
Prof. Dr. Toni Roger Schifelhain de Lima, UFRGS

Coordenador do PPGE3M

\_\_\_\_\_  
Prof. Dr. Carlos P. Bergmann

Porto Alegre, (maio de 2017)



**A mente que se abre a uma nova ideia jamais voltará ao seu tamanho original."  
(Albert Einstein)**

## AGRADECIMENTOS

À minha família, Amadeu Carlesso (*in memorian*) e Ana Tereza P. Carlesso, pelo exemplo de vida, por toda dedicação e suporte a mim prestados.

À minha esposa Cristiane, meu “porto seguro”, pela compreensão, atenção e incentivo durante o desenvolvimento da presente dissertação.

A todos que colaboraram direta ou indiretamente na elaboração deste trabalho, o meu reconhecimento.

A liderança da JOHN DEERE BRASIL, unidade de Horizontina/RS, pelo apoio e recursos prestados para o desenvolvimento deste trabalho.

Ao professor Telmo Strohaecker pelo estímulo, dedicação e confiança depositada durante o desenvolvimento do trabalho.

Aos colegas Daniel Pinheiro, Rodrigo Carlesso, Tiago Mezzomo e Gustavo Laste, verdadeiros companheiros e amigos nas longas viagens entre Porto Alegre e Horizontina.

Meu agradecimento pelo trabalho em equipe, suporte e motivação durante o curso das disciplinas e pelas valiosas contribuições no desenvolvimento desse trabalho.

Aos colegas de trabalho Valtair Alves, Mauri Beck, Renato Perinazzo, Diogo Gazola, Gerson Kuhn e Alexandre Heirich pelo apoio, suporte, compartilhamento de conhecimento e disponibilização de recursos para que esse trabalho se tornasse realidade.

À minha família: Pais, esposa e demais familiares que estão sempre presentes na minha vida, oferecendo-me apoio. Meu agradecimento e reconhecimento.

## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

A – Ampere  
a, b – Constantes da equação da reta  
ARBL - Aços de Alta Resistência e Baixa Liga  
AHSS – Advanced High Strength Steel  
Ar – Gás Argônio  
Ar3 - Temperatura de início da transformação da fase austenita para ferrita  
ASTM International  
AWS – American Welding Society  
Ceq - Carbono equivalente  
CO<sub>2</sub> - Gás Carbônico  
CP – Corpo de Prova  
DIN – Deutsches Institut für Normung  
DP – Dual Phase  
E – Energia de soldagem  
ER – Eletrodo Revestido  
ESAB – Fabricante de equipamentos e consumíveis de solda e corte  
FSV – Future Steel Vehicle  
G, W, T, R, L, A, C – dimensões do corpo de prova segundo ASTM E8  
GMAW – Gas Metal Arc Welding  
HSS - High Strength Steels  
HV – Dureza Vickers  
I – Corrente de soldagem  
ISO – International Organization for Standardization  
kg – Quilo  
kN –Quilo Newton  
Lamef – Laboratório de Metalurgia Física  
MAG – Metal Active Gas  
MB – Metal de Base  
MIG – Metal Inert Gas  
Mn – Manganês

MPa – Mega Pascal  
MS – Metal de Solda  
 $\eta$  - Rendimento do arco  
Nb – Nióbio  
NBR – Normas Brasileiras  
Q – Aporte térmico  
RCG - Região de crescimento de grãos  
RQPS - Registro de Qualificação de Procedimento de Soldagem  
RRG – Região de refino do grão  
S - Enxofre  
SSAB – Fabricante de aços sueca  
t – Tempo  
T - Temperatura  
T<sub>nr</sub> – Temperatura de não recristalização  
Ti - Titânio  
U – Tensão de soldagem  
UFRGS – Universidade Federal do Rio Grande do Sul  
UHSS - Ultra High Strength Steels  
ULSAB – Ultra Light Steel Auto Body  
v – Velocidade de soldagem  
V – Vanádio  
W – Largura do pescoço do corpo de prova da junta soldada  
ZF – Zona Fundida  
ZTA – Zona termicamente afetada

## RESUMO

A aplicação de aços de alta resistência está fortemente difundida na indústria mecânica, principalmente em aplicações onde a redução de peso é importante, como por exemplo, a indústria de implementos rodoviários e maquinários agrícolas. Esta dissertação visa analisar a influência de diferentes aportes térmicos no comportamento microestrutural e mecânico de juntas soldadas através do processo MAG de modo a obter juntas com propriedades otimizadas. Para este estudo foram utilizadas chapas metálicas com espessura de 3 mm do aço de alta resistência e baixa liga USI LNE700. Os parâmetros nominais de energia de soldagem foram variados de acordo com os valores descritos pelo fornecedor SSAB. O processo de soldagem foi realizado com o auxílio de um sistema robotizado para manter a homogeneidade ao longo da junta, distância e posicionamento correto no comprimento total da junta soldada. Os ensaios para verificação do comportamento microestrutural e mecânico foram realizados com auxílio de microscopia ótica, perfis de microdureza e ensaios de tração. Buscaram-se utilizar aportes térmicos reduzidos para minimizar os efeitos de revenimento da martensita presente no metal de base, um dos principais responsáveis pela redução das propriedades mecânicas da junta soldada. Os resultados não mostraram significativa variações na microestrutura e propriedades de tração do material, porém o preenchimento da junta soldada formada apresenta um comportamento diretamente proporcional à energia de soldagem.

**Palavras-chaves:** Soldagem MAG, microdureza, ensaio de tração, aços de alta resistência e baixa liga.

## ABSTRACT

The application of high strength steels is strongly diffused in the engineering industry, especially in applications where weight reduction is important, such as the industry of agricultural machines and trailers industry. This investigation aims to analyze the influence of different heat inputs on microstructural and mechanical behavior of joint welded by GMAW in order to obtain joints with optimized properties. Sheet metal with a thickness of 3 mm high strength low alloy steel LNE700 (supplier Usiminas) were used. The welding energy was varied around the nominal value informed by the steel supplier SSAB for this study. The welding process was made using robotic system to maintain homogeneity along the joint, right distance and position during the total weld joint length. The microstructural and mechanical behaviors were performed with the optical microscope, microhardness profile and traction test. We attempted to use lower heat inputs to minimize the effects of tempering of martensite present in the base metal, a major contributor to the reduction of the mechanical properties of the welded joint. The results did not show significant microstructural and tensile properties variation, however, when the welding energy is increased, the welded joint penetration formed was increased as well.

**Keywords:** Welding GMAW, micro hardness profile, tensile test, high strength low alloy steel.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 – Relação entre consumo de combustível e peso de automóveis <sup>(1)</sup> .....	18
Figura 2.1 – Processo básico de soldagem MIG/MAG <sup>(2)</sup> .....	21
Figura 2.2 – Representação Esquemática da extensão do eletrodo <sup>(68)</sup> .....	24
Figura 2.3 – Efeito da posição do eletrodo e técnica de soldagem <sup>(68)</sup> .....	25
Figura 2.4 – Manipulador e Painel de controle de um robô <sup>(25)</sup> .....	27
Figura 2.5 – Curva de Temperatura em diferentes pontos de uma junta soldada <sup>(26)</sup> .....	28
Figura 2.6 – Desenho esquemático das regiões de uma junta soldada <sup>(28)</sup> .....	28
Figura 2.7 – Desenho esquemático do fenômeno de crescimento competitivo <sup>(28)</sup> .....	29
Figura 2.8 – Representação esquemática de distribuição de temperatura na ZTA <sup>(30)</sup> .....	30
Figura 2.9 – Influência do pré-aquecimento na largura e na dureza da ZTA. Caso 1 sem pré-aquecimento onde B – A correspondente à largura da ZTA. Caso 2 com pré-aquecimento onde C – A correspondente à largura da ZTA <sup>(31)</sup> .....	31
Figura 2.10 – Gráfico perfil de microdureza para o Domex 700MC, t=6 mm, com aporte térmico normal utilizado. Cordão com dois passes de solda. Centro do cordão na distância de 10 mm <sup>(64)</sup> ..	32
Figura 2.11 – Crescimento epitaxial e colunar próximos à linha de fusão de uma junta soldada <sup>(30)</sup> .	33
Figura 2.12 – Aporte térmico máximo recomendado para aços Domex <sup>(64)</sup> .....	36
Figura 2.13 – Relação entre alongamento e limite de escoamento de vários aços de baixa, alta e ultra alta resistência <sup>(36)</sup> .....	37
Figura 2.14 – Evolução da microestrutura durante a laminação termomecânica controlada <sup>(47)</sup> .....	39
Figura 2.15 – Evolução do tamanho de grão da austenita e ferrita de acordo com a temperatura final de laminação <sup>(50)</sup> .....	40
Figura 2.16 – Versão hatch do projeto FSV <sup>(40)</sup> .....	41
Figura 2.17 – Distribuição percentual em massa dos aços utilizados no corpo estrutural <sup>(40)</sup> .....	43
Figura 2.18 – Semi-reboque PASTRE <sup>(41)</sup> .....	43
Figura 2.19 – Cortador de grama PRO-LONGER <sup>(42)</sup> .....	44
Figura 2.20 – Pulverizador Albatros <sup>(43)</sup> .....	44
Figura 2.21 – Plataforma de corte Flex Draper <sup>(44)</sup> .....	45
Figura 3.1 – Esquemática da preparação, caracterização e ensaios dos experimentos.....	46
Figura 3.2 – Dimensões do corpo de prova para caracterização das propriedades mecânicas do metal de base.....	48
Figura 3.3 – Relação entre corrente e tensão de soldagem.....	51
Figura 3.4 – Robô MOTOMAN HP50-20 e fonte de potência Miller Auto-Axcess450.....	53
Figura 3.5 – Dimensões do corpo de prova para confecção das juntas soldadas.....	54

Figura 3.6 – Disposição dos corpos de prova para soldagem.....	54
Figura 3.7 – Fixação dos corpos de prova.....	55
Figura 3.8 – Posição da tocha de soldagem em relação ao eixo do cordão de solda.....	55
Figura 3.9 – Posicionamento dos pontos para determinação do perfil de dureza da junta soldada...	57
Figura 3.10 – Distribuição de retirada dos corpos de prova na placa soldada. ....	58
Figura 3.11 – Dimensões individuais dos corpos de prova. ....	58
Figura 4.1 – Micrografia ampliada em 500 vezes do aço 700 MPa. As amostras foram atacadas com Nital 3.5%. ....	61
Figura 4.2 – Macrografia do corpo de prova 1.....	63
Figura 4.3 – Macrografia do corpo de prova 2.....	64
Figura 4.4 – Macrografia do corpo de prova 3.....	64
Figura 4.5 – Macrografia do corpo de prova 4.....	64
Figura 4.6 – Microestruturas das juntas soldadas CP1.....	65
Figura 4.7 – Microestruturas MB do corpo de prova CP1 – Ferrita; Perlita. ....	66
Figura 4.8 – Microestrutura do MS do corpo de prova CP1 - Bainita; Ferrita acicular. ....	67
Figura 4.9 – Microestruturas RCG do corpo de prova CP - Ferrita Widmanstätten; Bainita. ....	68
Figura 4.10 – Microestruturas RRG do corpo de prova CP1 - Perlita; Ferrita idiomorfa. ....	68
Figura 4.11 – Regiões de análise amostra CP1-3.....	69
Figura 4.12 – Metalografia amostra CP1-3, região 1, mostrando propagação de trinca pela ZTA...	70
Figura 4.13 – Metalografia amostra CP1-3, região 1, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA. ....	70
Figura 4.14 – Metalografia amostra CP1-3, região 2, mostrando propagação de trinca pela ZTA...	71
Figura 4.15 – Metalografia amostra CP1-3, região 2, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA. ....	71
Figura 4.16 – Regiões de análise amostra CP2-3.....	72
Figura 4.17 – Metalografia amostra CP2-3, região 1, mostrando propagação de trinca pela ZTA...	73
Figura 4.18 – Metalografia amostra CP2-3, região 1, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA. ....	73
Figura 4.19 – Metalografia amostra CP2-3, região 2, mostrando propagação de trinca pela ZTA...	74
Figura 4.20 – Metalografia amostra CP2-3, região 2, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA. ....	74
Figura 4.21 – Regiões de análise amostra CP3-2.....	75
Figura 4.22 – Metalografia amostra CP3-2, região 1, mostrando propagação de trinca pela ZTA...	76
Figura 4.23 – Metalografia amostra CP3-2, região 1, em maior magnificação propagação de trinca pela ZTA. ....	76



Figura 4.24 – Metalografia amostra CP3-2, região 2, mostrando propagação de trinca pela ZTA...	77
Figura 4.25 – Metalografia amostra CP3-2, região 2, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA. ....	77
Figura 4.26 – Metalografia amostra CP3-2 mostrando propagação de trinca na região 3 .....	78
Figura 4.27 – Regiões de análise amostra CP4-3.....	79
Figura 4.28 – Metalografia amostra CP4-3, região 1, mostrando propagação de trinca pela ZTA...	79
Figura 4.29 – Metalografia amostra CP4-3, região 1, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA. ....	80
Figura 4.30 – Metalografia amostra CP4-3, região 2, mostrando propagação de trinca pela ZTA... 80	
Figura 4.31 – Metalografia amostra CP4-3 mostrando superfície da fratura na região 3 .....	81
Figura 4.32 – Metalografia amostra CP4-3 mostrando defeito na região 3 .....	81
Figura 4.33 – Gráfico comparativo das propriedades mecânicas obtidas através dos ensaios de tração para as amostras.....	82
Figura 4.34 – Relação entre $\sigma_e$ x Aporte Térmico .....	83
Figura 4.35 – Perfil de microdureza para a amostra CP1. (a) Linha Superior; (b) Linha inferior. ...	84
Figura 4.36 – Perfil de microdureza para a amostra CP2. (a) Linha Superior; (b) Linha inferior. ...	85
Figura 4.37 – Perfil de microdureza para a amostra CP3. (a) Linha Superior; (b) Linha inferior. ...	86
Figura 4.38 – Perfil de microdureza para a amostra CP4. (a) Linha Superior; (b) Linha inferior. ...	87
Figura A.1 – Microestrutura CP2.....	100
Figura A.2 – Microestrutura CP3.....	101
Figura A.3 – Microestrutura CP4.....	102
Figura A.4 – Regiões de análise amostra CP1-2.....	103
Figura A.5 – Metalografia amostra CP1-2, região 1, mostrando propagação de trinca pela ZTA..	103
Figura A.6 – Metalografia amostra CP1-2, região 1, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA. ....	104
Figura A.7 – Metalografia amostra CP1-2, região 2, mostrando propagação de trinca pela ZTA..	104
Figura A.8 – Metalografia amostra CP1-2, região 2, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA. ....	105
Figura A.9 – Metalografia amostra CP4-3 mostrando superfície da fratura na região 3 .....	105
Figura A.10 – Regiões de análise amostra CP2-2.....	106
Figura A.11 – Metalografia amostra CP2-2, região 1, mostrando propagação de trinca pela ZTA	106
Figura A.12 – Metalografia amostra CP2-2, região 1, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA. ....	107
Figura A.13 – Metalografia amostra CP2-2, região 2, mostrando propagação de trinca pela ZTA	107

Figura A.14 – Metalografia amostra CP2-2, região 2, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA. ....	108
Figura A.15 – Regiões de análise amostra CP3-3. ....	108
Figura A.16 – Metalografia amostra CP3-3, região 1, mostrando propagação de trinca pela ZTA	109
Figura A.17 – Metalografia amostra CP3-3, região 1, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA. ....	109
Figura A.18 – Metalografia amostra CP3-3, região 1, mostrando propagação de trinca pela ZTA	110
Figura A.19 – Metalografia amostra CP3-3, região 2, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA. ....	110
Figura A.20 – Metalografia amostra CP4-3 mostrando superfície da fratura na região 3 .....	111
Figura A.21 – Regiões de análise amostra CP4-1. ....	112
Figura A.22 – Metalografia amostra CP4-1, região 1, mostrando propagação de trinca pela ZTA	112
Figura A.23 – Metalografia amostra CP4-1, região 1, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA. ....	113
Figura A.24 – Metalografia amostra CP4-1, região 2, mostrando propagação de trinca pela ZTA	113
Figura A.25 – Metalografia amostra CP4-1, região 2, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA. ....	113

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Composição química do aço USI LN 700 <sup>(53)</sup> . .....	47
Tabela 3.2 - Propriedades Mecânicas Aço USI LN 700 <sup>(53)</sup> . .....	47
Tabela 3.3 - Cotas do corpo de prova ilustrados na Figura 3.2. ....	48
Tabela 3.4 - Composição química do eletrodo <sup>(57)</sup> . .....	49
Tabela 3.5 - Propriedades mecânicas do eletrodo <sup>(57)</sup> . .....	50
Tabela 3.6 - Parâmetros de soldagem para confecção dos corpos de prova. ....	52
Tabela 4.1 - Composição química do aço 700 MPa por espectrometria ótica. ....	60
Tabela 4.2 - Propriedades Mecânicas do aço 700 MPa submetido a ensaio de tração. ....	61
Tabela 4.3 - Parâmetros de soldagem para a confecção dos corpos de prova preliminares. ....	63
Tabela 4.4 - Propriedades mecânicas das amostras CP1 submetidas ao ensaio de tração. ....	69
Tabela 4.5- Propriedades mecânicas das amostras CP2 submetidas ao ensaio de tração. ....	71
Tabela 4.6 - Propriedades mecânicas das amostras CP3 submetidas ao ensaio de tração. ....	75
Tabela 4.7 - Propriedades mecânicas das amostras CP4 submetidas ao ensaio de tração. ....	78

## ÍNDICE

1. INTRODUÇÃO .....	18
1.1 Objetivo e Metodologia.....	20
2. REVISÃO DA LITERATURA.....	20
2.1 Processos de Soldagem MIG/MAG (GMAW) .....	20
2.2 Variáveis do Processo na Soldagem MIG/MAG .....	22
2.2.1 Tensão de Soldagem.....	22
2.2.2 Corrente de Soldagem .....	23
2.2.3 Velocidade de Soldagem .....	23
2.2.4 Extensão do Eletrodo .....	24
2.2.5 Posição Eletrodo.....	24
2.3 Soldagem Robotizada.....	25
2.4 Metalurgia da Soldagem.....	27
2.4.1 Região da Junta Soldada .....	27
2.4.2 Zona Fundida.....	29
2.4.3 Zona Termicamente Afetada (ZTA).....	29
2.4.4 Zona de Ligação .....	32
2.4.5 Carbono equivalente (Ceq).....	33
2.5 Aporte Térmico .....	34
2.6 Aços de Alta Resistência Microligados.....	36
2.6.1 Laminação Termomecânica controlada.....	38
2.6.2 Utilizações dos aços AHSS no ramo automobilístico .....	41
2.6.3 Utilizações dos aços AHSS nos ramos rodoviário e agrícola.....	43
3. MATERIAIS E MÉTODOS .....	46
3.1 Materiais.....	47
3.1.1 Metal de Base .....	47
3.1.2 Análise do Metal de Base .....	47
3.1.3 Metal de Adição .....	49
3.2 Preparação dos Corpos de Prova .....	50
3.2.1 Seleção dos Parâmetros de Soldagem .....	50
3.2.2 Equipamentos utilizados na soldagem .....	52
3.2.3 Procedimento de Soldagem .....	53
3.3 Métodos para Caracterização das Soldas .....	56

3.3.1	Análise Metalográfica .....	56
3.3.2	Medição da Microdureza da Junta Soldada.....	57
3.3.3	Caracterização das Propriedades Mecânicas da Junta Soldada.....	57
4.	APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	60
4.1	Análise do Metal de Base.....	60
4.2	Validação dos Parâmetros de Soldagem Propostos.....	62
4.3	Macrografias .....	63
4.4	Caracterização Microestrutural .....	65
4.5	Ensaio de Tração.....	69
4.6	Ensaio de Microdureza .....	83
5.	CONCLUSÕES.....	89
6.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	90
7.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	91
8.	APÊNDICE .....	100

## 1. INTRODUÇÃO

A indústria de fabricação de implementos agrícolas e rodoviários, assim como a indústria automobilística vêm buscando novas fontes de matérias-primas que possibilitem redução de custo, tempo de processo e diminuição de peso dos seus produtos. A crise do petróleo e créditos de carbono deu início a uma nova era de economia de energia. Nos últimos anos, a indústria automotiva tem sido pressionada a contribuir na redução das emissões de CO<sub>2</sub>, mediante ações visando à diminuição de consumo de combustível dos veículos. Uma maneira de fazer isso é reduzindo o peso dos mesmos, como mostra a figura 1.1 que apresenta o consumo típico de um automóvel em relação ao seu peso.

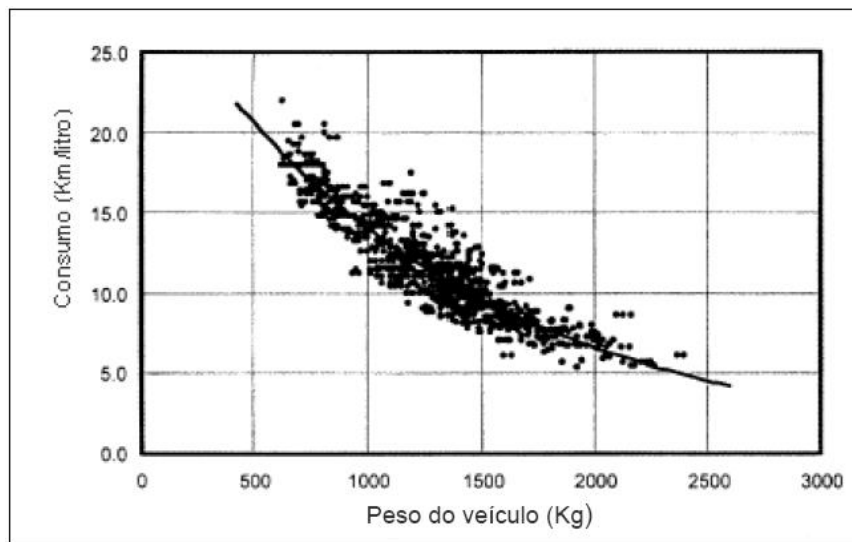


Figura 1.1 – Relação entre consumo de combustível e peso de automóveis <sup>(1)</sup>.

Impulsionado por essa demanda, as usinas siderúrgicas iniciaram o desenvolvimento de aços de maior resistência que pudessem ser aplicados nas indústrias automobilísticas e de implementos. No ramo de implementos agrícolas, reduções de peso proporcionadas pelos aços de alta resistência diminuem a compactação do solo, aumentam a capacidade de colheita, reduzem o consumo de combustível, reduzem emissões, além de aumentar a eficiência operacional do agronegócio. No ramo de implementos rodoviários, reduções de peso levam ao aumento de capacidade de carga, aumentando assim a eficiência de operadores logísticos. Na indústria automotiva, reduções de peso em veículos levam a diminuição do consumo de combustível e de emissões. Além de reduções de peso, estes novos aços de alta

resistência possuem vantagens diferenciadas na absorção de impacto. Esse fato traz à indústria automotiva um nível de excelência em termos de segurança, diminuindo os riscos de danos aos passageiros de um automóvel em uma potencial colisão.

Juntas soldadas de aços de alta resistência demandam a utilização de consumíveis específicos para esse fim. Existe, também, a necessidade de um controle dos parâmetros de soldagem para garantir aportes térmicos controlados para que as propriedades mecânicas não sejam comprometidas. O desenvolvimento de consumíveis deve acompanhar o crescente desenvolvimento em termos de resistência mecânica dos aços de alta resistência. Um ponto fundamental na solda por fusão de aços é a tendência de criação de uma região de dureza inferior ao metal de base na zona termicamente afetada, fato esse que é muito difícil de ser evitado.

A soldagem a arco elétrico com gás de proteção, denominado pela *American Welding Society* (AWS) como *Gas Metal Arc Welding* (GMAW) e também conhecido comumente como MAG (*Metal Active Gas*) é largamente utilizada pela indústria na soldagem de uma ampla variedade de materiais ferrosos e não ferrosos. O processo ocorre através do estabelecimento de um arco elétrico entre um eletrodo consumível (alimentado continuamente) e a peça de trabalho que é blindada da atmosfera pelo fluxo de um gás que reage metalurgicamente com a gota e a poça de fusão.

Neste contexto, esta pesquisa se propõe a investigar os efeitos do controle do aporte térmico no processo de soldagem MAG em aços de alta resistência. Esta investigação pode nos ajudar a compreender e otimizar as características finais da junta soldada com base nos resultados obtidos mediante aos aportes térmicos utilizados nos ensaios de corpos de prova.

A determinação de aportes térmicos adequados juntamente com o conhecimento profundo dos parâmetros envolvidos no processo de soldagem garantirá a confiabilidade da junta soldada de aços de alta resistência. Além disso, disponibiliza dados importantíssimos para novos desenvolvimentos de produtos com ambições cada vez maiores em redução de peso e aumento de eficiência.

## **1.1 Objetivo e Metodologia**

O objetivo geral deste trabalho é apresentar um estudo sobre a influência de diferentes aportes térmicos mediante o monitoramento de parâmetros de soldagem em chapas de aços de alta resistência para soldagem MAG robotizada.

Para o desenvolvimento do trabalho, a seguinte metodologia será utilizada:

- Determinar o menor aporte térmico para soldagem de chapas de aços de alta resistência de espessura de três milímetros. Esse aporte térmico deverá garantir uma junta soldada de boa qualidade;
- Após a determinação do menor aporte térmico possível, determinar quatro aportes térmicos adicionais de forma progressiva crescente;
- Definir para cada aporte térmico, variáveis como tensão, corrente, velocidade de alimentação do arame e velocidade de deslocamento da tocha para solda MAG robotizada de corrente pulsada;
- Confeccionar uniões soldadas utilizando eletrodos para solda MAG com resistência mecânica similar ao aço avançado de alta resistência;
- Caracterizar todos os corpos de prova das juntas soldadas através de análises macrográficas verificando a largura da zona afetada termicamente;
- Identificar os microconstituintes presentes na zona fundida (ZF), na zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) e na zona de ligação;
- Realizar a qualificação das juntas soldadas realizadas com os parâmetros descritos por meio de ensaios de resistência à tração e dureza.

## **2. REVISÃO DA LITERATURA**

### **2.1 Processos de Soldagem MIG/MAG (GMAW)**

Soldagem MIG/MAG, (*Metal Inerte Gas/Metal Active Gas*) ou GMAW (*Gas Metal Arc Welding*), é um processo caracterizado pela formação de um arco elétrico entre o metal de base (poça de fusão quando em regime) e o eletrodo ou arame de soldagem (aramé alimentado continuamente). Juntamente com o arame, um gás de proteção é adicionado ao processo com o objetivo de proteger a solda contra a atmosfera vizinha ao arco voltaico e,



além disso, auxiliar na manutenção do arco elétrico. A figura 2.1 representa um desenho esquemático do processo de soldagem MIG/MAG.

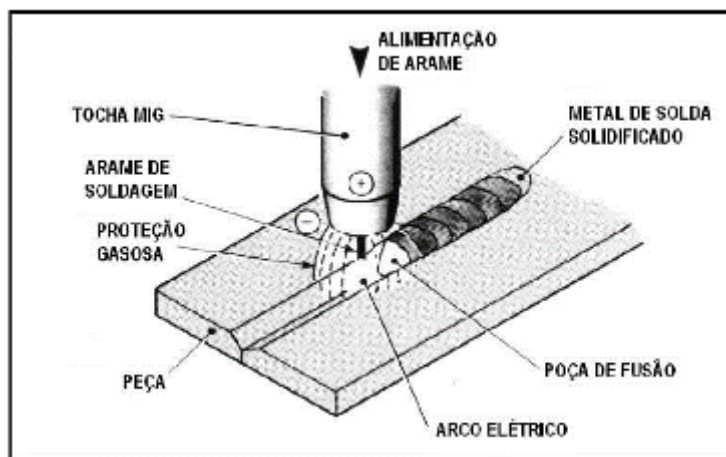


Figura 2.1 – Processo básico de soldagem MIG/MAG <sup>(2)</sup>.

O processo é empregado em uma grande variedade de materiais e aplicado de forma intensiva no processo industrial por sua versatilidade, velocidade e facilidade relativa de adaptar-se ao processo de automação robótica. Utiliza gases de proteção reativos ou ativos como, argônio, nitrogênio hidrogênio, dióxido de carbono e oxigênio e misturas <sup>(3;4;5)</sup>.

O processo GMAW pode ser operado no modo semi-automático e automático. Todos os metais comerciais importantes, como aços carbono, aços de alta resistência e baixa liga, os inoxidáveis, alumínio, cobre, e níquel podem ser soldados em qualquer posição se o apropriado gás de proteção, eletrodo e parâmetros de solda forem selecionados <sup>(6)</sup>.

A soldagem MIG/MAG é um processo bastante versátil, abaixo estão enumeradas as vantagens e desvantagem que este processo proporciona <sup>(3;7;8;9)</sup>.

#### **Vantagens:**

- Versatilidade de soldagem em todas as posições e a possibilidade de adaptação à automação;
- Alta taxa de deposição, devido à elevada densidade de corrente possível de ser aplicada (300 A/mm<sup>2</sup>), o que corresponde até 10 vezes a densidade empregada no eletrodo revestido;

- Ampla faixa de aplicação em diferentes ligas e espessuras de juntas tubulares e não tubulares;
- Possibilidade de elevadas velocidades de soldagem, isto é, maiores que outros processos como o eletrodo revestido (ER), que torna o processo MIG/MAG mais atrativo industrialmente;
- Alimentação contínua do eletrodo, não formação de escória (menor tempo de limpeza) e reduzido nível de hidrogênio aportado (na ordem de 5 ml/100 g de metal).

**Desvantagens:**

- Alta velocidade de resfriamento (ausência de escória) propiciando a tendência ao surgimento de trincas;
- Investimento inicial mais alto em equipamento, quando comparado ao processo com eletrodo revestido;
- Problemas de operação em locais de difícil acesso (penetração do bocal) e em ambientes com forte ventilação (deslocamento e contaminação da coluna gasosa);
- Difícil relação entre flexibilidade e requisitos metalúrgicos do arame maciço;
- Grande emissão de raios ultravioleta e produção de ozônio dependendo da faixa de corrente.

## **2.2 Variáveis do Processo na Soldagem MIG/MAG**

A seleção correta e a utilização do processo MIG/MAG dependerão do perfeito conhecimento de como as diversas variáveis envolvidas na operação de soldagem podem influenciar nos resultados finais do processo. O objetivo deste tópico é fazer uma abordagem dos principais parâmetros de soldagem, mostrando características e peculiaridade de cada um.

### **2.2.1 Tensão de Soldagem**

A tensão de soldagem tem uma influência direta no comprimento e largura do arco. Teoricamente, a utilização de uma tensão baixa no processo resultará em cordões mais estreitos e uma maior penetração. Aplicando o inverso, tensões altas resultarão na ocorrência de porosidades, mordeduras e respingos de solda.

Outro ponto a ser considerado é a posição do eletrodo em relação à poça de fusão quando variarmos a tensão de soldagem no processo. Tensões elevadas resultam numa maior distância entre a extremidade do arame em relação à peça, conseqüentemente, alterando a forma como o metal de adição é transferido através do arco. O inverso se aplica em tensões menores. Reduzindo excessivamente a tensão do arco, o arame tem dificuldade em fundir, o arco torna-se instável <sup>(3;10;11;12)</sup>.

### 2.2.2 Corrente de Soldagem

A intensidade de corrente de soldagem é controlada pela transferência do metal de adição e o controle taxa de fusão. O aumento na velocidade de alimentação do eletrodo, considerando os demais parâmetros constantes, requer que uma quantidade maior de eletrodo seja fundido na mesma unidade de tempo. Automaticamente, a fonte fornece ao sistema um acréscimo de corrente, resultando no aumento da taxa de deposição (kg/h).

O acréscimo de metal de solda e calor aplicados ao metal de base por unidade de comprimento de solda, resulta em cordões de solda maiores e uma penetração mais profunda <sup>(13; 14; 15)</sup>.

Considerando as variáveis do processo constantes (tensão, velocidade de solda...), o acréscimo na intensidade da corrente de soldagem resultará em:

- Aumento de profundidade de penetração;
- Aumento da taxa de deposição;
- Aumento das dimensões do reforço do cordão de solda.

### 2.2.3 Velocidade de Soldagem

A velocidade de soldagem está diretamente ligada à quantidade de energia de soldagem transferida à peça, como também na penetração do cordão. Uma velocidade de soldagem muito baixa gera elevada energia de soldagem, podendo causar problemas metalúrgicos não desejáveis na microestrutura da junta soldada, além de elevar o custo do processo. Velocidades de soldagem excessivas resultam numa menor penetração e largura do cordão, podendo causar o aparecimento de mordeduras e falta de fusão <sup>(16)</sup>.

#### 2.2.4 Extensão do Eletrodo

A extensão do eletrodo é a distância existente entre a extremidade externa do eletrodo ou o final do eletrodo e o fim do bico de contato. A extensão está relacionada com a velocidade de fusão do eletrodo, isto é, se a distância for aumentada, é gerado um calor adicional no eletrodo, contribuindo com maiores taxas de fusão <sup>(17)</sup>.

A distância do eletrodo pode ser utilizada como método de aumento e diminuição da taxa de fusão durante o processo de soldagem. Por isso, é necessário controlarmos rigorosamente esta dimensão para evitarmos problemas de falta de fusão, porosidade ou arco elétrico instável. A Figura 2.2 apresenta a representação esquemática da extensão do eletrodo (6;18;19).

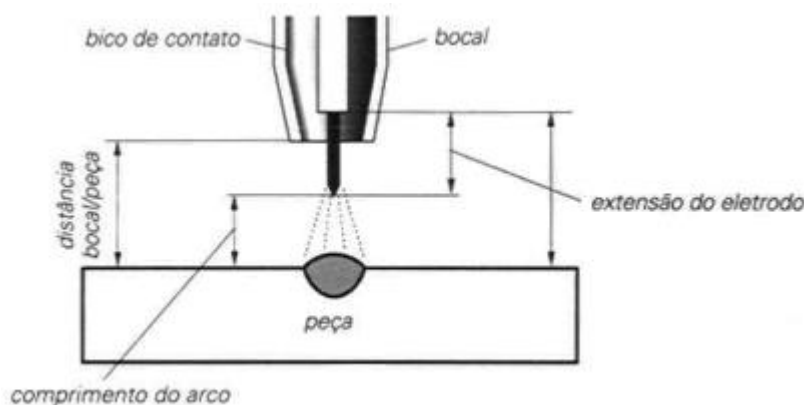


Figura 2.2 – Representação Esquemática da extensão do eletrodo <sup>(68)</sup>.

#### 2.2.5 Posição Eletrodo

A posição do eletrodo diz respeito ao ângulo de inclinação da tocha em relação à junta da solda e tem influência sobre a geometria do cordão da solda (largura e altura) e a penetração da solda. A posição do eletrodo é determinada pelo seu eixo em relação ao sentido de deslocamento, o ângulo de deslocamento e o ângulo com superfície de trabalho. <sup>(17)</sup>.

Os efeitos da posição do eletrodo podem ser verificados na Figura 2.3. A partir do momento que alteramos a posição do eletrodo de perpendicular ou ângulo normal para a posição “empurrando”, obtemos como resultado um cordão com geometria larga com forma plana e a penetração baixa. Utilizando uma posição plana e ângulo positivo, posição

“puxando”, o cordão produzido é estreito, convexo, a penetração é elevada, o arco é mais estável e menos susceptível a respingos na peça <sup>(17)</sup>.

Recomenda-se utilizar num ângulo de aproximadamente 45° graus entre a peça e o eletrodo quando efetuarmos a soldagem de filete na posição horizontal. Nas demais posições, o ângulo do eletrodo pode variar entre 5 a 15° no sentido de deslocamento <sup>(13; 18)</sup>.

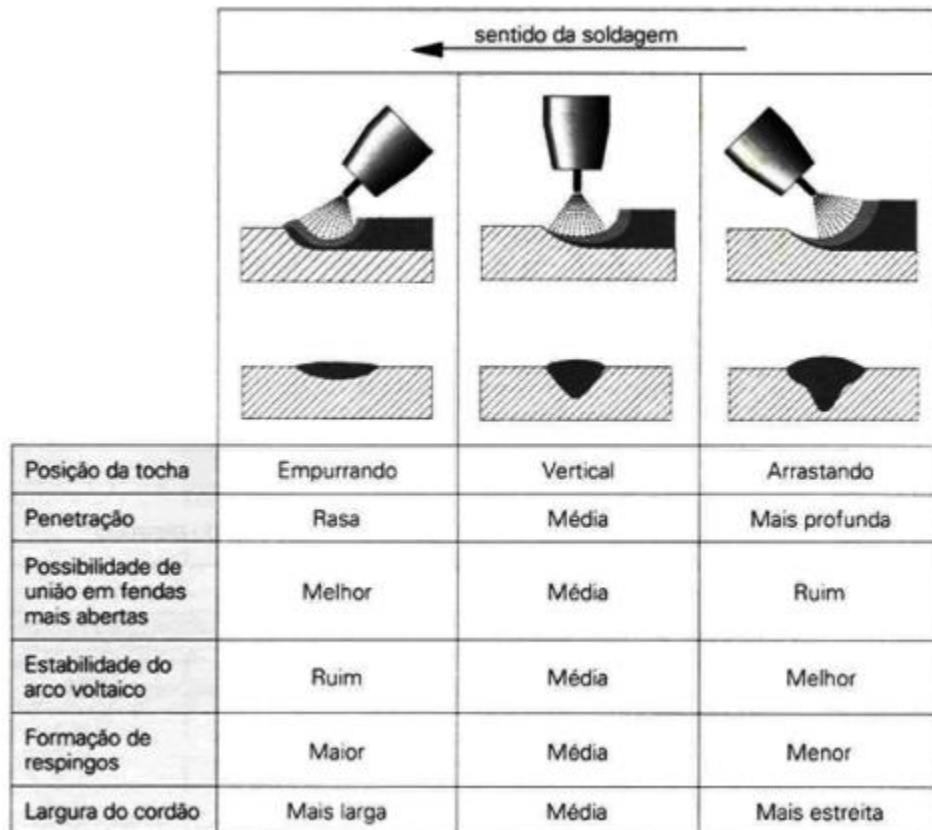


Figura 2.3 – Efeito da posição do eletrodo e técnica de soldagem <sup>(68)</sup>.

### 2.3 Soldagem Robotizada

Os robôs industriais têm evoluído a cada dia na busca de satisfação das exigências das indústrias para automação de processos. Dentre as justificativas de uso de robôs nas indústrias encontram-se: aumento de produtividade, repetibilidade, precisão e eficiência, além de redução considerável dos custos de fabricação através da automação de processos.

Empresas de diferentes setores, principalmente a indústria de peças automotivas devido à elevada competitividade deste setor <sup>(20)</sup>, tem se voltado para a utilização de robôs no setor de soldagem devido à exigência por repetibilidade de processo, ciclos de produção mais rápidos e boa aparência da solda <sup>(21)</sup>.

Qualidade da solda em estruturas metálicas é um fator muito importante, pois as principais falhas por fadiga são originadas em defeitos de soldagem. Irregularidades na solda são geradas principalmente devido às altas temperaturas que são atingidas pelo processo, falhas de operação do soldador, imperfeições e descontinuidades na microestrutura que agem como concentradores de tensões onde as trincas podem iniciar <sup>(69)</sup>.

Muitos fatores contribuíram para o crescimento da automatização da robótica industrial, podendo-se citar:

- Controle de processo: os robôs fornecem muitos recursos em relação ao processo e desenvolvimento de modo a identificar e prevenir erros antes que eles ocorram.
- Escassez de mão de obra qualificada.
- Saúde e segurança: o processo de soldagem é um trabalho árduo e desgastante, o soldador está exposto a calor, radiações, gases e fumos metálicos. Robôs eliminam esse contato direto com o processo.
- Padrões de qualidade: consumidores estão exigindo um padrão de qualidade elevado e consistente. Decorrente disto, faz-se necessário que seja mudado o modo de fabricar produtos ou componentes. Com a automação consegue-se assegurar um maior nível de qualidade - diminuindo custo com peças não conformes ou retrabalhos.
- Incremento na produtividade: um produto pode ser fabricado em maior escala no mesmo tempo ou em menor tempo ou até mesmo sem nenhum incremento na força de trabalho.
- Custos de produção: a utilização de robôs permite à redução de custos diretos e indiretos no processo produtivo. Fatores que aumentam os custos de produção como, por exemplo, salários, inflação, impostos mais altos e despesas de utilidade, aumentos dos materiais e custo operacional, energia elétrica <sup>(23; 24)</sup>.

A existência de softwares que permitem a programação “off-line” dos robôs em soldagem para definição de sequências de soldagem e otimização dos ciclos de trabalho, evitando desta forma, paradas das linhas de produção <sup>(22)</sup>.

Na figura 2.4 pode ser observada a ilustração de um manipulador robótico, sendo o conjunto formado pelo manipulador e o painel de controle <sup>(25)</sup>.

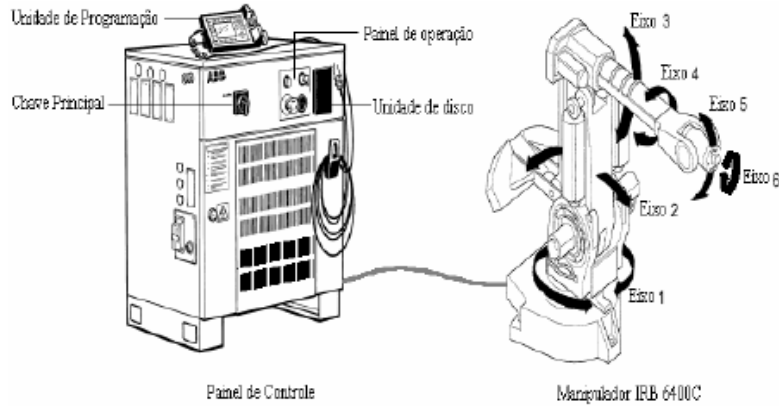


Figura 2.4 – Manipulador e Painel de controle de um robô <sup>(25)</sup>.

## 2.4 Metalurgia da Soldagem

### 2.4.1 Região da Junta Soldada

As Juntas Soldadas são regiões que merecem grande destaque pois são áreas de alta concentração de tensões. Falhas por fadiga em regiões soldadas são frequentes principalmente devido aos efeitos produzidos na junta e nas regiões adjacentes, tais como: distorções da solda, tensões residuais e mudanças locais nas propriedades mecânicas do material. A soldagem acarreta mudanças nas propriedades do material através do processo de aquecimento e posterior resfriamento, ocasionado pelo processo de fusão do material de adição <sup>(70)</sup>.

A velocidade de resfriamento de uma junta soldada, segundo MARQUES <sup>(16)</sup>, é uma característica importante na soldagem dos aços carbono, pois quando aquecidos em temperaturas elevadas, eles são austenizados na região da solda e, durante o resfriamento, os produtos da transformação da austenita dependem fortemente das condições de resfriamento.

A curva da variação da temperatura (T) em função do tempo (t) descreve principalmente as condições de resfriamento, sendo chamada de ciclo térmico de soldagem <sup>(16)</sup>.

O Corte y-y' indicado na Figura 2.5, representa o ciclo térmico de aquecimento e resfriamento durante a soldagem e a distribuição ao longo da seção transversal da junta soldada, partindo do centro do cordão em direção ao metal de base.

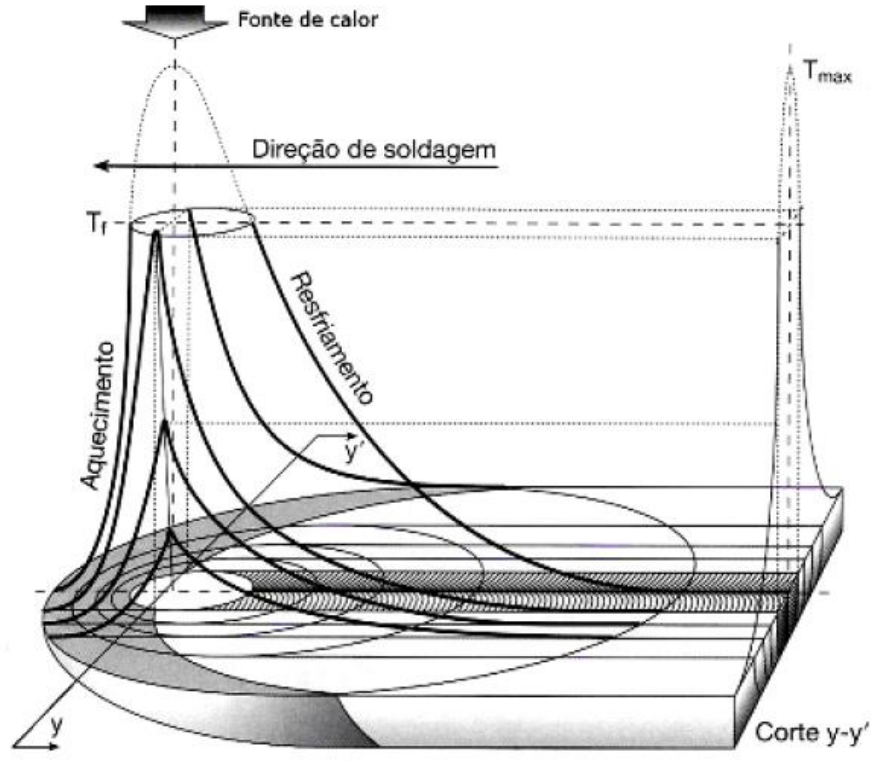


Figura 2.5 – Curva de Temperatura em diferentes pontos de uma junta soldada <sup>(26)</sup>.

Este comportamento permite definir, para uma solda por fusão com eletrodo consumível, três regiões básicas: A zona fundida (ZF) ou metal de solda, a zona termicamente afetada (ZTA) e o metal de base <sup>(16)</sup>. Entre as zonas ZF e ZTA, coexiste uma chamada de zona de ligação <sup>(27)</sup>. Estas regiões estão esquematizadas na Figura 2.6.

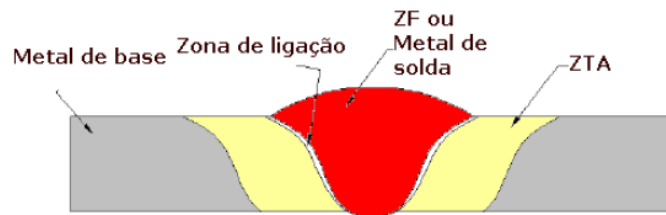


Figura 2.6 – Desenho esquemático das regiões de uma junta soldada <sup>(28)</sup>.



### 2.4.2 Zona Fundida

A Zona fundida é a região na qual ocorre a fusão do metal de solda e também a diluição do metal de base (incorporação de parte do metal de base pelo metal de solda) <sup>(28)</sup>.

Nesta região ocorre o fenômeno de crescimento competitivo de grãos. Durante a solidificação, os grãos tendem a crescer na direção perpendicular à interface líquido/sólido, uma vez que esta é a direção do gradiente máximo de temperatura e, portanto, a direção da força máxima para solidificação, esquematizado na Figura 2.7 <sup>(28)</sup>. Apesar disto, os grãos também têm sua própria direção preferencial de crescimento, chamada de direção de crescimento fácil. Durante a solidificação, se alguns grãos apresentarem crescimento fácil na direção do gradiente máximo de temperatura, eles irão barrar o crescimento de outros cuja direção de crescimento não está orientada na direção do gradiente máximo de temperatura.

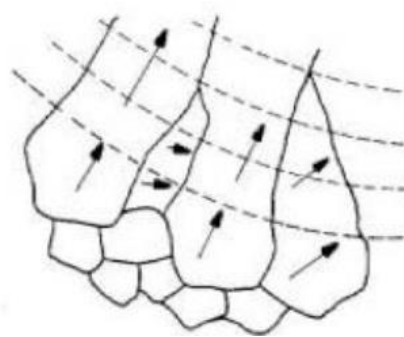


Figura 2.7 – Desenho esquemático do fenômeno de crescimento competitivo <sup>(28)</sup>.

### 2.4.3 Zona Termicamente Afetada (ZTA)

Quando elementos estruturais são unidos por fusão na soldagem, o metal de adição e/ou metal de base devem ser aquecidos até o ponto de fusão e então resfriado novamente rapidamente sob condições e restrições impostas pela geometria da junta. Como resultado deste severo ciclo térmico, a microestrutura e propriedades do metal na região próxima da solda são alteradas. Este volume de material, ou zona, é usualmente referenciado como a Zona Termicamente Afetada (ZTA) <sup>(29)</sup>.

À esquerda da Figura 2.8 é mostrada a representação esquemática de distribuição de temperatura na ZTA e, à direita, a relação dessa distribuição de temperatura com o diagrama

Fe-C. Relaciona, portanto, o efeito da temperatura máxima de soldagem, sobre as fases de equilíbrio e possíveis efeitos sobre a microestrutura da ZTA <sup>(30)</sup>.

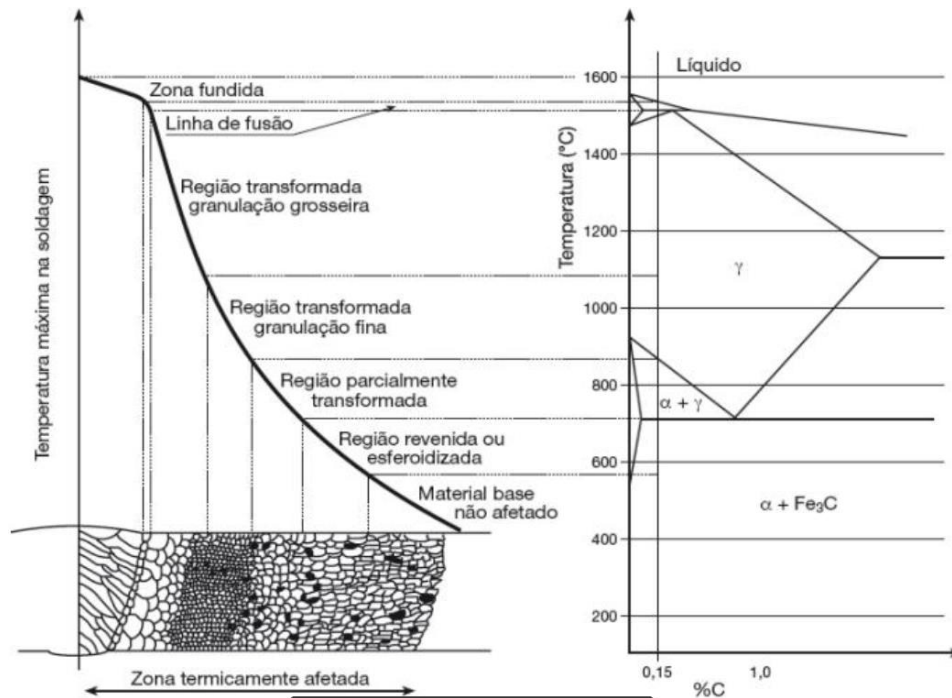


Figura 2.8 – Representação esquemática de distribuição de temperatura na ZTA <sup>(30)</sup>.

A região transformada de granulação grosseira, também chamada de região de crescimento de grão da austenita, ocorre entre 1100°C e 1500°C <sup>(27)</sup>. A granulação grosseira da austenita retarda a sua transformação em ferrita e cementita durante o resfriamento, isto é, aumenta a sua temperabilidade <sup>(16)</sup>. De um modo geral, essa região é caracterizada por uma ferrita apresentando morfologia em placas e a presença de bainita <sup>(16)</sup>.

A região parcialmente transformada e a região revenida ou esferoidizada segundo WAINER *et al.* (1992) <sup>(27)</sup>, ocorre entre 700°C e 950°C. Dependendo da velocidade de resfriamento a austenita pode se decompor em perlita, bainita ou formar martensita maclada, sendo uma região que apresenta propriedades mecânicas inferiores a do metal de base. Na região de esferoidização de carbonetos, ou melhor, a esferoidização das lamelas de cementita da perlita, que ocorre entre 700°C e 750°C, resulta numa redução da resistência mecânica, que é de difícil identificação em ensaios de tração, uma vez que a esferoidização ocorre somente numa estreita faixa da ZTA <sup>(27)</sup>.

A largura da ZTA é influenciada pelo aporte térmico (*heat input*) e se for empregado ou não um pré-aquecimento. A Figura 2.9 mostra a influência do pré-aquecimento na largura

da ZTA e na dureza desta região. O pré-aquecimento aumenta a energia final de soldagem, aumentando assim a largura da ZTA, mas este pré-aquecimento diminui significativamente a taxa de resfriamento, promovendo uma redução da dureza nesta região <sup>(31)</sup>.

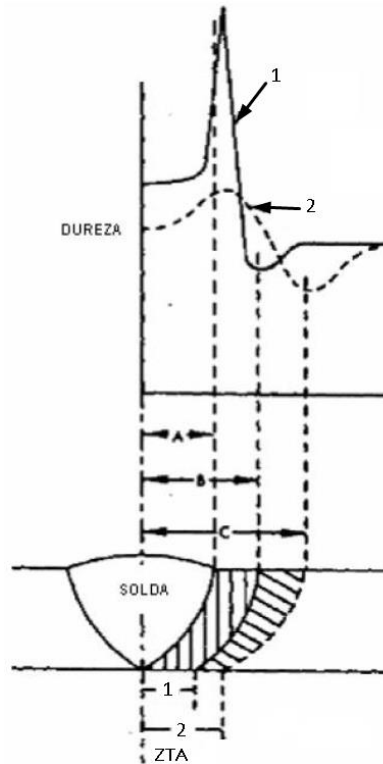


Figura 2.9 – Influência do pré-aquecimento na largura e na dureza da ZTA. Caso 1 sem pré-aquecimento onde B – A correspondente à largura da ZTA. Caso 2 com pré-aquecimento onde C – A correspondente à largura da ZTA <sup>(31)</sup>.

De acordo com a literatura, Welding handbook AWS 2001 <sup>(31)</sup>, ao contrário da zona fundida, na ZTA não se pode mudar a composição química do material. É necessário o emprego de aços com teores de carbono e de elementos de liga tais que as propriedades mecânicas definidas em projeto sejam obtidas. No entanto, o controle dos ciclos térmicos impostos pelo processo de soldagem é de fundamental importância para adquirirem-se as propriedades mecânicas requeridas na junta soldada, pois a ZTA pode ser dividida em várias subzonas, dependendo do pico de temperatura e tempo de permanência às elevadas temperaturas a que o material seja exposto.

Quando um aço conformado a frio com uma tensão de escoamento acima de 500 N/mm<sup>2</sup> é soldado, devido à recristalização, zonas macias serão formadas na ZTA. A largura

e a dureza das zonas macias são determinadas, principalmente pela espessura da chapa, aporte térmico e temperatura de trabalho. Chapas finas, alto aporte térmico e alta temperatura de trabalho dão origem a uma extensa zona e baixa resistência<sup>(64)</sup>. Um exemplo de gráfico de perfil de microdureza para um aço Domex 700MC pode ser visto na figura 2.10.

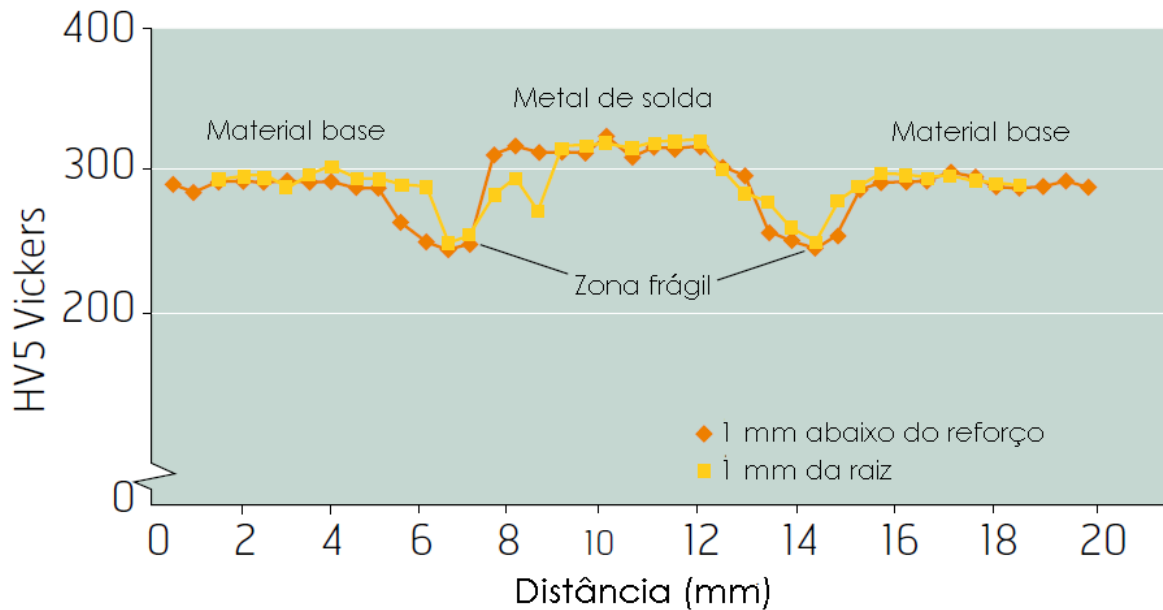


Figura 2.10 – Gráfico perfil de microdureza para o Domex 700MC,  $t=6$  mm, com aporte térmico normal utilizado. Cordão com dois passes de solda. Centro do cordão na distância de 10 mm<sup>(64)</sup>.

#### 2.4.4 Zona de Ligação

Compreende a região de fronteira entre a ZF e a ZTA. A partir dessa linha é iniciada a solidificação e o crescimento dos grãos em direção à linha central do cordão de solda, formando o metal de solda<sup>(28)</sup>. Este processo é chamado de crescimento epitaxial, no qual o início da solidificação na poça de fusão ocorre principalmente pelo crescimento de grãos do metal de base que estão na linha de fusão, assegurando a continuidade metalúrgica entre a ZF e a ZTA<sup>(16)</sup>. Isso é mostrado na figura 2.11.

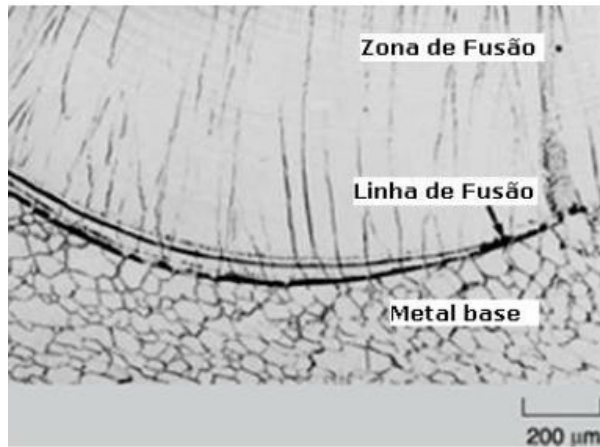


Figura 2.11 – Crescimento epitaxial e colunar próximos à linha de fusão de uma junta soldada <sup>(30)</sup>.

#### 2.4.5 Carbono equivalente (Ceq)

O equilíbrio existente entre resistência e tenacidade pode ser perdido na zona termicamente afetada (ZTA). A alta temperatura originada pela solda solubiliza o carbono e outros elementos presentes na matriz, ocorrendo posteriormente a transformação dessa austenita sob altas taxas de resfriamento, produzindo microestruturas frágeis nas regiões próximas ao metal de solda. Por isso, é necessário o controle do teor de carbono, e demais elementos de liga presentes no material.

Para a soldagem de aços de alta resistência, é importante garantir baixa energia de soldagem e que o nível de hidrogênio na junta soldada seja mínimo, visto que altos níveis de hidrogênio poderão formar trincas. Portanto, a determinação de consumíveis de baixo hidrogênio, secagem adequada dos consumíveis e boa limpeza da junta durante o processo irão reduzir a possibilidade destas discontinuidades. Da mesma forma é importante que o metal de base e o metal de adição tenham características de resistência ao escoamento semelhante para assegurar resistência adequada a junta soldada <sup>(64)</sup>.

A soldabilidade é muito dependente da composição química do aço e pode ser analisada quantitativamente em termos do carbono equivalente (Ceq), conforme as equações 1. Quanto maior o carbono equivalente, menor a soldabilidade do aço <sup>(46)</sup>.

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Cu+Ni}{15} \quad (2.1)$$

Onde:

C → % Carbono      Cu → % Cobre  
Mn → % Manganês    Ni → % Níquel  
Cr → % Cromo        Mo → % Molibdênio  
V → % Vanádio

A proporção de carbono equivalente e sua respectiva influência na soldabilidade estão listadas abaixo:

- $C_{eq} < 0,40$  – Alta soldabilidade;
- $0,40 \leq C_{eq} \leq 0,60$  – Média soldabilidade;
- $C_{eq} > 0,60$  – Baixa soldabilidade.

Um carbono equivalente elevado não é indicador de que o aço não seja soldável, mas sim de que são necessários maiores cuidados no processo. O metal de base especificado para uma determinada aplicação nem sempre pode ser substituído por um aço com teor de carbono menor e, conseqüentemente, com carbono equivalente menor. Nesse caso, devem ser adotadas práticas que evitem a fragilização induzida por hidrogênio, como: pré-aquecimento, consumível com baixo teor de hidrogênio (no caso de eletrodo revestido), controle da temperatura, pós-aquecimento e tratamento térmico pós-soldagem de alívio de tensões <sup>(65)</sup>.

## 2.5 Aporte Térmico

As temperaturas nas quais a junta soldada é submetida, durante a soldagem, dependem basicamente da energia de soldagem e da temperatura de pré-aquecimento.

A energia de soldagem (*Heat input*) absorvida pela junta soldada é dada pela equação 2.2:

$$E = \frac{U \times I \times 60}{v \times 1000} \quad (2.2)$$

Onde:

$E \rightarrow$  Energia de soldagem [kJ/mm]

$U \rightarrow$  Tensão de soldagem [V]

$I \rightarrow$  Corrente de soldagem [A]

$v \rightarrow$  Velocidade de soldagem [mm/min]

Para o cálculo do aporte térmico empregado no processo de soldagem, a eficiência do arco deve ser levada em conta. A equação 2.3 é então utilizada para o cálculo de aporte térmico  $Q$ :

$$Q = \eta \times E \quad (2.3)$$

Onde:

$Q \rightarrow$  Energia de soldagem [J/mm]

$\eta \rightarrow$  Rendimento do arco

O rendimento do arco varia de acordo com o processo de soldagem, sendo  $\eta = 0,80$  para o processo MIG/MAG.

Excessivo aporte térmico pode resultar em uma larga ZTA com baixa resistência a impacto, especialmente em altos aportes térmicos no processo MIG/MAG <sup>(32)</sup>.

A Figura 2.12 mostra o máximo aporte térmico recomendado para aços conformados a frio visando de garantir a mínima resistência mecânica dos aços que serão utilizados.

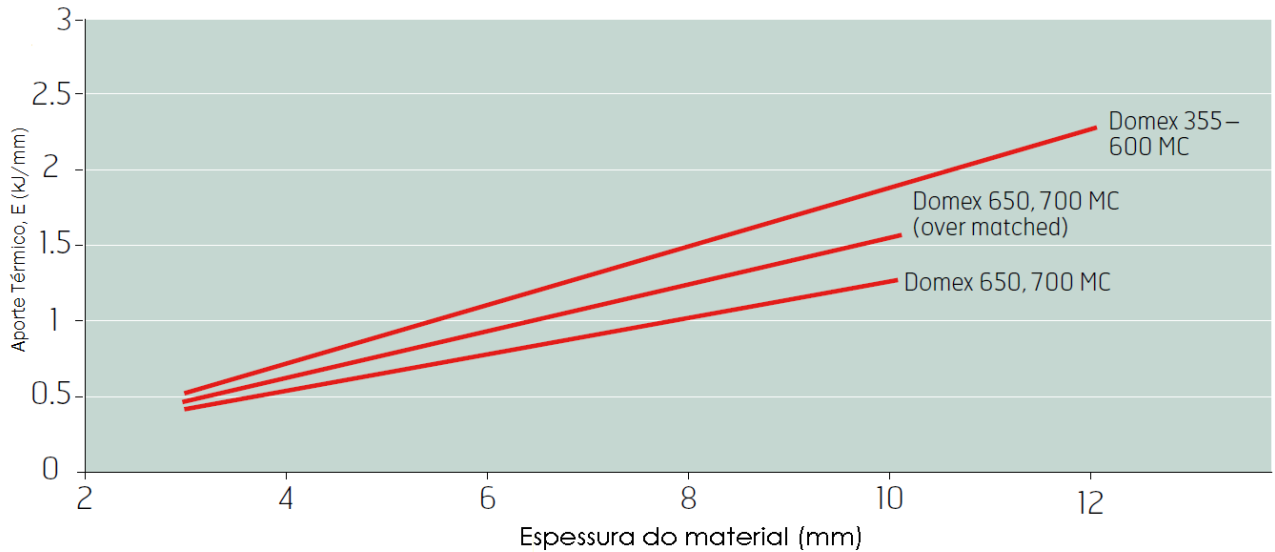


Figura 2.12 – Aporte térmico máximo recomendado para aços Domex <sup>(64)</sup>.

Neste sentido, a SSAB (2004) recomenda que em aços de alta resistência com características de escoamento de 700 MPa e espessura de 3 mm sejam empregados energia de soldagem de aproximadamente 0,39 kJ/mm, conforme ilustrado através da Figura 2.12.

## 2.6 Aços de Alta Resistência Microligados

Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) fazem parte de um dos grupos de materiais utilizados pela engenharia, assumindo uma participação de destaque nas indústrias automobilística, civil, naval e petrolífera <sup>(33)</sup>.

No passado, a demanda por aços de alta resistência era quase que exclusivamente restrita a produtos laminados a quente. A partir da década de 1970, iniciou-se a produção destes materiais laminados a frio, visando o atendimento às exigências impostas pela indústria automobilística <sup>(34)</sup>.

A obtenção de aços de alta resistência com propriedades mecânicas adequadas depende da composição química e das condições de processamento industrial <sup>(34)</sup>.

A utilização de elementos de liga com forte afinidade pelo carbono e/ou nitrogênio juntamente com um processo termomecânico controlado, proporciona a esses aços elevados níveis de resistência mecânica e tenacidade. Podemos citar como exemplo os elementos titânio (Ti), nióbio (Nb) e vanádio (V) <sup>(35)</sup>.



As siderúrgicas atualmente disponibilizam aos seus clientes uma variedade de tipos de aços com baixa, alta e ultra alta resistência mecânica, que melhor atendem aos requisitos de resistência associados à conformação, como pode ser observado na figura 2.13.

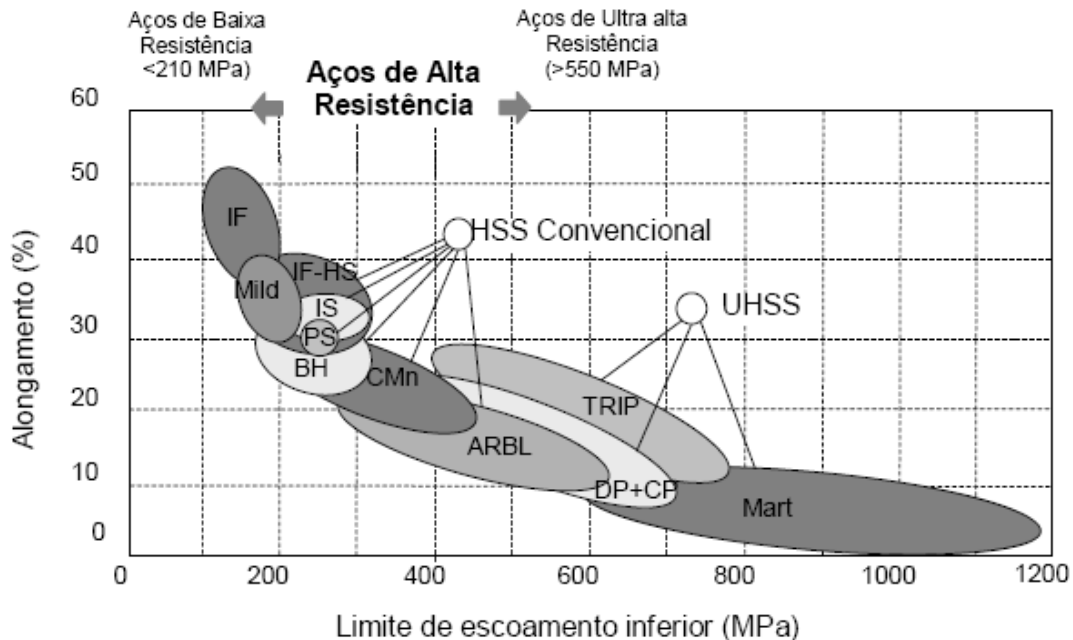


Figura 2.13 – Relação entre alongamento e limite de escoamento de vários aços de baixa, alta e ultra alta resistência <sup>(36)</sup>.

A figura 2.13, adaptada do consórcio ULSAB, mostra os tipos e classificação dos aços em função da resistência mecânica e ductilidade, atualmente à disposição da indústria automotiva. Dentro desta classificação estão os aços de menor resistência mecânica, caracterizados pelo limite de escoamento inferior a 210 MPa, associados à maior ductilidade, adequados à estampagem. Em outro extremo do gráfico, observam-se os aços de ultra alta resistência (Ultra High Strength Steels – UHSS) com limite de escoamento superior a 550 MPa e, entre estas duas classes, os de alta resistência convencionais (High Strength Steels – HSS) onde está inserida a família dos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) <sup>(36)</sup>.

As propriedades mecânicas dos aços ARBL laminados a frio e recozidos são determinadas não só pela composição química, mas também pelos parâmetros de processamento tais como redução a frio, temperatura de recristalização no recozimento, em caixa ou contínuo, e deformações no passe de encruamento. Estes parâmetros principais

influenciam diretamente na microestrutura e nas propriedades mecânicas destes aços. Além disso, o controle de temperaturas na laminação a quente também mostra uma influência significativa nas propriedades finais da tira laminada a frio <sup>(37)</sup>.

Há duas décadas, um consórcio de trinta e cinco companhias fabricantes de aço ao redor do mundo empreendeu um vasto programa para projetar, construir e testar o ULSAB (Ultralight Steel Auto Body). ULSAB provou ser mais leve, estruturalmente sólido, seguro, executável e acessível. Um dos maiores avanços para o sucesso do ULSAB foi um grupo de novos tipos de aços e graus chamados Aços Avançados de Alta Resistência - AHSS (Advanced High Strength Steel) <sup>(36)</sup>.

Como o passar dos anos desde o ULSAB, o sucesso do AHSS vem motivando as companhias fabricantes de aço em pesquisas de novos tipos e faixas de AHSS. Em 2008, WorldAutoSteel começou outro programa chamado FSV (Future Steel Vehicle). Este programa iria beneficiar a disponibilidade destes novos AHSS <sup>(38)</sup>.

Um dos principais atrativos para a utilização de aços de alta resistência no ramo automotivo é o seu melhor desempenho na absorção da energia de impacto. Isso ameniza riscos de danos em uma potencial colisão, aumentando assim, a segurança dos passageiros. Além disso, esses aços atendem o requisito da indústria automotiva por aços de maior resistência com boa conformabilidade <sup>(38)</sup>.

O uso de aços de alta resistência até permite um menor custo de material uma vez que a redução de peso compensa o maior custo dos aços de alta resistência. Isto traz uma forte motivação no uso dos aços de alta resistência em outras áreas como em estruturas, por exemplo <sup>(39)</sup>.

### 2.6.1 Laminação Termomecânica controlada

O processo termomecânico controlado é indispensável para maximizar os efeitos dos microligantes Nb, V e Ti no controle do tamanho de grão, formação de precipitados e nas transformações de fases. A laminação termomecânica não só contribui com o aumento da resistência mecânica, como possibilita redução significativa dos elementos de liga, além do carbono <sup>(46)</sup>.

A laminação controlada se resume em três estágios: deformação na região de recristalização austenítica, deformação na região de não recristalização e deformação na região bifásica ( $\gamma + \alpha$ ) - Figura 2.14.

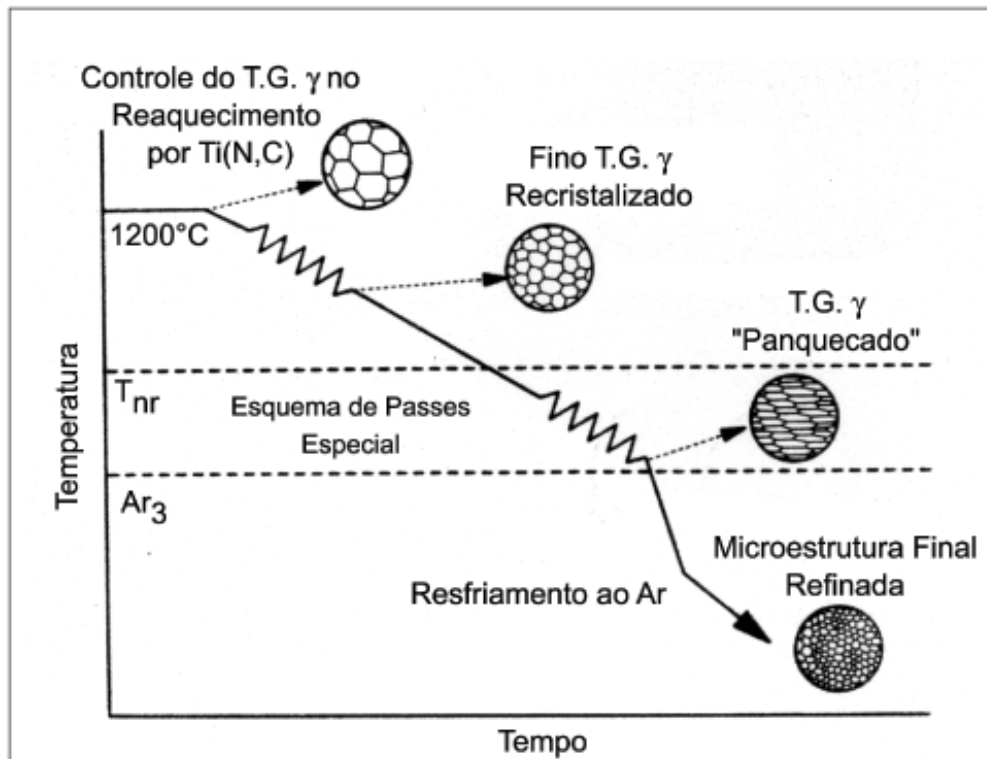


Figura 2.14 – Evolução da microestrutura durante a laminação termomecânica controlada <sup>(47)</sup>.

O estágio de recristalização é realizado em altas temperaturas para que ocorra recristalização dos grãos de austenita por repetidos passes de laminação. A deformação aplicada a cada ciclo de conformação precisa ser grande o suficiente para promover a recristalização plena da austenita <sup>(48)</sup>.

Na fase de não recristalização (abaixo da  $T_{nr}$ ), o material encontra-se dentro de uma faixa de temperatura onde os elementos de micro-liga (principalmente o Nb), suprimem a recristalização dos grãos austeníticos. Inicia-se o surgimento de grãos austeníticos em formato achatado (“panquecado”), promovendo a deformação progressiva dos grãos a cada passe de laminação <sup>(48)</sup>. Neste mesmo estágio, a ferrita nucleia nas bandas de deformação e nos contornos de grãos austeníticos, resultando em grãos ferríticos finos <sup>(70)</sup>.

Segundo Paulo Henrique Ogata <sup>(48)</sup>, a formação de ferrita a partir de uma austenita totalmente recristalizada ocorre de maneira seletiva, aparecendo primeiro em regiões empobrecidas em carbono e Mn. À frente da interface de ferrita ocorre o enriquecimento local de elementos de liga segregados, e a austenita se transforma em uma segunda fase rica em carbono. A temperatura de acabamento influencia na cinética de formação de ferrita. Em temperaturas no campo inferior do campo austenítico, abaixo da temperatura de recristalização, a transformação em ferrita é fortemente acelerada, resultado da energia introduzida pela deformação. Com isso, a formação de ferrita praticamente independe da concentração local de elementos de liga, tornando-se homogênea em todo o material. Além disso, a taxa de nucleação é aumentada, devido a maior quantidade de superfície específica de área associada aos contornos e subcontornos de grão, tornando a nucleação intergranular mais eficiente (Figura 2.15). Os grãos ferríticos apresentam-se mais refinados e o bandejamento menos efetivo, desde que os outros parâmetros se mantenham constantes <sup>(49)</sup>.

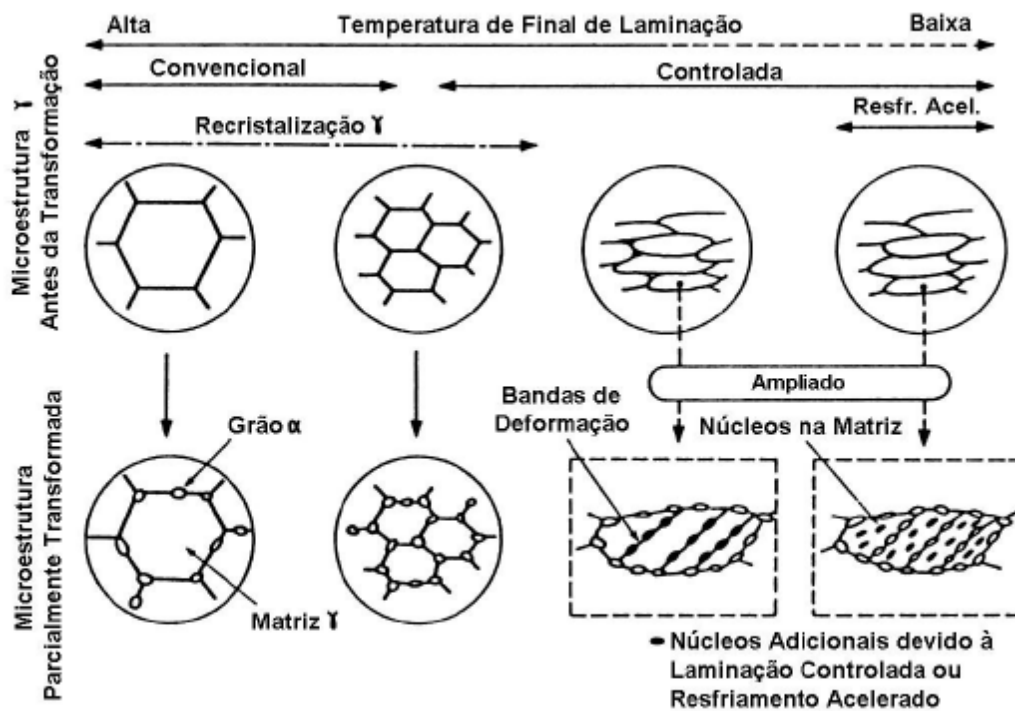


Figura 2.15 – Evolução do tamanho de grão da austenita e ferrita de acordo com a temperatura final de laminação <sup>(50)</sup>.

O resfriamento acelerado é um ciclo de resfriamento controlado após a laminação de chapas a quente, permitindo produzir aços com alta resistência mecânica, alta tenacidade e boa soldabilidade. A adição deste processo na laminação controlada permite obtermos um refinamento do grão, a redução de teores de elementos de liga e tornar menos rígido o processo de laminação termomecânica <sup>(51)</sup>.

## 2.6.2 Utilizações dos aços AHSS no ramo automobilístico

### **Projeto FSV (Future Steel Vehicle) <sup>(40)</sup>**

O Projeto Veículo de Aço do Futuro - FSV (Future Steel Vehicle) é um programa da WorldAutoSteel, o grupo da World Steel Association é composto pelas dezessete maiores companhias mundiais fabricantes de aços. Este programa é o mais recente da indústria global do aço, oferecendo soluções em aço para montadoras que estão enfrentando desafios para aumentar a eficiência do rendimento e de reduzir emissões e aumentar o desempenho e segurança mantendo preços atrativos ao mercado consumidor.

O programa contempla o projeto de dois veículos. O primeiro é um veículo hatch de quatro portas de 3700 mm de comprimento nas versões de propulsão híbrida e a bateria elétrica. O segundo é um veículo sedan de quatro portas de 4350 mm de comprimento nas versões de propulsão híbrida a célula de combustível. A Figura 2.16 ilustra a versão hatch do Projeto FSV.



Figura 2.16 – Versão hatch do projeto FSV <sup>(40)</sup>.

O programa visava atender a demanda de modelos de carros para os anos de 2015 a 2020. O projeto envolveu o desenvolvimento de mais de vinte novos aços AHSS. Os aços AHSS correspondem a, aproximadamente, 65% da massa do corpo estrutural do veículo.

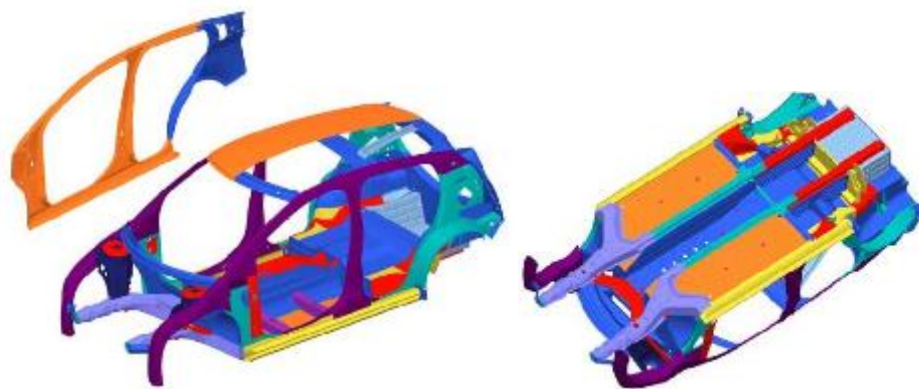
Metade dos aços AHSS utilizados possui resistência mecânica na ordem de GigaPascal. Como resultado, a massa do corpo estrutural foi reduzida em 35% comparado com um veículo atual de mesma classe. A título de comparação, o corpo estrutural do Projeto FSV suportando 329 kg de baterias e sistemas de transmissão é 41 kg mais leve que um VW Polo 2010 com motor a combustão interna e sistema de transmissão convencional que pesa 233 kg.

O projeto FSV faz uso de aços avançados de última geração, mas também se propõe a otimização de projeto. O corpo estrutural possui peças com formatos aperfeiçoados, levando em conta rigidez e resistência em pontos onde há real necessidade bem como a utilização adequada de espessuras e limites de resistência de diversos materiais.

A utilização dos aços AHSS na construção do corpo estrutural aliado à utilização de sistema de propulsão elétrico reduz o nível de emissões em 56%. Reduções de massa e de emissões não levam a penalizações em termos de custos de produção. O corpo estrutural da versão elétrica do modelo hatch pode ser fabricado e montado por um custo estimado de US\$ 1.115,00.

O projeto contempla análises e simulações de colisões. O FSV atende ou excede as mais severas normas internacionais de segurança, sendo considerado um projeto cinco estrelas em termos de segurança.

A Figura 2.17 mostra a distribuição percentual por massa dos aços utilizados no corpo estrutural do veículo versão hatch.



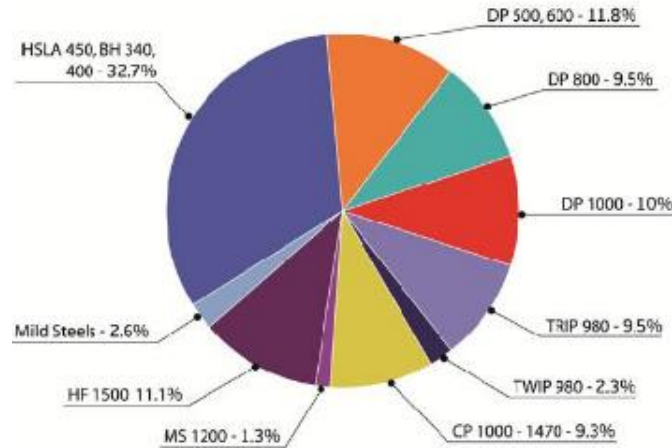


Figura 2.17 – Distribuição percentual em massa dos aços utilizados no corpo estrutural (40).

Aços convencionais representam somente 2,6% em massa do corpo estrutural do veículo. Aços de alta resistência e baixa liga representam 32,7%. Aços de Dupla Fase (no inglês, *Dual Phase*, ou DP) representam 31,3% e demais aços AHSS representam 33,4% em massa do corpo estrutural do veículo.

### 2.6.3 Utilizações dos aços AHSS nos ramos rodoviário e agrícola

O primeiro exemplo é da Metalúrgica PASTRE fabricante paranaense de semi-reboques para o ramo rodoviário. Em parceria com a fornecedora sueca de aços de alta resistência SSAB, a PASTRE lançou um semi-reboque com redução de 2,5 toneladas em comparação a um modelo de mesma capacidade utilizando materiais convencionais. A redução de massa possibilita o aumento proporcional de capacidade de carga aumentando assim a eficiência operacional. A Figura 2.18 ilustra o semi-reboque (41).



Figura 2.18 – Semi-reboque PASTRE (41).

A fabricante francesa de produtos para agricultura KUHN utilizou no projeto braço do cortador de grama PRO-LONGER aços de alta resistência que reduziram a massa em 23%. A Figura 2.19 mostra o cortador de grama <sup>(42)</sup>.



Figura 2.19 – Cortador de grama PRO-LONGER <sup>(42)</sup>.

A Andreoli Engineering, uma empresa cinquentenária italiana fabricante de equipamentos agrícolas, aplicou o uso de aços AHSS no projeto do pulverizador *Albatros* ilustrado pela Figura 2.20 com reduções de massa significativas. No projeto os cordões de solda foram aplicados em regiões de baixos níveis de tensões e regiões de altos níveis de tensões foram suportadas pela utilização dos aços AHSS. As treliças fabricadas com AHSS possuem 180 kg quando comparados com 300 kg de treliças tradicionais, trazendo assim 45% de redução de massa <sup>(43)</sup>.



Figura 2.20 – Pulverizador Albatros <sup>(43)</sup>.



Vantagens da utilização de aços AHSS nas treliças do pulverizador <sup>(43)</sup>:

- Minimiza compactação do solo devido ao baixo peso;
- Capacidade de utilizar o pulverizador em condições extremas de umidade e lama;
- Reduz efeito inercial das treliças;
- Aumenta a precisão do spray;

A John Deere no projeto da plataforma de corte *Flex Draper*, ilustrada na Figura 2.21, utilizou aços AHSS objetivando redução de peso. Foi alcançado em torno de 6% - 225 kg de redução em massa na plataforma. O projeto reduziu o número total de peças utilizando-se de peças estampadas reduzindo assim operações de soldagem. Houve reduções de custos e de investimentos em dispositivos de solda e montagem <sup>(44)</sup>.

Em 2011, a John Deere recebeu o prêmio *Swedish Steel Prize* fornecido anualmente pela fabricante sueca de aços de alta resistência SSAB. Além da plataforma de corte *Flex Draper* a utilização de aços de alta resistência foi aplicado na plataforma de milho 600 <sup>(45)</sup>. A utilização desse tipo de material aumentou a largura de corte aumentando assim a produtividade.



Figura 2.21 – Plataforma de corte Flex Draper <sup>(44)</sup>.

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

Nesse capítulo serão apresentados os materiais, equipamentos e a metodologia empregada no estudo do impacto de diferentes aportes térmicos na soldagem MAG robotizada para aços de alta resistência e baixa liga USI LN 700.

As chapas utilizadas para realização das juntas soldadas foram retiradas das chapas oriundas da usina no sentido de que a seção soldada a ser ensaiada esteja no sentido transversal ao sentido de laminação da chapa.

O fluxograma do procedimento experimental utilizado para este estudo está esquematizado na Figura 3.1.

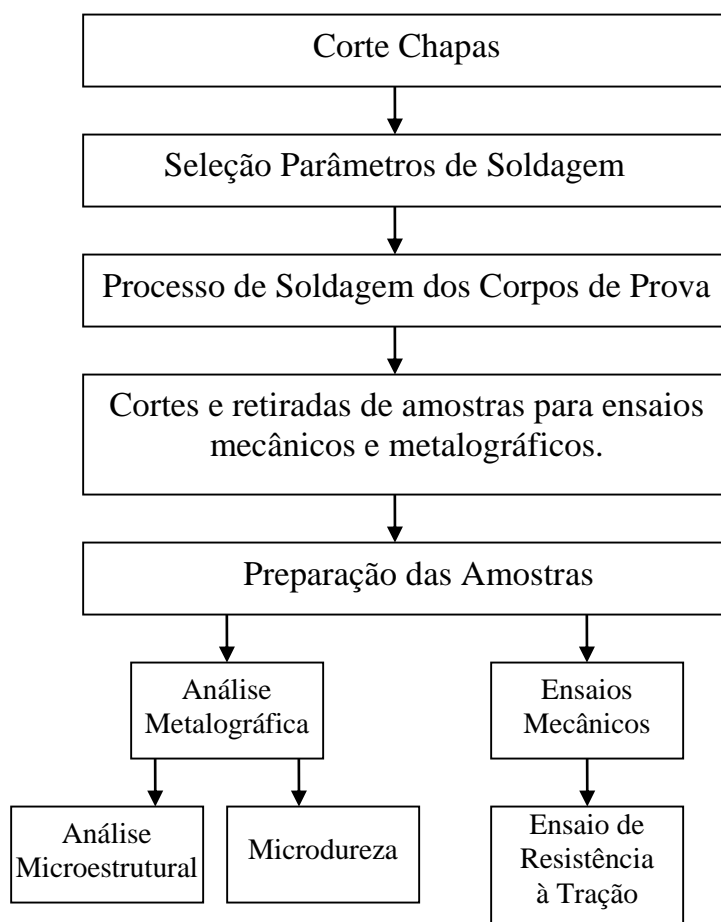


Figura 3.1 – Esquemática da preparação, caracterização e ensaios dos experimentos.

### 3.1 Materiais

#### 3.1.1 Metal de Base

As soldagens foram realizadas em chapas de aço de alta resistência e baixa liga (ARBL) laminado a frio e com 3 mm de espessura. O aço estudado foi produzido pela USIMINAS, Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais, e com o nome comercial USI LN 700. Os valores típicos de composição química e propriedades mecânicas são disponibilizados pelo fornecedor e são apresentados na Tabela 1<sup>(53)</sup> e Tabela 2<sup>(53)</sup>.

Tabela 3.1 - Composição química do aço USI LN 700<sup>(53)</sup>.

	C% Máx.	Si% Máx.	Mn% Máx.	P% Máx.	S% Máx.	Al% Máx.	Nb% Máx.
<b>700 MPa</b>	0,15	0,55	2,1	0,03	0,015	0,01	0,12

Tabela 3.2 - Propriedades Mecânicas Aço USI LN 700<sup>(53)</sup>.

	Espessura (mm)	LE (MPa)	LR (MPa)	Alongamento		Dobramento 180°
				BM	(%min)	
<b>700 MPa</b>	3	≥700	≥750	5,65√S <sub>0</sub>	12	0,0E

#### 3.1.2 Análise do Metal de Base

Amostras do aço de 700 MPa foram seccionadas mecanicamente em retângulos de 75 mm por 250 mm e submetidas à análise de espectrometria ótica. A análise foi realizada com o espectrômetro de emissão ótica da marca Shimadzu modelo PDA-7000 do Laboratório de Materiais da John Deere Brasil unidade de Horizontina/RS.

Um corpo de prova do aço 700 MPa foi preparado para determinação da microestrutura através de análise metalográfica. A amostra foi preparada de acordo com a norma ASTM E3-11<sup>(54)</sup>. Amostras foram analisadas com o auxílio do microscópio ótico metalúrgico Olympus modelo BX51M. O procedimento foi realizado no Laboratório de Materiais da John Deere Brasil unidade de Horizontina/RS.

Três corpos de prova do aço 700 MPa foram submetidos a ensaio de tração de acordo com a norma ASTM E8/E8M<sup>(55)</sup> para determinação das propriedades mecânicas. As dimensões do corpo de prova seguem as orientações da referida norma e estão ilustrados na Figura 3.2.

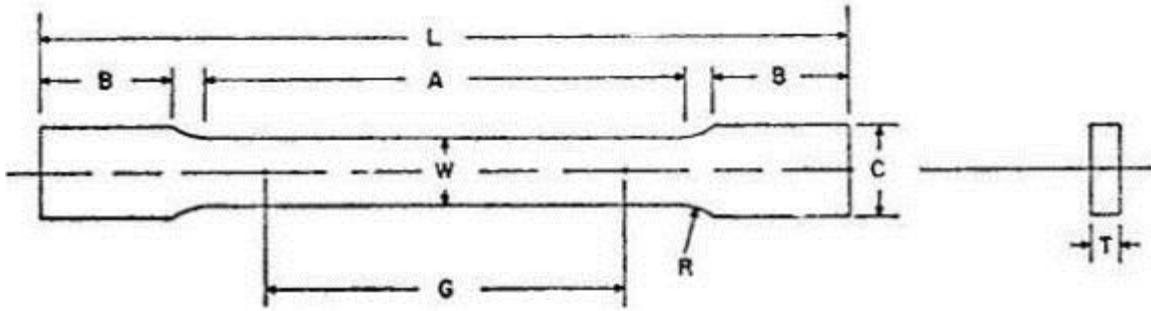


Figura 3.2 – Dimensões do corpo de prova para caracterização das propriedades mecânicas do metal de base.

As cotas da Figura 3.2 estão descritas na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 - Cotas do corpo de prova ilustrados na Figura 3.2.

Cota	Dimensão (mm)
G	50 +/-0,1
W	12,5 +/-0,2
T	2
R	12.5
L	200
A	60
B	58.5
C	20

Os corpos de prova foram submetidos a ensaio de tração no Laboratório de Materiais da John Deere Brasil unidade de Horizontina/RS.

A máquina de ensaio de tração utilizada foi a Wolpert – com capacidade de 400 kN.

### 3.1.3 Metal de Adição

O metal de adição utilizado na confecção das juntas soldadas é o arame maciço com 1 mm de diâmetro que segue a norma AWS A5.28 <sup>(56)</sup> com a classificação ER120S-G. A ESAB é fornecedora do eletrodo que comercializa esse metal de adição com o nome comercial OK AristoRod 79 <sup>(57)</sup>. A classificação ER120S-G exige limite mínimo de tensão de escoamento para a junta soldada de 830 MPa. Mas a mesma classificação não define limite mínimo para tensão de ruptura e alongamento. Esses limites devem ser acordados entre cliente e fornecedor. Para composição química, a mesma classificação não especifica composição química mínima, mas exige que o eletrodo deva ter um mínimo de um ou mais dos seguintes elementos químicos: 0,50% Níquel, 0,30% Cromo ou 0,20% de Molibdênio. A composição química deve ser reportada pelo fornecedor, mas novamente os requerimentos devem ser acordados entre cliente e fornecedor.

A Tabela 3.4 relata a composição química do eletrodo e a Tabela 3.5 descreve as propriedades mecânicas do mesmo depois de soldado.

Tabela 3.4 - Composição química do eletrodo <sup>(57)</sup>.

Composição Química (%)			
Elemento	Nom.	Mín.	Máx.
C	0,1	0,08	0,12
Si	0,7	0,6	0,9
Mn	1,7	1,7	2,1
P	0,01		0,015
S	0,01		0,018
Cr	0,3	0,25	0,45
Ni	1,9	1,8	2,3
Mo	0,5	0,45	0,65
Cu	0,07		0,15
Ti	0,03		0,15

Tabela 3.5 - Propriedades mecânicas do eletrodo <sup>(57)</sup>.

	Mín.	Máx.	Típico
Limite Escoamento (MPa)	790		810
Limite Ruptura (MPa)	880	1080	900
Alongamento (%)	16		18

O limite mínimo de escoamento do metal de adição quando soldado é de 790 MPa sendo superior ao metal de base que possui limite de escoamento mínimo de 700 MPa.

O limite de ruptura do metal de adição flutua em uma faixa mínima de 880 MPa e máximo de 1080 MPa com valores típicos de 900 MPa. O metal de base possui limite mínimo de ruptura de 1000 MPa e máximo de 1200 MPa. Portanto, o metal de adição possui valores de limite de ruptura, quando soldado, superiores ao metal de base.

### 3.2 Preparação dos Corpos de Prova

#### 3.2.1 Seleção dos Parâmetros de Soldagem

Para a determinação dos parâmetros de solda, as especificações do eletrodo ESAB OK AristoRod 79 <sup>(57)</sup> orientam as faixas de tensão e corrente para melhor performance na deposição de metal de adição. Para corrente de soldagem o valor mínimo é de 80 A e o máximo recomendado é de 280 A. Para tensão de soldagem o valor mínimo é de 18 V e o máximo recomendado é de 28 V.

Levando em conta os valores mínimos e máximos para a relação entre corrente e tensão de soldagem para o eletrodo mencionado de 1 mm de diâmetro e também a constatação de Alves <sup>(17)</sup> que relatou que a relação entre as duas variáveis é descrita através de uma equação de segundo grau, mas sendo praticamente linear. Dessa forma, é possível extrapolar a relação e determinar uma equação de uma reta para descrever a relação entre corrente e tensão de soldagem.

A equação da reta foi desenvolvida através de regressão linear polinomial de primeira ordem. A Equação 3.1 descreve a relação entre corrente I e tensão U de soldagem:

$$U = a * I + b \quad (3.1)$$

Onde  $a$  e  $b$  são as constantes a determinar.

Levando em conta os valores mínimos e máximos de corrente  $I$  e tensão  $U$  recomendados pelo fabricante do metal de adição de solda é possível determinar os valores de  $a$  e  $b$  que são respectivamente 0,05 e 14.

A equação da reta que define a relação entre corrente  $I$  e tensão de soldagem  $U$  é descrita pela Equação 3.2.

$$U = 0,05.I + 14 \quad (3.2)$$

A Figura 3.3 ilustra essa relação através de um gráfico.

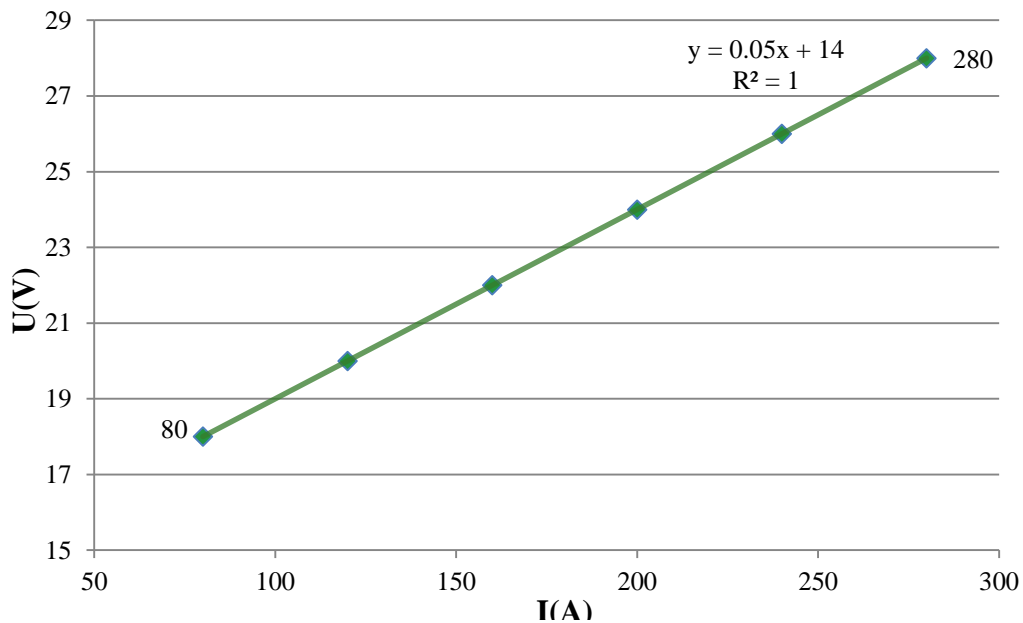


Figura 3.3 – Relação entre corrente e tensão de soldagem.

Obtendo essa relação matemática é possível, para um valor determinado de corrente de soldagem, determinar a tensão de soldagem correspondente.

Estimando uma corrente inicial de 130 A para o cálculo do primeiro aporte térmico e levando em conta a Equação 3.2 que descreve a relação entre corrente e tensão, é possível chegar à tensão correspondente de 20,5 V. Utilizando-se da Equação 2.1 para o cálculo da energia do arco  $Q$  que, nesse caso, será 0,29 kJ/mm. Levando em conta a equação 2.2, que

considera a eficiência do arco no processo de soldagem MAG que é de 0,8, é possível calcular o aporte térmico  $Q$ , que na presente análise será 0,23 kJ/mm.

No presente trabalho serão considerados quatro aportes térmicos na confecção dos corpos de prova. Os aportes térmicos terão uma progressão linear crescente em um intervalo de aproximadamente 0,04 kJ/mm. Conforme mencionado no capítulo 2, os parâmetros nominais de energia de soldagem definidos neste estudo seguem as recomendações do fornecedor SSAB (2004) para os aços de alta resistência similares ao LNE700.

Com os valores dos aportes térmicos definidos para a soldagem das amostras, foi possível através de atribuições de valores de corrente de soldagem e utilizando a Equação 3.1, determinar valores de tensão de soldagem correspondentes até encontrar os parâmetros de soldagem para os aportes térmicos definidos. As duas variáveis mencionadas juntamente com a velocidade de soldagem – idêntica para todas as amostras, foram relacionadas através das Equações 2.1 e 2.2 para determinar respectivamente os valores de energia do arco e aporte térmico.

A Tabela 3.6 resume os valores dos parâmetros de soldagem bem como a energia do arco e do aporte térmico para soldagem dos corpos de prova.

Tabela 3.6 - Parâmetros de soldagem para confecção dos corpos de prova.

C.P.	E (KJ/mm)	Q (KJ/mm)	I (A)	U (V)
1	0,29	0,23	130	20,5
2	0,34	0,27	145	21,25
3	0,38	0,31	160	22
4	0,43	0,35	175	22,75

### 3.2.2 Equipamentos utilizados na soldagem

Para garantir repetibilidade de parâmetros como velocidade de soldagem e distância da extensão do eletrodo, foi utilizado o robô MOTOMAN modelo HP50-20, com seis graus de liberdade, equipado para soldagem MAG, da empresa John Deere Brasil unidade de Horizontina/RS, conforme ilustração da Figura 3.3.

A fonte de potência Miller modelo Auto-Axcess 450, para soldagem MAG, MAG pulsado e eletrodo revestido. A fonte de potência é trifásica com uma faixa de tensão de 10



a 44 Volts, uma velocidade de alimentação do arame de 1,3 a 35,6 m/min e operando com diâmetros de eletrodos de 0,8 a 1,6 mm<sup>(59)</sup>. O modo de transferência de solda a ser utilizado na confecção das amostras será o pulsado. A Figura 3.4 também ilustra a fonte de potência mencionada.



Figura 3.4 – Robô MOTOMAN HP50-20 e fonte de potência Miller Auto-Access450.

O gás de proteção a ser utilizado na confecção dos corpos de prova será o C18 da White Martins com 82% Ar e 18% CO<sub>2</sub>. A especificação deste gás de proteção está coberta pela norma AWS A5.32<sup>(58)</sup> que rege a especificação de gases de proteção para solda MAG. A vazão do gás na confecção dos corpos de prova será uniforme para a soldagem de todos os corpos de prova e estará fixada em 20 l/min.

### 3.2.3 Procedimento de Soldagem

As amostras do aço para confecção das juntas soldadas foram cortadas por processo mecânico por guilhotina em placas retangulares de 125 por 250 mm. A direção de laminação foi colocada perpendicularmente em relação à maior dimensão do corpo de prova conforme ilustrado pela Figura 3.5.

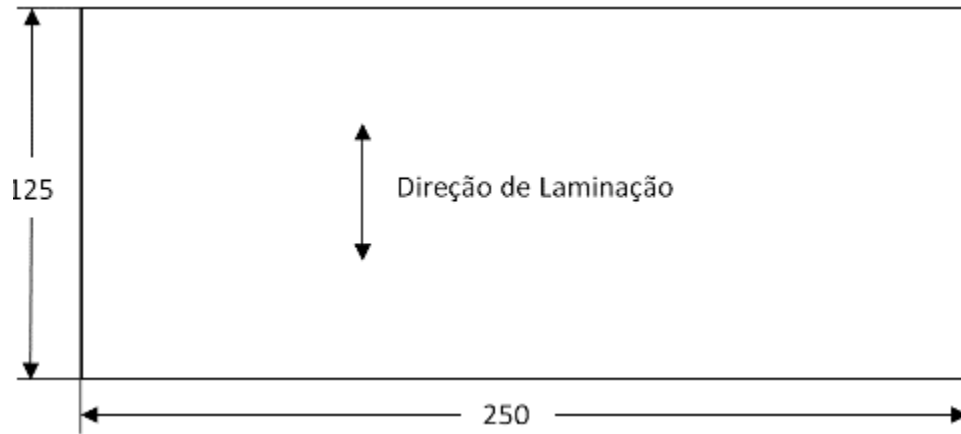


Figura 3.5 – Dimensões do corpo de prova para confecção das juntas soldadas.

Para a soldagem dos corpos de prova, as amostras previamente cortadas foram dispostas face a face formando uma junta de topo mantendo uma distância máxima entre elas de um milímetro conforme ilustrado na Figura 3.6.

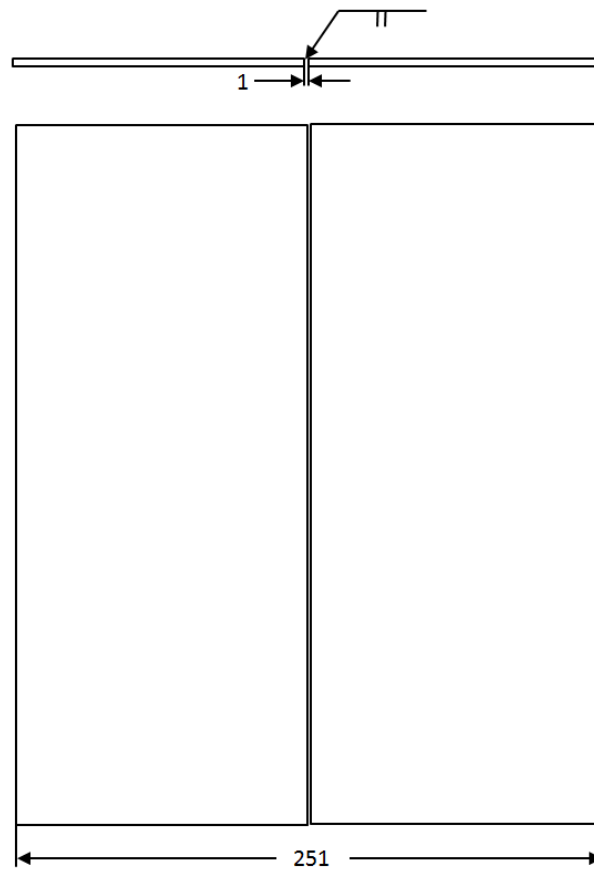


Figura 3.6 – Disposição dos corpos de prova para soldagem.

Com auxílio de grampos de solda, as amostras foram fixadas em uma bancada para posterior soldagem conforme ilustração da Figura 3.7.



Figura 3.7 – Fixação dos corpos de prova.

Todas as soldagens dos corpos de prova foram confeccionadas em uma junta na forma de topo, posição plana horizontal de soldagem conforme norma DIN EN ISO 6947 <sup>(60)</sup>. A tocha de soldagem da solda MAG ficará perpendicular a junta a ser soldada e a distância da extensão do arame após o bico de contato será de 20 mm, conforme ilustração da Figura 3.8. As soldas somente foram aplicadas de um lado da junta.



Figura 3.8 – Posição da tocha de soldagem em relação ao eixo do cordão de solda.

Consultando o RQPS – Registro de Qualificação de Procedimento de Soldagem para MIG/MAG da John Deere Brasil unidade Horizontina/RS, para soldagem MAG de aços de

baixo carbono em uma faixa de espessura entre 2 e 6 mm, a velocidade de soldagem ou de deslocamento da tocha de soldagem recomendada fica em uma faixa entre 50 e 90 cm/min. Para a soldagem dos corpos de prova a velocidade utilizada foi de 55 cm/min.

### **3.3 Métodos para Caracterização das Soldas**

#### **3.3.1 Análise Metalográfica**

Um corpo de prova foi confeccionado para cada um dos cinco aportes térmicos de solda analisados. Para cada corpo de prova, foi realizada uma macrografia da secção transversal do cordão, através do processo de corte e polimento das superfícies utilizando a norma ASTM E3-11<sup>(54)</sup> – Guia Padrão para Preparação de Amostras Metalográficas como referência. As amostras foram preparadas no Laboratório de Materiais da John Deere Brasil unidade de Horizontina/RS utilizando a sequência de procedimentos e equipamentos listados a seguir. Após a captação das imagens os cordões foram analisados em termos de largura da ZTA, penetração da solda e altura do reforço.

Os corpos de prova foram cortados em uma máquina de corte marca STRUERS modelo DISCOTOM-2.

Após o corte, as amostras serão embutidas pela máquina de embutimento marca BUEHLER modelo SIMPLIMET 2000.

Depois da confecção das amostras por embutimento, as mesmas foram encaminhadas para a politriz da marca BUEHLER modelo ECOMET 4.

Na politriz, as amostras foram submetidas ao processo de lixamento utilizando um disco magnético abrasivo de 15 micrones com água filtrada. Na sequência, as mesmas foram submetidas ao um disco abrasivo, diâmetro de 300 mm, com suspensão de diamante 9 micrones.

Posteriormente, foram polidos com pano para polimento, com suspensão de diamante 6 micrones. Finalmente, polidos com pano para polimento 3 micrones, com suspensão de diamante 3 micrones.

As macrografias foram atacadas com Nital 3,5% para revelação dos perfis dos cordões. Na análise das imagens dos perfis dos cordões foi usado uma lupa trinocular marca WILD HEERBRUGG modelo M3 sendo as macrografias ampliadas seis vezes com auxílio de uma câmera fotográfica Sony.

### 3.3.2 Medição da Microdureza da Junta Soldada

Após a confecção dos corpos de prova para macrografia, as mesmas foram encaminhadas para o teste de dureza. De acordo com a norma DIN EN 1043-1 <sup>(61)</sup>, que trata de testes de dureza em solda de materiais metálicos, as juntas soldadas serão submetidas a testes de microdureza. Conforme ilustrações da Figura 3.9 tomando como base o centro da junta soldada foram tomados pontos de dureza em uma faixa de 10 mm à esquerda e 10 mm à direita do referido ponto. Duas linhas de dureza foram tomadas a 1 mm de ambas as superfícies e os pontos de tomada foram igualmente espaçados em 0,7 mm de acordo com a referida norma que recomenda esse espaçamento e posicionamento para metais ferrosos para teste de dureza HV5.

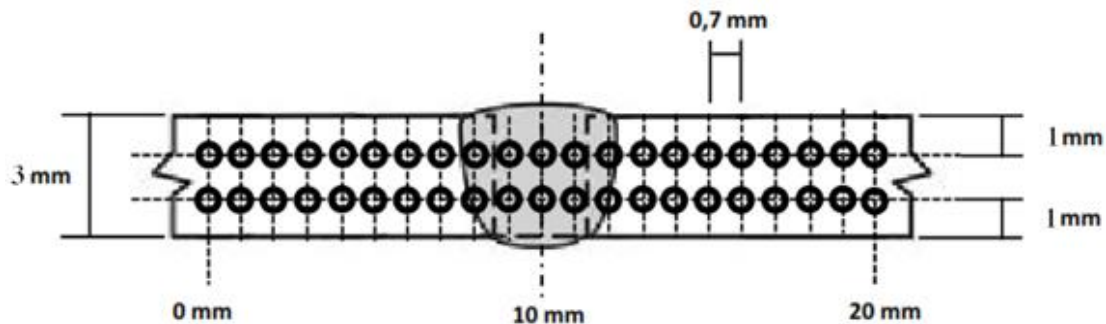


Figura 3.9 – Posicionamento dos pontos para determinação do perfil de dureza da junta soldada.

Uma amostra foi confeccionada para cada um dos quatro aportes térmicos que estão sendo analisados.

Um gráfico foi plotado para cada amostra analisada levando em conta a posição do ponto analisado e a sua referida dureza conforme orientação norma DIN EN 1043-1 <sup>(61)</sup>.

A medição da dureza foi realizada com uma máquina de teste de microdureza da marca Shimadzu modelo tipo M. O referido equipamento mede dureza Vickers com carga de 0,015 até 1000 g.

### 3.3.3 Caracterização das Propriedades Mecânicas da Junta Soldada

Para cada placa soldada com um dos quatro aportes térmicos foram confeccionados três corpos de prova para teste de tração para determinação das propriedades mecânicas da junta soldada.

A confecção dos corpos de prova foi realizada através do processo de usinagem por fresa de topo conforme orientação da norma AWS B4.0 <sup>(62)</sup>.

A Figura 3.10 ilustra a distribuição de retirada dos corpos de prova nas placas soldadas.

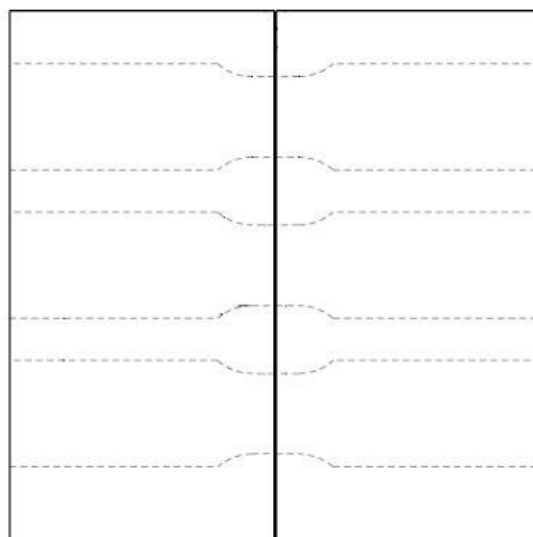


Figura 3.10 – Distribuição de retirada dos corpos de prova na placa soldada.

As dimensões individuais dos corpos de prova seguem a norma AWS B4.0 <sup>(62)</sup> conforme ilustração da Figura 3.11.

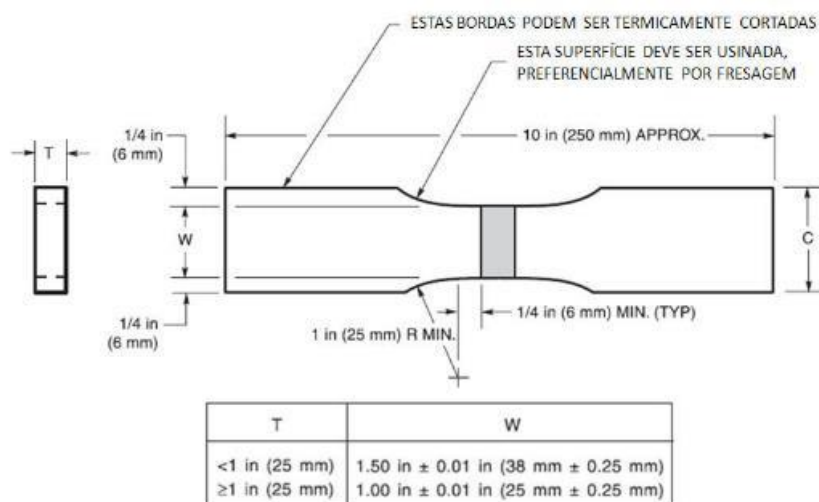


Figura 3.11 – Dimensões individuais dos corpos de prova.

Como a espessura da chapa de aço a ser testada possui espessura de 3 mm, portanto inferior a 25 mm, a cota “W” mencionada na Figura 3.11 será de 38 mm com tolerância de +/- 0,25 mm.

A cota “C” ilustrada na mesma figura ficará com uma dimensão de 50 mm.

A borda do cordão de solda é referência para a determinação do centro do raio de 25mm mencionado pela Figura 3.11. Como os aportes térmicos a serem testados não serão idênticos, a expectativa é de que a largura dos cordões de solda não será de mesma dimensão. Portanto a título de estimativa e para uniformização das dimensões para usinagem dos corpos de prova, a largura do cordão de solda será estimada em 9 mm.

A norma AWS B4.0 <sup>(62)</sup> solicita que, para o teste de tração, o reforço de solda seja removido mantendo a espessura do corpo de prova constante na espessura em toda a extensão.

Os ensaios de tração das amostras foram realizados no Laboratório de Metalurgia Física – LAMEF – UFRGS. A máquina de ensaio de tração utilizada foi a Instron – 5585H com capacidade de 250 kN. Os ensaios foram realizados a uma temperatura ambiente de 25 °C e com uma taxa de deslocamento de 0,45 mm/min. Os ensaios seguiram as orientações da norma NBR ISO 6892 – Materiais Metálicos – Ensaio de Tração à Temperatura Ambiente.

Através do ensaio de três corpos de prova para cada aporte térmico testado, é possível medir a repetibilidade da relação entre o aporte térmico e a resistência mecânica da junta soldada.

## 4. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Neste capítulo serão apresentados os resultados obtidos nos ensaios realizados consoante com a descrição no Capítulo 3, os quais foram suportados pela execução dos resultados dos experimentos propostos como ensaios de tração, análise por microscopia ótica e medição de microdureza das juntas soldadas.

### 4.1 Análise do Metal de Base

A análise química obtida através de espectrometria ótica conforme descrita na seção 3.1.2 resultou em valores similares aos estabelecidos pelo fornecedor conforme Tabela 3.1. Pode-se observar que alguns elementos químicos adicionais que foram identificados pela análise de espectrometria ótica realizada.

Baseado na composição química, o valor do carbono equivalente encontrado foi de  $C_{eq} = 0,45$  – aço de média soldabilidade.

Tabela 4.1 - Composição química do aço 700 MPa por espectrometria ótica.

Elementos Químicos (%)							
C	Si	Mn	P	S	Al (total)	Nb	Ni
0,1215	0,0128	1,3944	0,0258	0,0074	0,0924	0,0399	0,0149
Cr	Mo	Cu	Co	Ti	V	B	Fe
0,4964	0,0053	0,014	0,0088	0,0986	0,0135	0,0007	97,653

As amostras analisadas para determinação da microestrutura apresentaram composição constituída predominantemente por ferrita e perlita conforme pode ser verificado na figura 4.1.



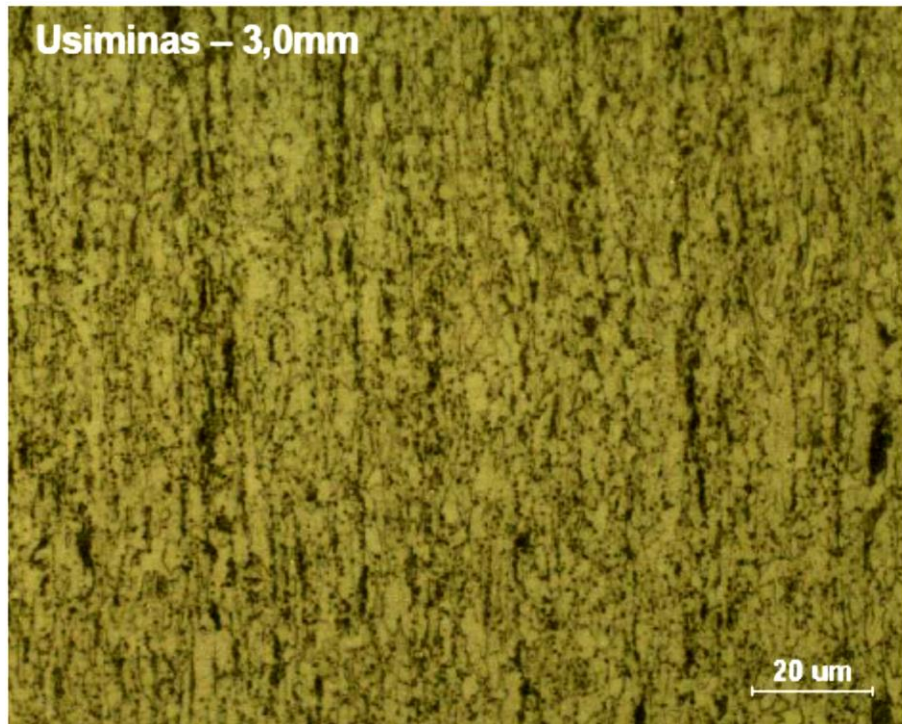


Figura 4.1 – Micrografia ampliada em 500 vezes do aço 700 MPa. As amostras foram atacadas com Nital 3.5%.

Os resultados obtidos pelo ensaio de tração do metal de base estão relatados na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 - Propriedades Mecânicas do aço 700 MPa submetido a ensaio de tração.

Direção de Laminação	Nº Corpo de Prova	Lim. Escoamento (MPa)	Lim. Resistência (MPa)	Alongamento (%) base de medida 50mm
Longitudinal	1	719,8	805,4	19%
	2	711,8	801,6	19%
	3	724,4	816,6	20%
Transversal	4	761,9	832,7	18%
	5	776,2	839,4	17%
	6	757,7	826,4	17%

De acordo com os resultados documentados, as amostras analisadas apresentaram propriedades mecânicas de acordo com as especificações fornecidas pelo fabricante Usiminas (Tabela 3.2).

#### **4.2 Validação dos Parâmetros de Soldagem Propostos**

Os parâmetros de soldagem propostos pela Tabela 7 da seção 3.3.1 - Seleção dos Parâmetros de Soldagem - foram validados através da soldagem de corpos de prova preliminares para posterior análise através de macrografias das juntas soldadas. Os corpos de prova foram avaliados para a verificação da qualidade da junta soldada avaliando se os aportes térmicos propostos proporcionaram uma boa qualidade da junta soldada com boa fusão bem como penetração e inexistência de marcas de mordeduras provenientes do processo de solda.

A soldagem dos corpos de prova foi realizada a uma temperatura ambiente de 22°C com velocidade de deslocamento da tocha de soldagem de 55 cm/min. A extensão do arame após o bico de contato foi de 20 mm e a vazão do gás de proteção foi de 20 l/min. Demais equipamentos e métodos utilizados foram definidos pela seção 3 - Materiais e Métodos.

Diversas interações foram realizadas para encontrar os parâmetros de tensão e corrente originalmente propostas pela Tabela 3.8. Algumas dificuldades foram encontradas e não foi possível ajustar a fonte de potência para se adequar aos valores exatos propostos. Esse comportamento já era esperado uma vez que a relação entre tensão e corrente de soldagem não é linear. Os valores atribuídos na Tabela 3.8 foram simplificados inicialmente considerando uma relação linear entre as duas variáveis. Os valores atribuídos de tensão e corrente no painel de controle responsável pela automação do robô e da fonte de potência não eram exatamente os mesmos exibidos no painel digital da fonte de potência. A fonte de potência também apresentava uma flutuação nos valores mostrados no painel. Os valores descritos na Tabela 4.1 são valores médios ou valores que mais frequentemente apareciam no painel digital da fonte de potência durante a realização da soldagem. Os valores finais de aporte térmico e energia de soldagem chegaram muito próximos aos atribuídos originalmente. A Tabela 4.1 ilustra os valores dos parâmetros de soldagem encontrados para a soldagem dos corpos de prova preliminares.

Soldagem com velocidade de 55 cm/min.

Tabela 4.3 - Parâmetros de soldagem para a confecção dos corpos de prova preliminares.

C.P.	E (KJ/cm)	Q (KJ/cm)	I (A)	U (V)
CP.1	0,29	0,23	125	21,5
CP.2	0,34	0,27	142	22
CP.3	0,40	0,32	160	22,7
CP.4	0,43	0,35	172	23

### 4.3 Macrografias

As figuras 4.2 a 4.5 apresentam as macroestruturas resultantes do processo de solda dos corpos de prova CP1, CP2, CP3 e CP4 respectivamente. Pode-se verificar que não houve penetração total na junta solta soldada CP1 e CP2, provendo assim uma região concentradora de tensões. Nos demais corpos de prova ocorreu a penetração total da junta soldada.

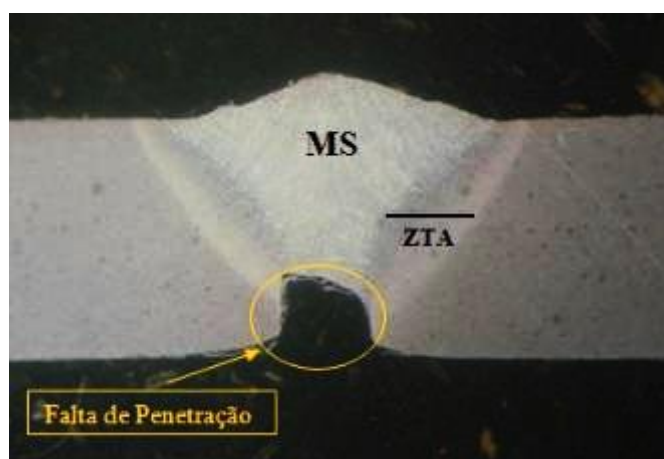


Figura 4.2 – Macrografia do corpo de prova 1.

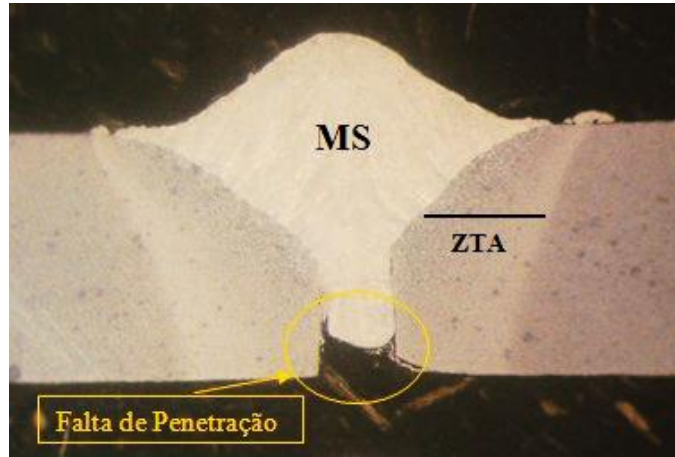


Figura 4.3 – Macrografia do corpo de prova 2.

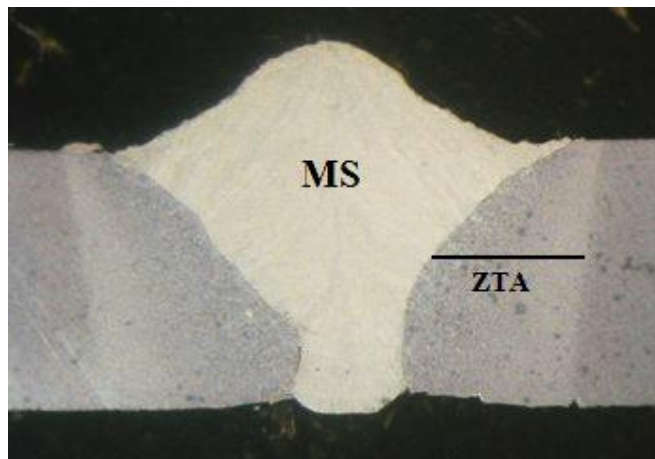


Figura 4.4 – Macrografia do corpo de prova 3.

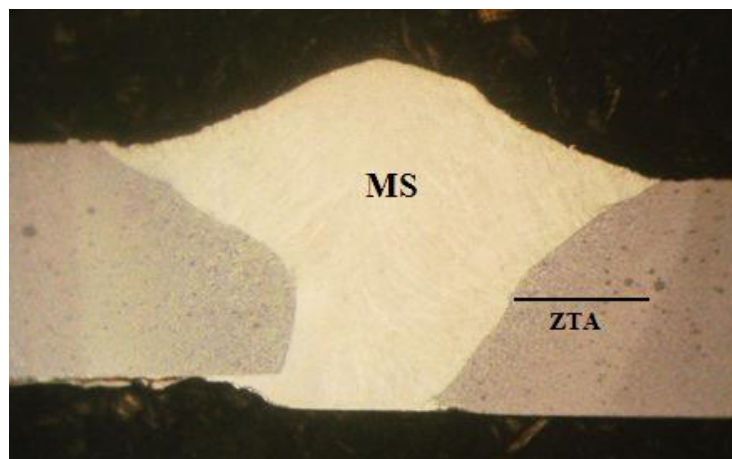


Figura 4.5 – Macrografia do corpo de prova 4.

#### 4.4 Caracterização Microestrutural

As tiras metálicas restantes da usinagem no intervalo entre dois corpos de prova vizinhos foram utilizadas para confecção das amostras para análise microestrutural. As amostras foram cortadas, embutidas, polidas e atacadas com Nital 3.5% conforme procedimento descrito pela seção 3.3.3 - Métodos para Caracterização das Soldas do presente trabalho.

A microestrutura encontrada na amostra foi dividida em regiões. A primeira região demonstrada é o metal de solda abreviado pela sigla MS. As outras duas serão as duas subdivisões da ZTA (Zona Termicamente Afetada). A primeira subdivisão será a região de crescimento de grãos caracterizada pela sigla RCG. A segunda subdivisão será a região de refino do grão definida pela sigla RRG. A Figura 4.8 ilustra as microestruturas das juntas soldadas que serão capturadas. A sigla MB na figura significa metal de base. A microestrutura do metal de base – aço USI LN 700 foi caracterizado pela seção 3.1.2 Análise do Metal de Base para a Soldagem do presente trabalho. Os parâmetros de soldagem utilizados nas amostras CP2, CP3 e CP4 também foram analisados, porém em virtude de não apresentarem variação microestrutural decorrente das diferentes energias de soldagem utilizadas, estas imagens podem ser vistas no apêndice deste trabalho.

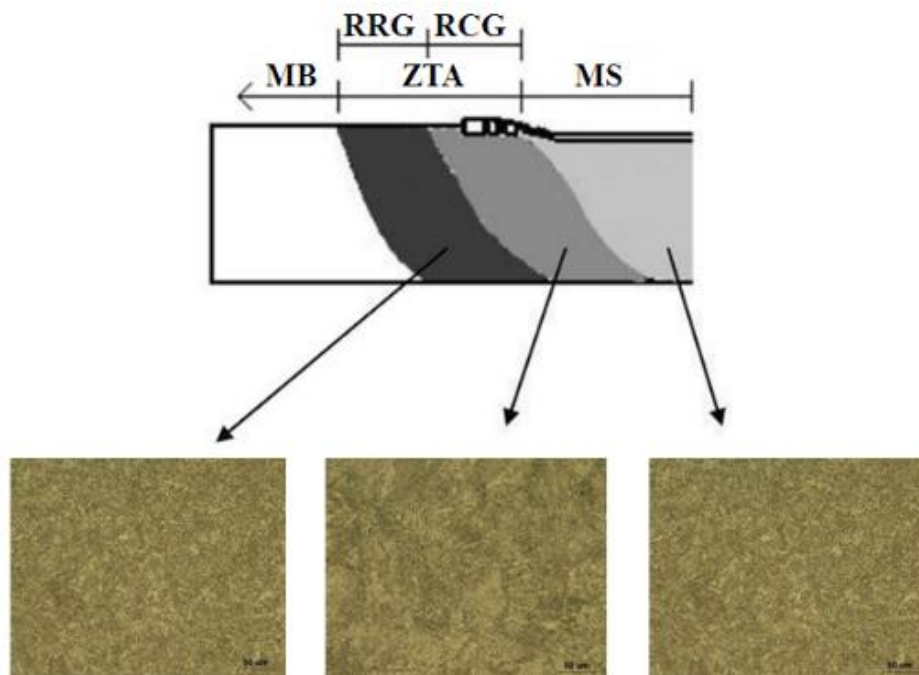


Figura 4.6 – Microestruturas das juntas soldadas CP1.



Na Figura 4.7 observou-se a microestrutura do metal de base de CP1. Foi possível verificar que esta microestrutura é composta por grande quantidade de ferrita com grãos muito finos e perlita. A microestrutura apresenta uma forma alongada na direção de laminação.

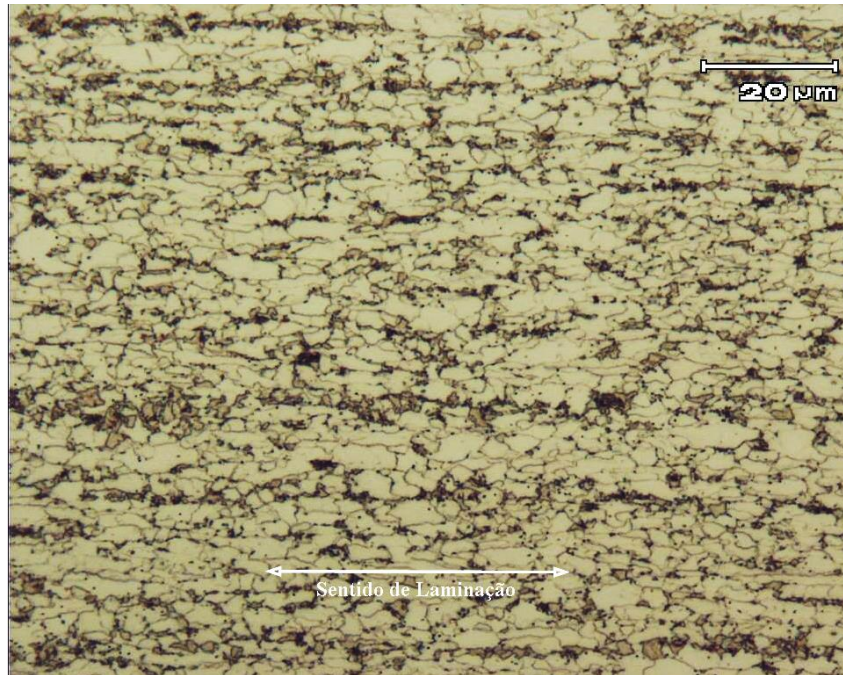


Figura 4.7 – Microestruturas MB do corpo de prova CP1 – Ferrita; Perlita.

A microestrutura formada no MS do corpo de prova CP1 pode ser observada na Figura 4.8. Duas morfologias podem ser vistas na microestrutura:

- a) Ferrita acicular;
- b) Bainita;

Não foi identificada nitidamente a existência de estruturas martensíticas nas imagens metalográficas. Porém, depois de realizados alguns ensaios de dureza Vickers conforme procedimento detalhado na seção 3.3.3.2, foi identificado um intervalo de dureza entre 290 HV – 306 HV, o que indica a possível existência de estruturas martensíticas.

Segundo M. LORD e G. Jennings <sup>(71)</sup>, para faixas de velocidades de resfriamento normais de soldagem, a microestrutura resultante do metal de solda é constituída de martensita e bainita, uma vez que não se tem temperabilidade suficiente para a formação somente de martensita.

Segundo Diniz R. Lima Jr <sup>(72)</sup>, a presença de microconstituente de Ferrita Acicular no metal de solda é favorável ao aumento da tenacidade em aços de alta resistência e baixa liga (ARBL). Este microconstituente apresenta granulação fina e entrelaçada composta por finas ripas de ferrita com cementita entre estas ripas. A distribuição caótica das ripas de ferrita, possibilita termos uma boa relação entre resistência mecânica e tenacidade nesta região.

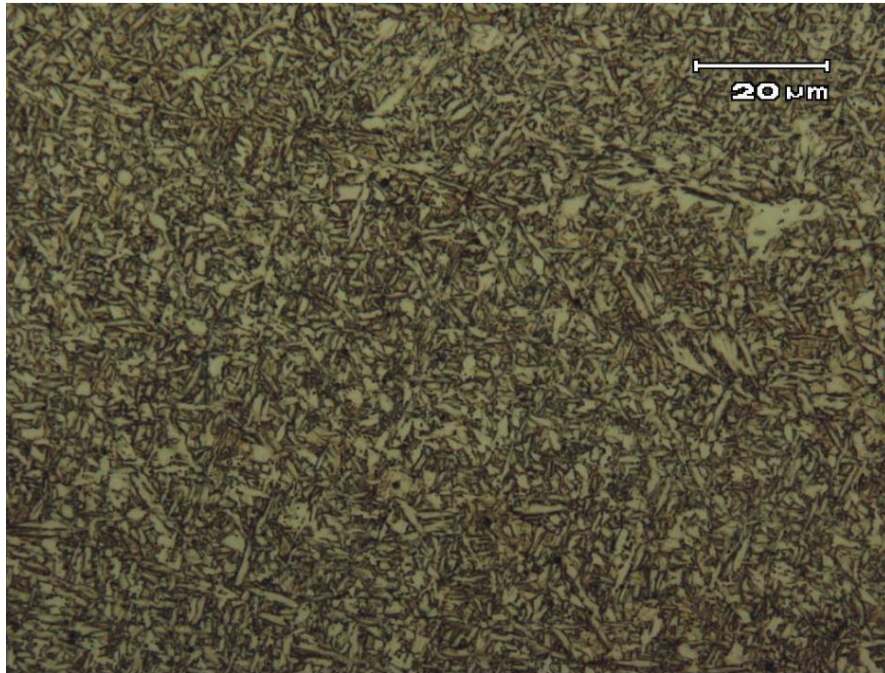


Figura 4.8 – Microestrutura do MS do corpo de prova CP1 - Bainita; Ferrita acicular.

A Figura 4.9 mostra a micrografia da RCG. O crescimento dos grãos é decorrente da baixa taxa de resfriamento existente nesta região. A taxa de resfriamento pode ser explicada em função da distância da região à linha de solda e também por ser uma região de interface direta com o material de base. Com o ataque realizado é possível visualizar a presença de bainita superior, esta resultante da alta temperatura de transformação. Também pode ser vista em menor quantidade a presença de ferrita Widmanstätten, que devido ao grão austenítico ser grande, chega um momento em que a cinética de formação da bainita é suprimida e ocorre a sua nucleação <sup>(66)</sup>.



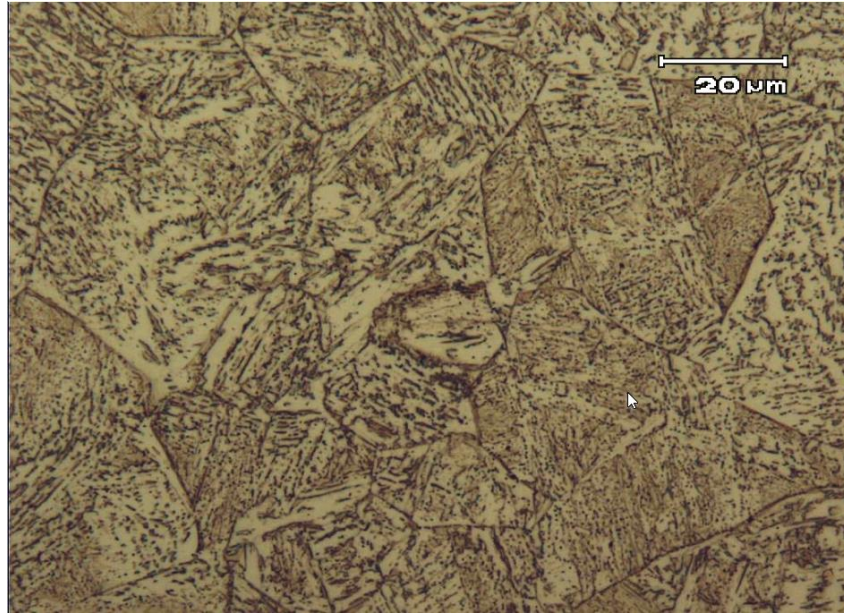


Figura 4.9 – Microestruturas RCG do corpo de prova CP - Ferrita Widmanstätten;  
Bainita.

Na Figura 4.10 é mostrada a microestrutura da RRG de CP1. Esta é formada por ferrita idiomorfa e perlita. A microestrutura resultante é bastante semelhante ao do metal de base, entretanto os grãos não apresentaram a deformação decorrente ao processo de laminação controlada.

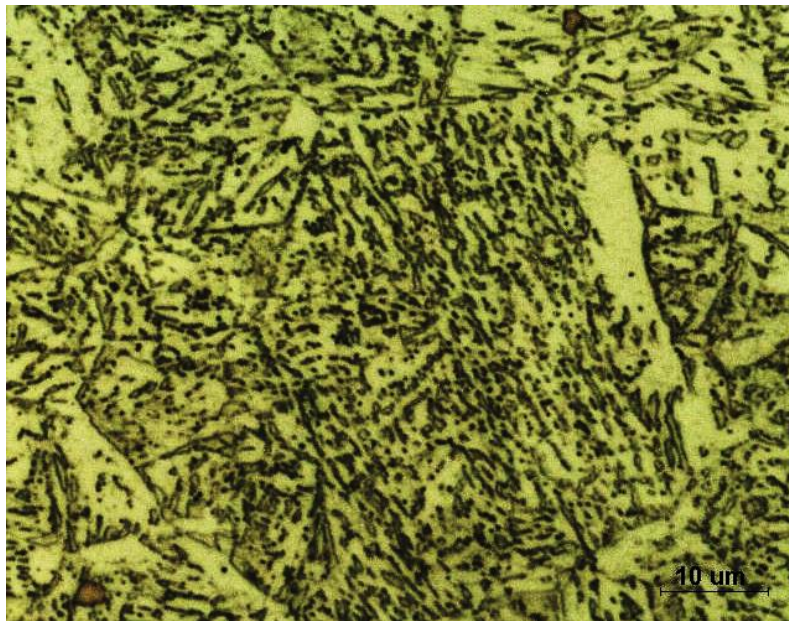


Figura 4.10 – Microestruturas RRG do corpo de prova CP1 - Perlita; Ferrita  
idiomorfa.



#### 4.5 Ensaio de Tração

A partir da tabela 4.4, pode-se verificar os resultados de tensão de escoamento, resistência à tração, alongamento e área da fratura de todas as amostras estudadas.

A tabela 4.4, refere-se aos resultados da amostragem CP1. Em todos os corpos de prova a trinca ocorreu na ZTA.

Tabela 4.4 - Propriedades mecânicas das amostras CP1 submetidas ao ensaio de tração.

Amostra	Limite de Escoamento [MPa]	Resistência à Tração [MPa]	Alongamento (%)	Região da fratura
CP1 - 1	616,91	728,08	11%	ZTA
CP1 - 2	654,36	776,05	13%	ZTA
CP1 - 3	597,19	752,17	11%	ZTA
Média	646,21	789,78	12%	
Desv. Pr	29,04	24	1%	

A análise metalográfica da falha na amostra CP1-3 pode ser visualizado através das figuras 4.11 – 4.15. Neste perfil pode-se verificar as microestruturas encontradas na superfície da falha - regiões 1 e 2. As macrografias dos demais corpos de prova também foram analisadas, porém em virtude de não apresentarem variação no resultado final, estas imagens podem ser vistas no apêndice deste trabalho.

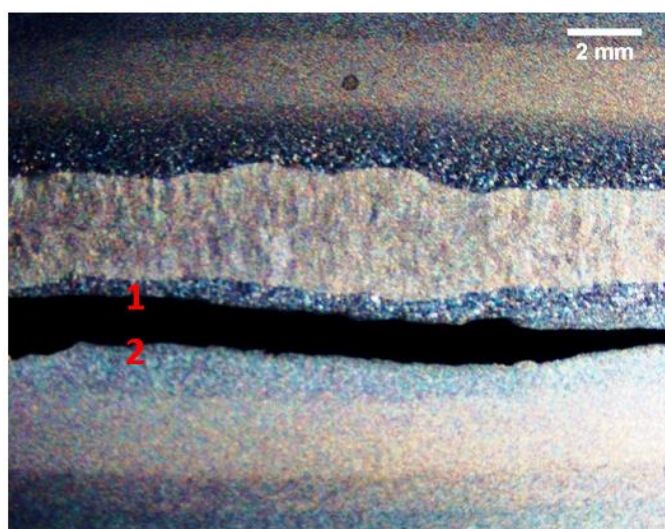


Figura 4.11 – Regiões de análise amostra CP1-3.



Figura 4.12 – Metalografia amostra CP1-3, região 1, mostrando propagação de trinca pela ZTA.

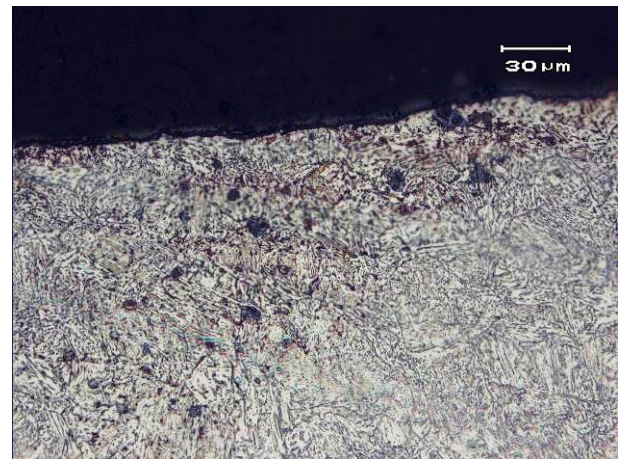
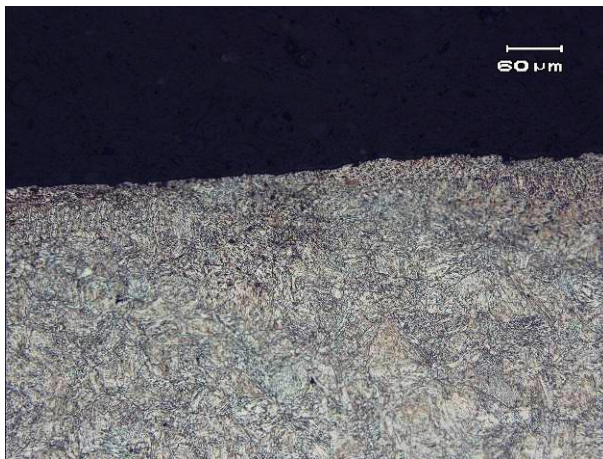


Figura 4.13 – Metalografia amostra CP1-3, região 1, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA.





Figura 4.14 – Metalografia amostra CP1-3, região 2, mostrando propagação de trinca pela ZTA.

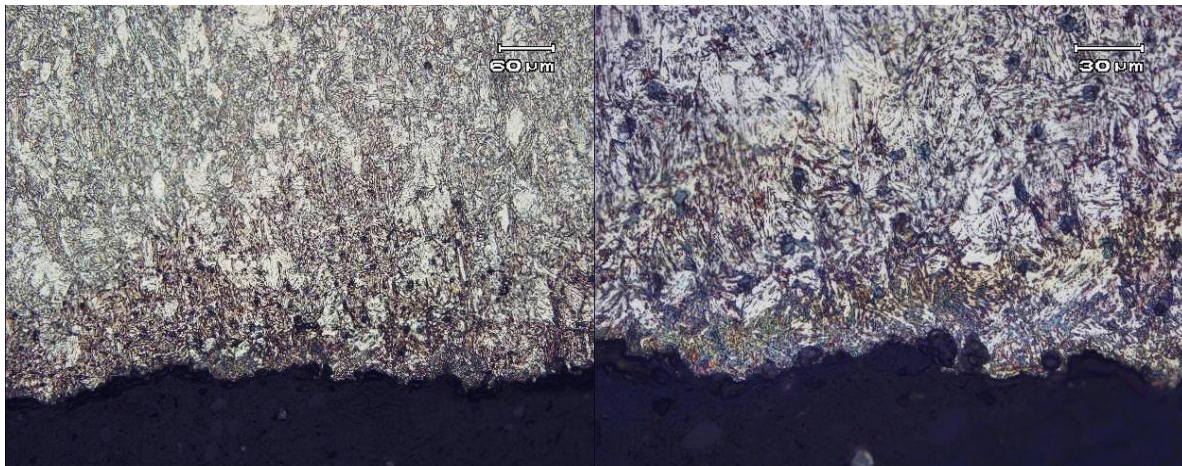


Figura 4.15 – Metalografia amostra CP1-3, região 2, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA.

A tabela 4.5, referente os resultados da amostragem CP2, mostra que em todos os corpos de prova a propagação da trinca ocorreu na ZTA.

Tabela 4.5- Propriedades mecânicas das amostras CP2 submetidas ao ensaio de tração.

Amostra	Limite de Escoamento [MPa]	Resistência à Tração [MPa]	Alongamento (%)	Região da fratura
CP2 - 1	596	778,65	11%	ZTA
CP2 - 2	616,45	795,75	11%	ZTA
CP2 - 3	626,75	778,37	15%	ZTA
Média	613,06	785,26	13%	
Desv. Pr	21,74	9,95	2,3%	

A análise metalográfica da falha na amostra CP2-3 pode ser visualizado através das figuras 4.16 – 4.20. Neste perfil pode-se verificar as microestruturas encontradas na superfície da falha - regiões 1 e 2. As macrografias dos demais corpos de prova podem ser visualizadas no apêndice deste trabalho.

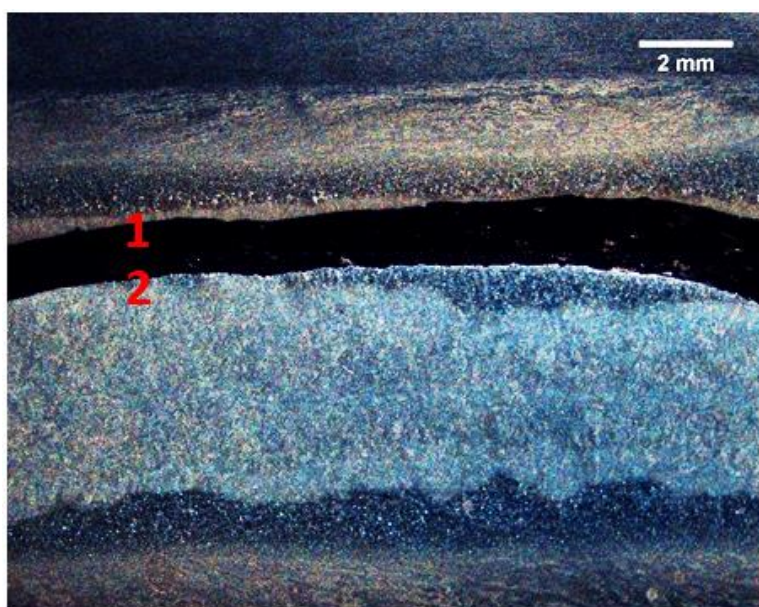


Figura 4.16 – Regiões de análise amostra CP2-3.





Figura 4.17 – Metalografia amostra CP2-3, região 1, mostrando propagação de trinca pela ZTA.

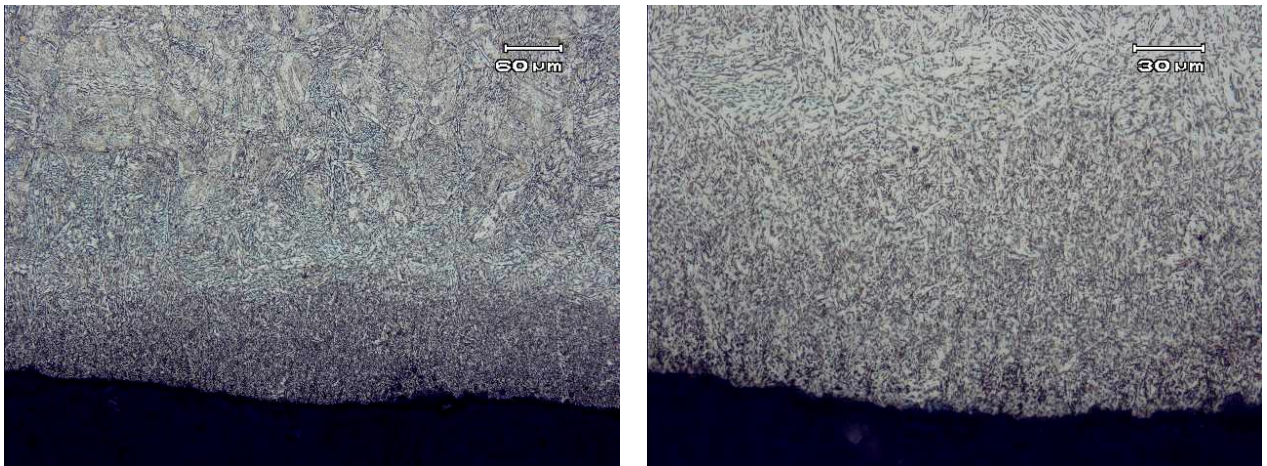


Figura 4.18 – Metalografia amostra CP2-3, região 1, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA.



Figura 4.19 – Metalografia amostra CP2-3, região 2, mostrando propagação de trinca pela ZTA.

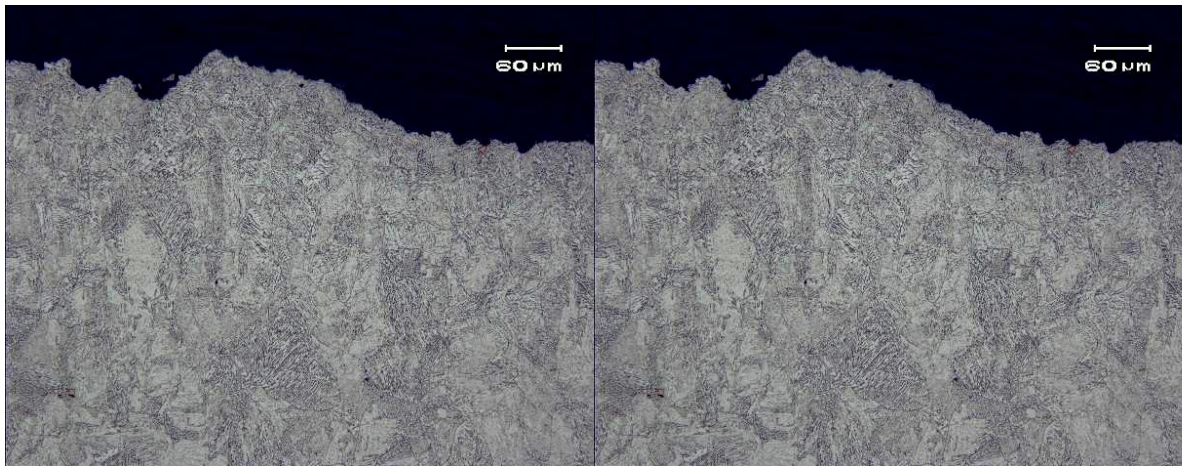


Figura 4.20 – Metalografia amostra CP2-3, região 2, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA.

A tabela 4.4, referente os resultados da amostragem CP3, mostra que em todos os corpos de prova a trinca ocorreu na ZTA.



Tabela 4.6 - Propriedades mecânicas das amostras CP3 submetidas ao ensaio de tração.

Amostra	Limite de Escoamento [MPa]	Resistência à Tração [MPa]	Alongamento (%)	Região da fratura
CP3 - 1	596	793,29	11%	ZTA
CP3 - 2	576,59	674,75	6%	ZTA
CP3 - 3	615,76	788,45	8%	ZTA
Média	597,19	752,17	8%	
Desv. Pr	19,59	67,09	3%	

A análise metalográfica da falha na amostra CP3-2 pode ser visualizada através das figuras 4.21 – 4.26. Neste perfil pode-se verificar as microestruturas encontradas junto a superfície da falha - regiões 1, 2 e 3. As macrografias dos demais corpos de prova podem ser visualizadas no apêndice deste trabalho.

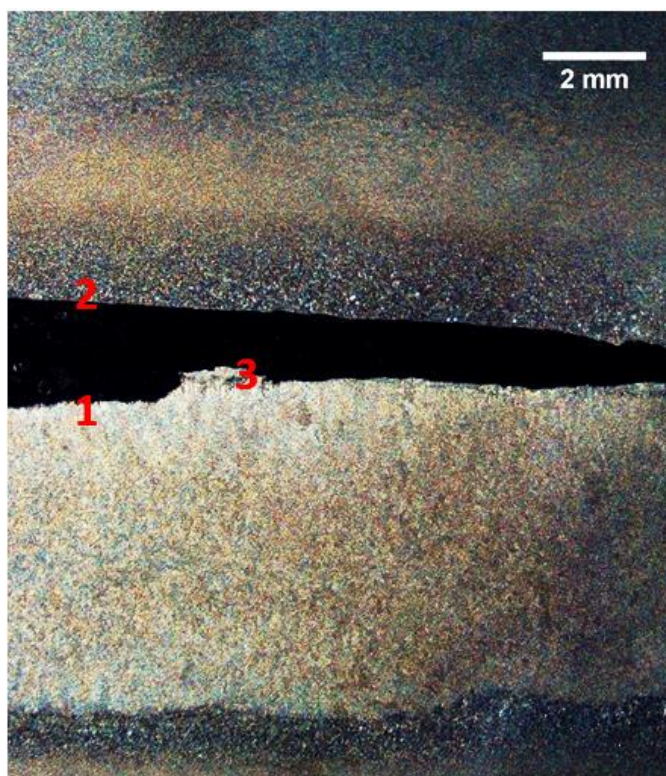


Figura 4.21 – Regiões de análise amostra CP3-2.



Figura 4.22 – Metalografia amostra CP3-2, região 1, mostrando propagação de trinca pela ZTA.

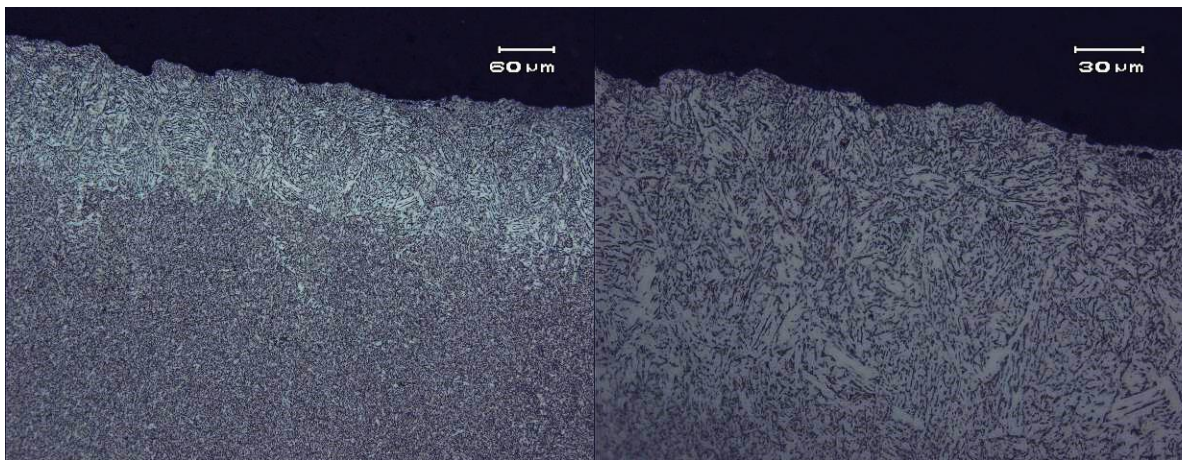


Figura 4.23 – Metalografia amostra CP3-2, região 1, em maior magnificação propagação de trinca pela ZTA.





Figura 4.24 – Metalografia amostra CP3-2, região 2, mostrando propagação de trinca pela ZTA.

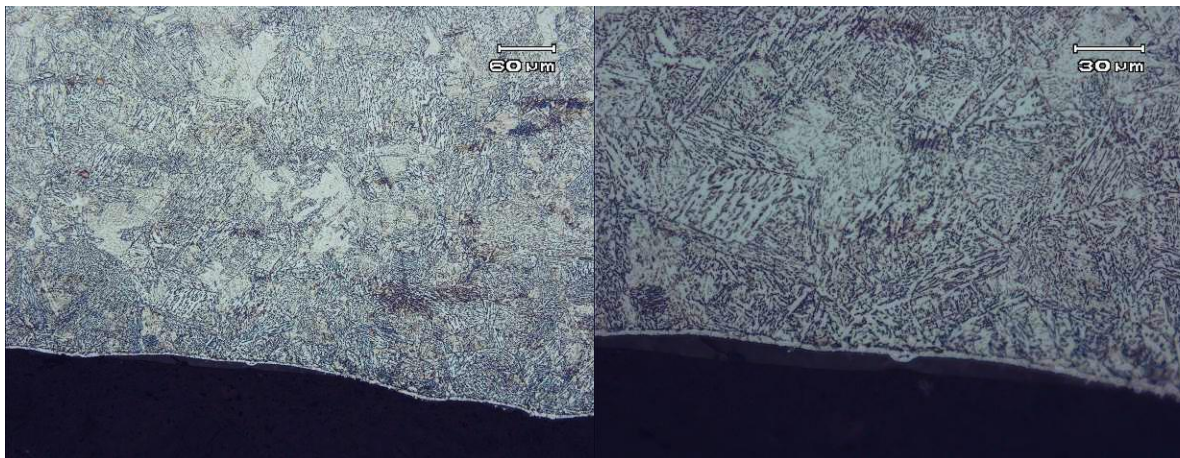


Figura 4.25 – Metalografia amostra CP3-2, região 2, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA.

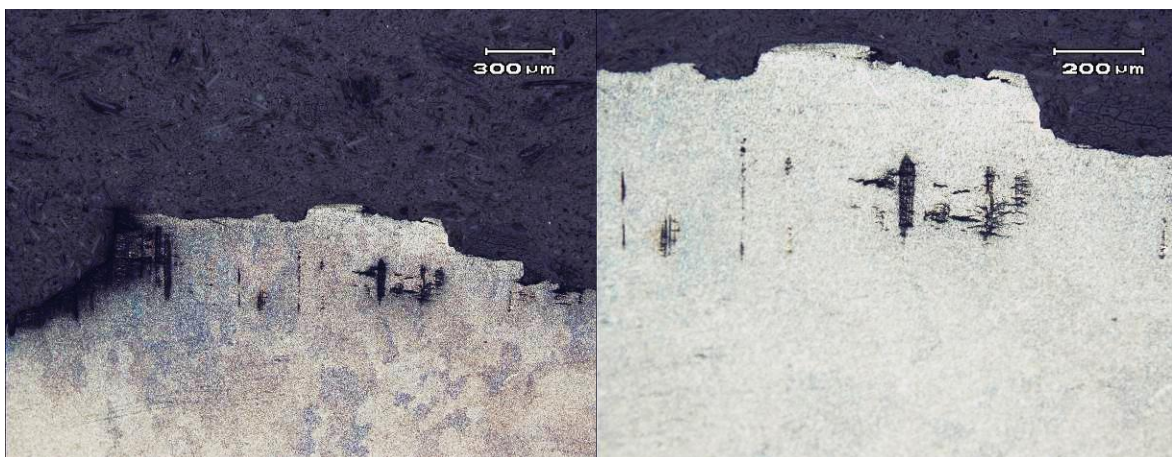


Figura 4.26 – Metalografia amostra CP3-2 mostrando propagação de trinca na região 3

A tabela 4.5, referente os resultados da amostragem CP4, mostra que em todos os corpos de prova a trinca propagou na ZTA.

Tabela 4.7 - Propriedades mecânicas das amostras CP4 submetidas ao ensaio de tração.

<b>Amostra</b>	<b>Limite de Escoamento [MPa]</b>	<b>Resistência à Tração [MPa]</b>	<b>Alongamento (%)</b>	<b>Região da fratura</b>
<b>CP4 - 1</b>	609,06	796,61	19%	ZTA
<b>CP4 - 2</b>	600,39	797,69	10%	ZTA
<b>CP4 - 3</b>	635,09	800,89	25%	ZTA
<b>Média</b>	614,85	798,4	18%	
<b>Desv. Pr</b>	18,06	2,23	8%	

A análise metalográfica da falha na amostra CP4-3 pode ser visualizada através das figuras 4.27 – 4.32. Neste perfil pode-se verificar as microestruturas encontradas junto a superfície da falha - regiões 1, 2 e 3. As macrografias dos demais corpos de prova podem ser visualizadas no apêndice deste trabalho.



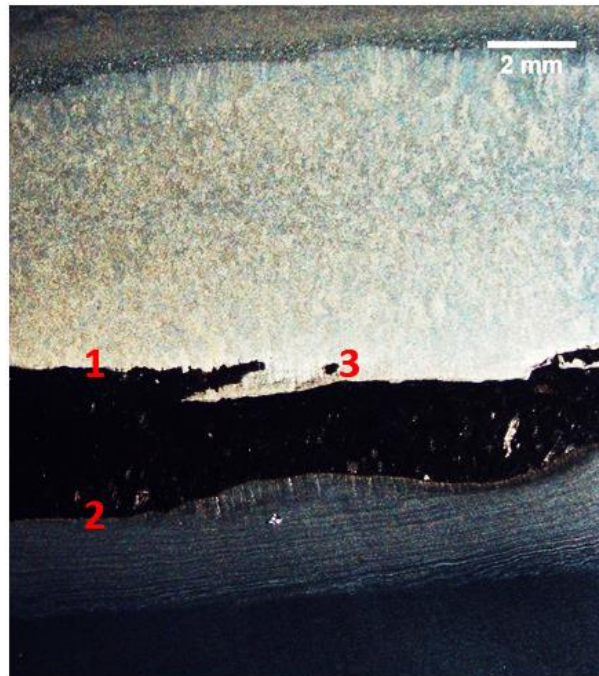


Figura 4.27 – Regiões de análise amostra CP4-3.

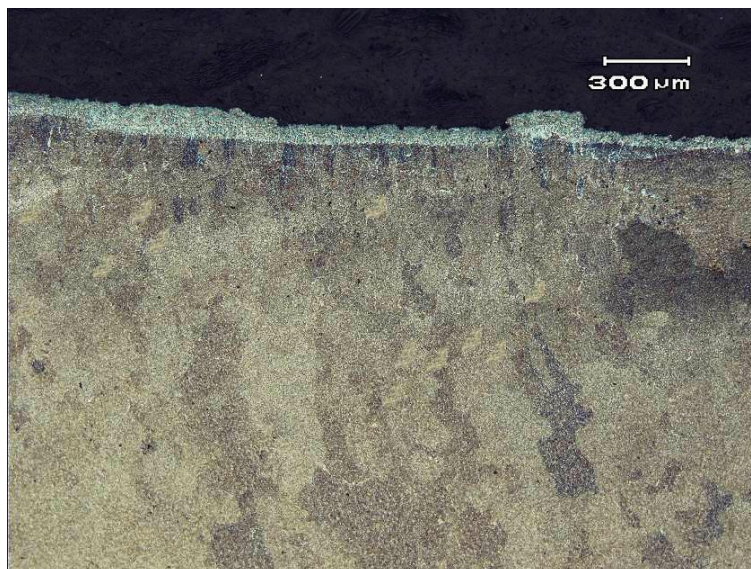


Figura 4.28 – Metalografia amostra CP4-3, região 1, mostrando propagação de trinca pela ZTA.

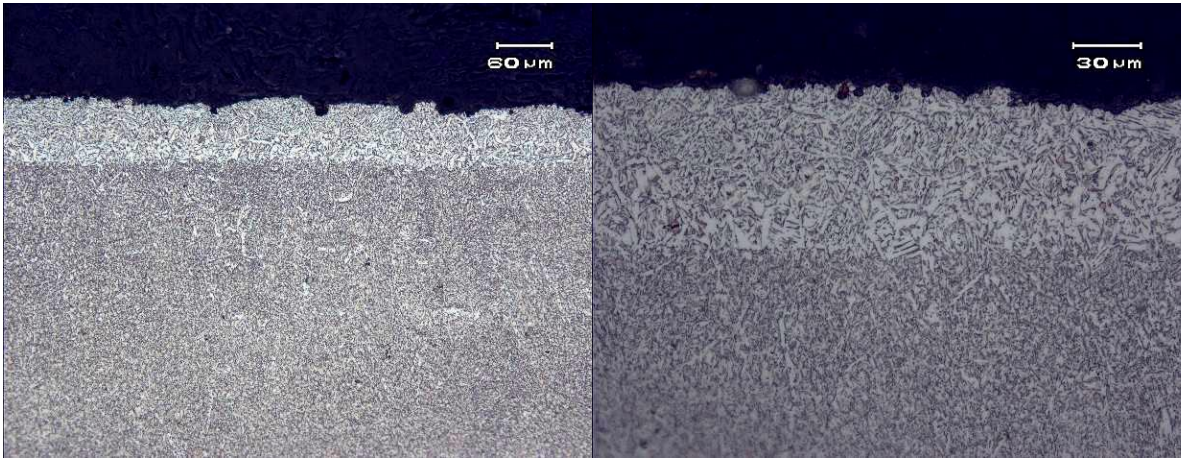


Figura 4.29 – Metalografia amostra CP4-3, região 1, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA.

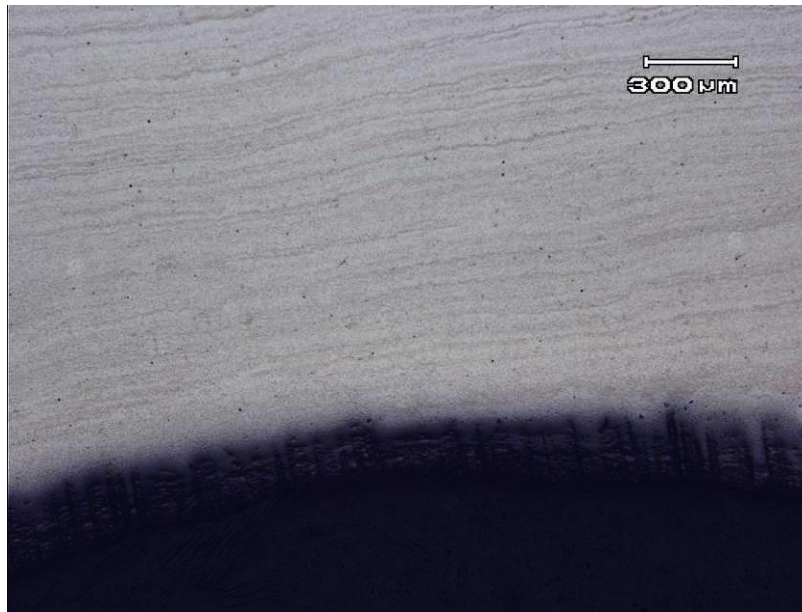


Figura 4.30 – Metalografia amostra CP4-3, região 2, mostrando propagação de trinca pela ZTA.





Figura 4.31 – Metalografia amostra CP4-3 mostrando superfície da fratura na região

3

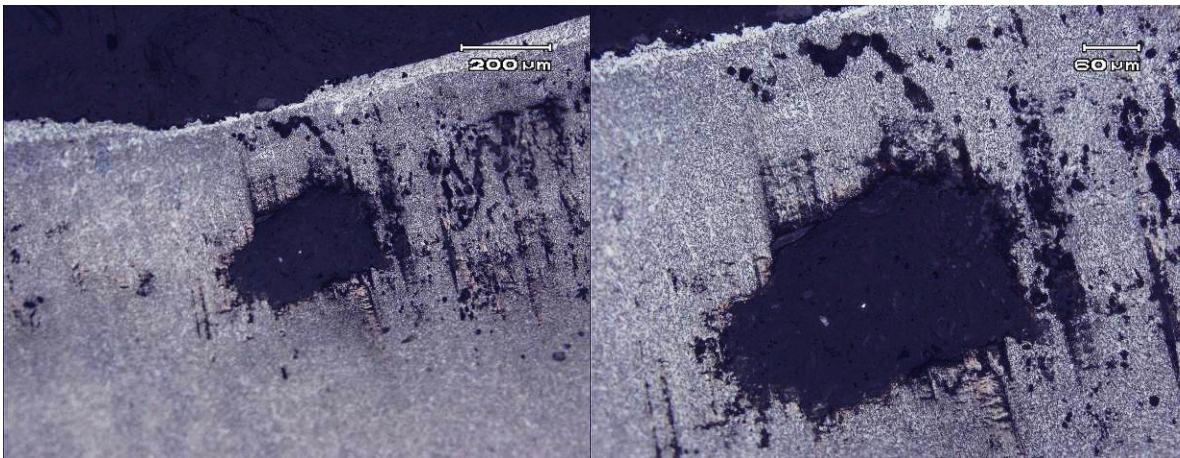


Figura 4.32 – Metalografia amostra CP4-3 mostrando defeito na região 3

Os resultados mínimos, máximos e médios do limite de escoamento e resistência à tração das juntas soldadas são apresentadas nas figuras 4.33 (a,b) em função da energia de soldagem.

A figura 4.33 apresenta o comparativo dos resultados de tração das amostras estudadas.

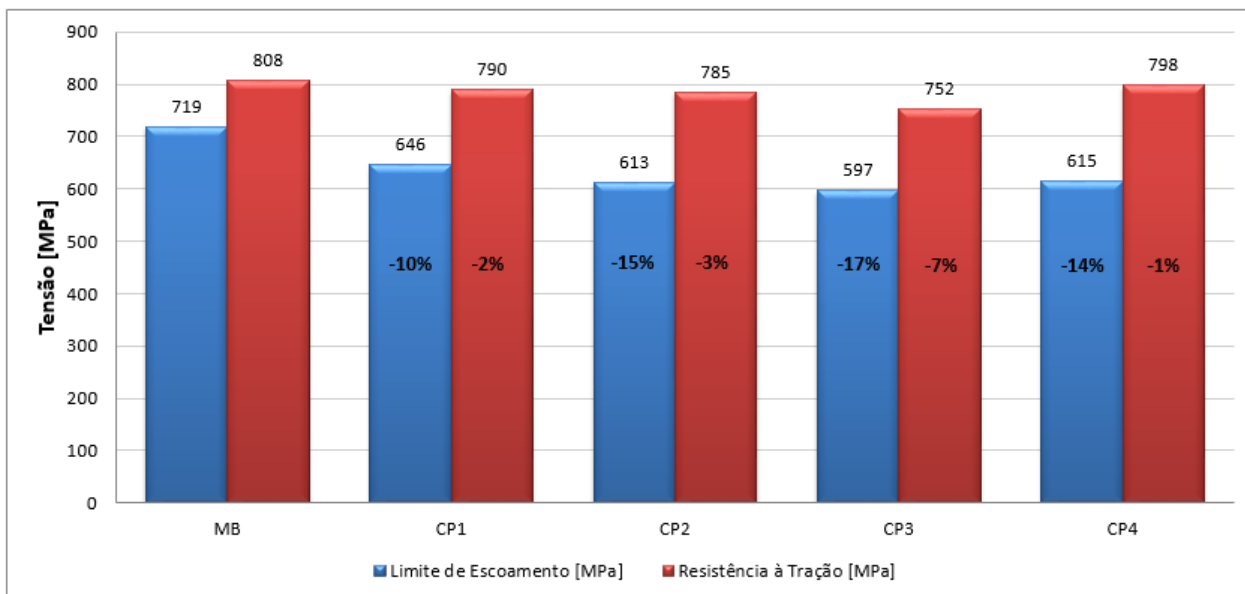


Figura 4.33 – Gráfico comparativo das propriedades mecânicas obtidas através dos ensaios de tração para as amostras.

Analisando a Figura 4.34 pode-se verificar o seguinte comportamento para as amostras:

- Todas as amostras apresentaram uma queda na resistência ao escoamento de no mínimo 10% e máximo de 17%;
- As amostras apresentaram uma queda na resistência à tração de no mínimo 2% e máximo de 7%;
- Apesar de variarmos os valores de energia de soldagem, pode-se verificar que tanto a tensão de escoamento quanto a resistência mecânica apresentaram valores similares entre as amostras. Segundo TANG e SHIH (1995), a principal razão para isto é que quando o metal de solda é mais resistente que o metal de base, a zona plástica na ponta da trinca pode se expandir durante o carregamento em direção ao metal de base (“overmatching”). Isto não ocorre na situação inversa (“undermatching”), quando a zona plástica fica restrita ao metal de solda. Como a zona plástica neste estudo é “overmatching”, ocorre uma relaxação parcial da concentração de tensões na ponta da trinca, que se reflete no acréscimo da tenacidade à fratura.

A variação na energia de soldagem utilizada não demonstrou ter uma significativa influência no comportamento mecânico da junta soldada quando utilizamos um metal de solda com propriedades mecânicas mais elevadas comparadas ao metal de base. Esta constatação foi fortemente evidenciada neste trabalho quando submetemos os corpos de prova ao ensaio à tração e obtivemos resultados similares. Esta constatação reforça o fato de que overmatching do MS evitou a fratura nesta região, porém a deformação plástica pode e deve ter ocorrido na ZTA undermatching.

A figura 4.38 define a relação entre propriedades mecânicas e aporte térmico.

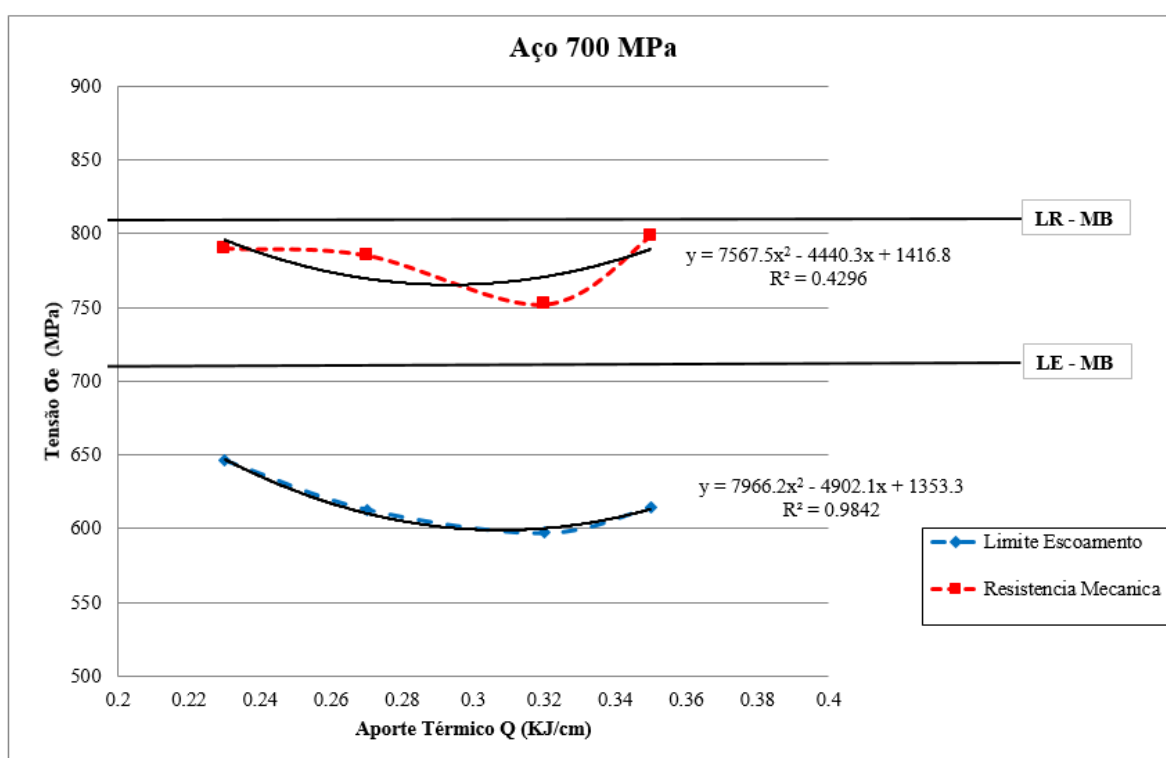
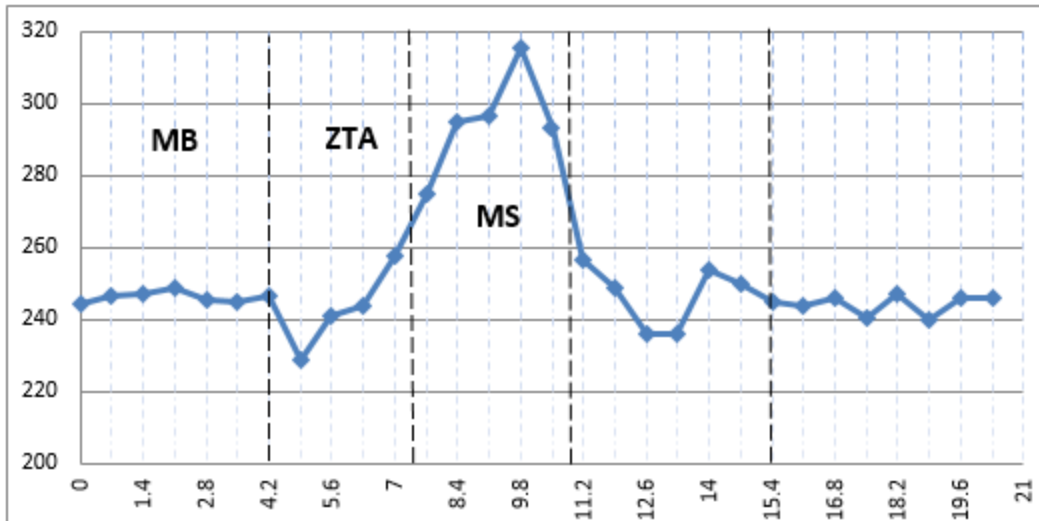


Figura 4.34 – Relação entre  $\sigma_e$  x Aporte Térmico

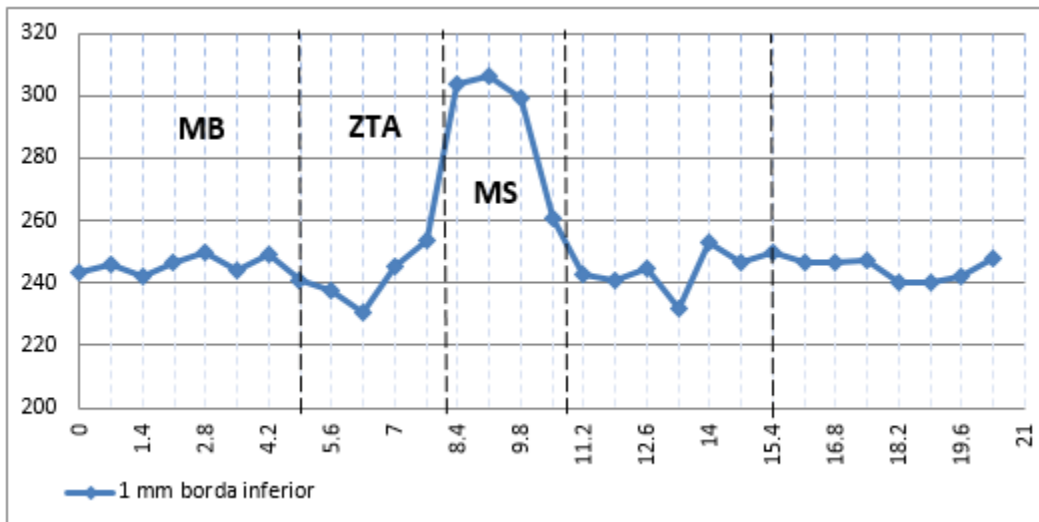
#### 4.6 Ensaio de Microdureza

O procedimento de medição de microdureza é baseado na norma DIN EN 1043-1<sup>(61)</sup>, e a Figura 3.17 ilustra o posicionamento dos pontos de tomada de dureza da junta soldada. A dureza será medida em HV5. O procedimento detalhado está na seção deste trabalho 3.3.3.2 - Medição da Microdureza da Junta Soldada.

Os perfis de microdureza das amostras CP1, CP2, CP3 e CP4 estão representados nas Figuras 4.18 a 4.22, com os resultados para a linha superior e linha inferior.



(a)

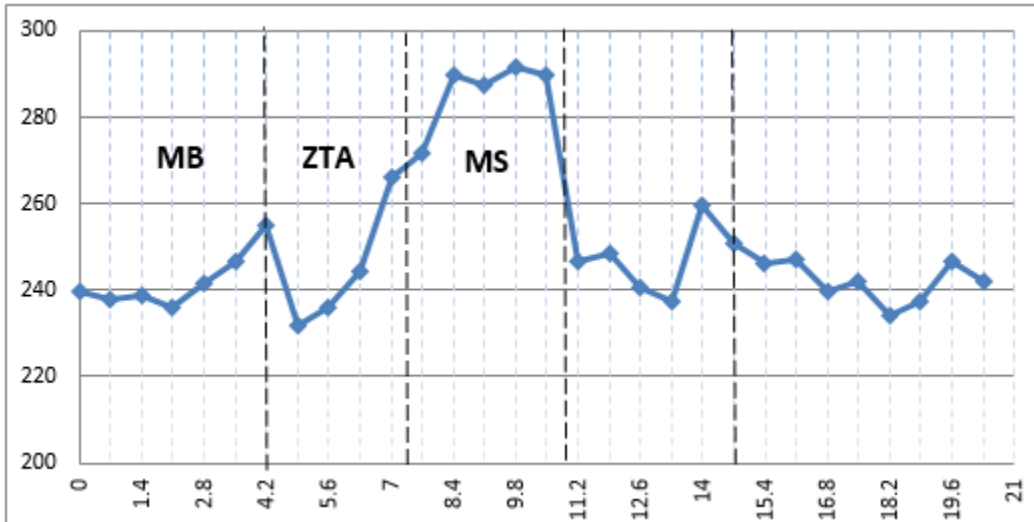


(b)

Figura 4.35 – Perfil de microdureza para a amostra CP1. (a) Linha Superior; (b) Linha inferior.

A mínima dureza verificada para a amostra CP1 é 228,9 HV5. O pico de dureza para a amostra CP1 é 306,4 HV5.





(a)

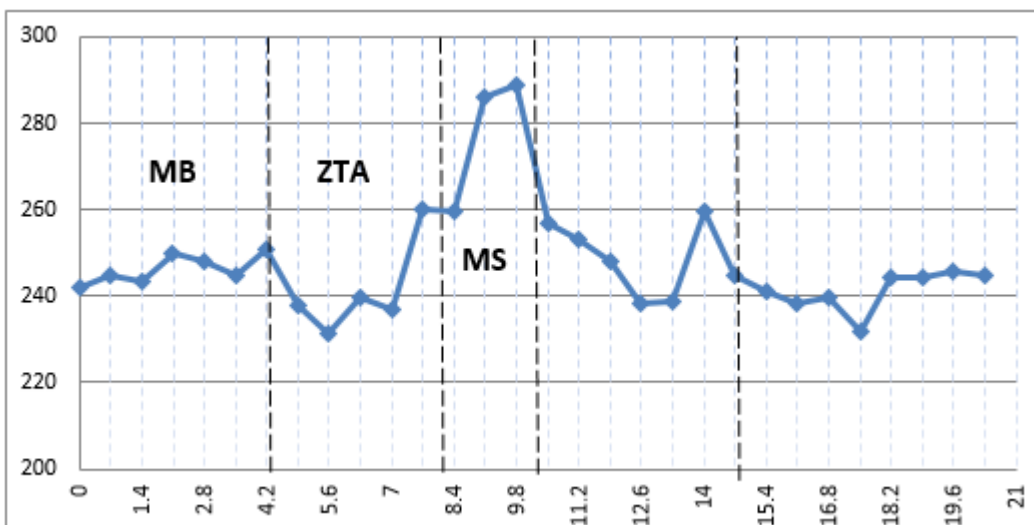
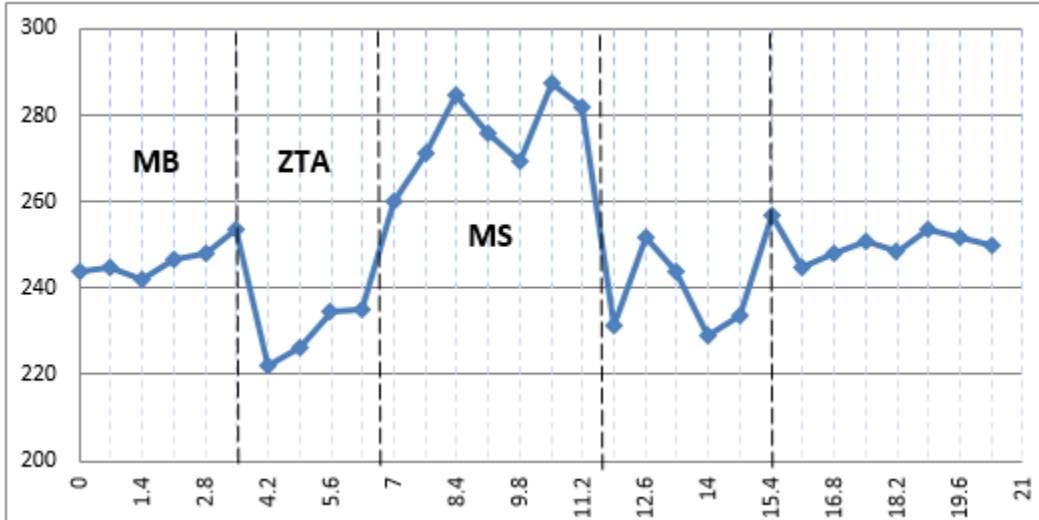
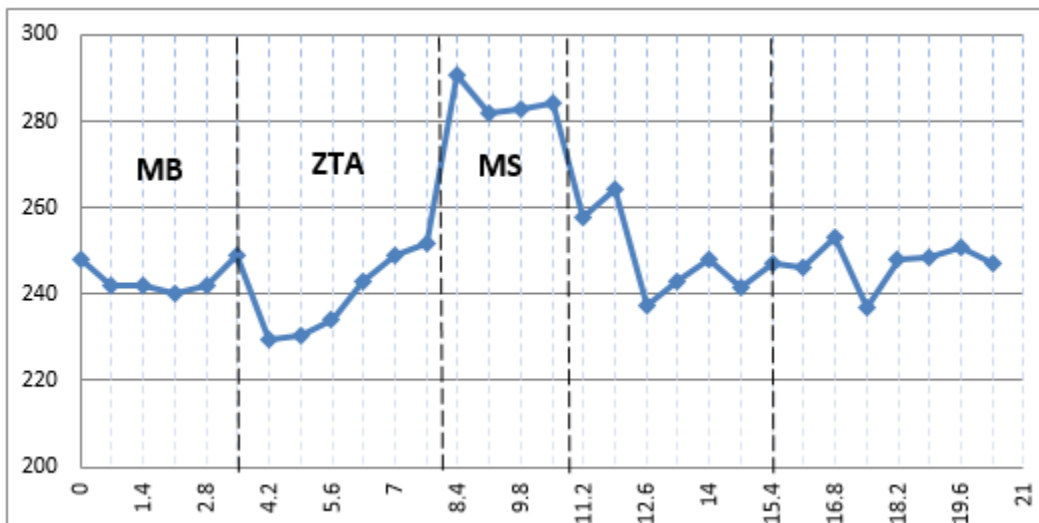


Figura 4.36 – Perfil de microdureza para a amostra CP2. (a) Linha Superior; (b) Linha inferior.

A mínima dureza verificada para a amostra CP2 é 231,5 HV5. O pico de dureza para a amostra CP2 é 291,7 HV5.



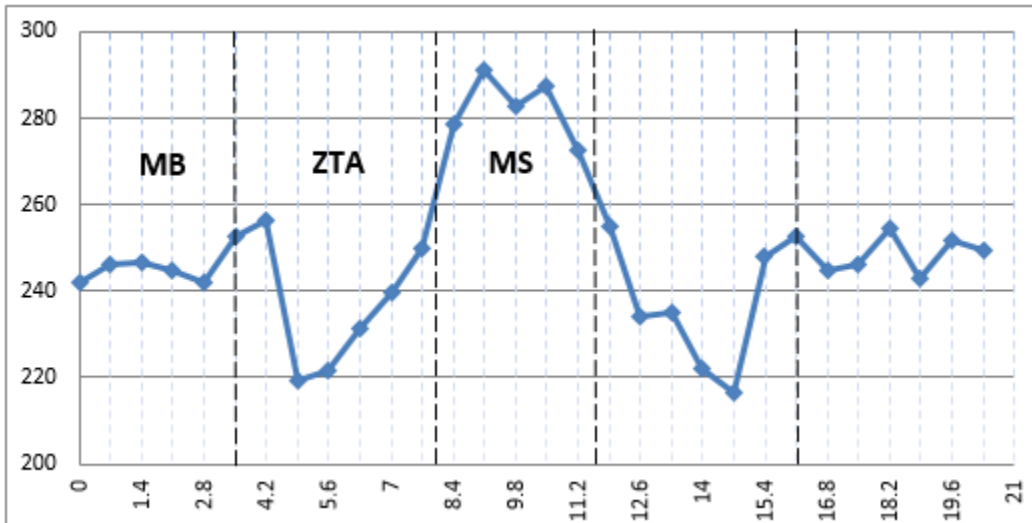
(a)



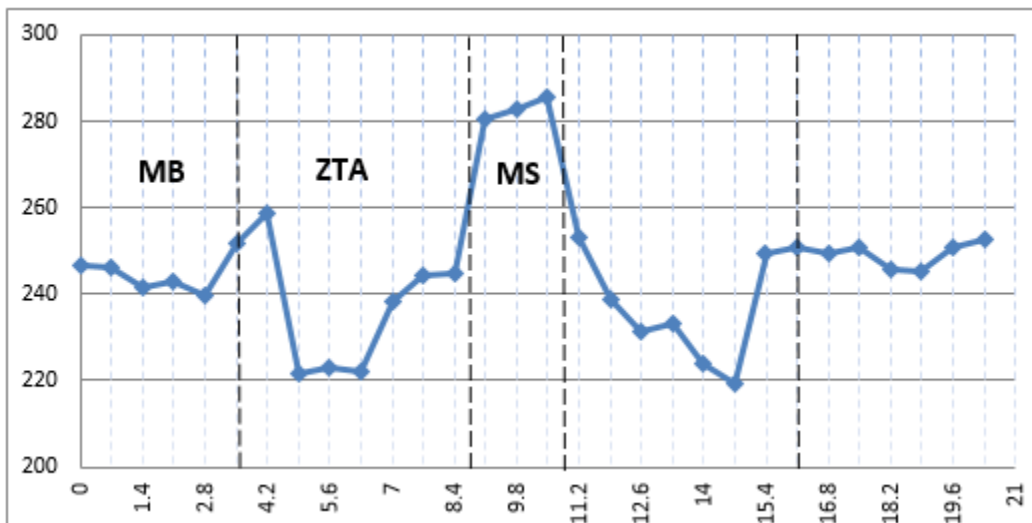
(b)

Figura 4.37 – Perfil de microdureza para a amostra CP3. (a) Linha Superior; (b) Linha inferior.

A mínima dureza verificada para a amostra CP3 é 222 HV5. O pico de dureza para para a amostra CP3 é 290,5 HV5.



(a)



(b)

Figura 4.38 – Perfil de microdureza para a amostra CP4. (a) Linha Superior; (b) Linha inferior.

A mínima dureza verificada para a amostra CP4 é 216,7 HV5. O pico de dureza para a amostra CP4 é 291,2 HV5.

Os perfis de dureza em cada aporte de energia empregado foram fortemente afetados ao longo da seção transversal devido às alterações microestruturais e associado aos ciclos

térmicos originadas durante o processo de soldagem <sup>(76)</sup>. Observando os perfis resultantes, todas as peças apresentaram na ZTA um decréscimo de dureza quando comparado ao metal de base por ser constituído por uma microestrutura ferrítica e perlítica conforme seção 4,3. A medida que o perfil avança em direção a zona fundida, observamos um acréscimo de dureza devido ao surgimento de diferentes fases e atingindo o seu máximo valor na zona fundida. Este comportamento pode ser justificado devido a presença de ferrita acicular e bainita na zona fundida e a presença de Mn nos metais de adição utilizados nas operações de soldagem, provocando um endurecimento por solução sólida no metal de solda e proporcionando um aumento da resistência mecânica nesta região <sup>(73)</sup>.

Todas as amostras analisadas apresentam pontos com valores de dureza superior a 290 HV na região do metal de solda, o que fortalece a hipótese da existência de estruturas martensíticas.

## 5. CONCLUSÕES

Este presente estudo tinha como objetivo caracterizar o comportamento da junta soldada de um aço de alta resistência quando submetido a uma variação de aportes térmicos num processo de soldagem MAG (GMAW). Conforme demonstrado neste trabalho, as seguintes conclusões podem ser feitas:

- O aporte térmico é um fator determinante para garantir uma solda de qualidade, uma vez que aportes térmicos muito baixos podem resultar no não preenchimento completo da junta, conforme visto na inspeção por macrografia.
- Conclui-se que o overmatching do MS resultou que não houvesse diferenças significativas no comportamento à tração com a variação dos aportes térmicos empregados. Em todas as amostras do ensaio de tração a trinca nucleou e se propagou na ZTA. O que demonstra uma grande influência da resistência mecânica elevada do arame de solda no comportamento à tração.
- O perfil de dureza realizado na seção transversal das juntas revelou propriedades mecânicas de acordo com as microestruturas formadas, na qual foi identificado um decréscimo de dureza na região de refinamento de grão da ZTA e picos na região do metal de solda. A dureza elevada do metal de solda direcionou as amostras a romperem na ZTA.

## 6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestões de trabalhos futuros, os seguintes assuntos podem ser estudados:

- Avaliar comportamento em fadiga de juntas soldadas de aços de alta resistência 700 MPa;
- Influência dos teores de CO<sub>2</sub> e O<sub>2</sub> no comportamento microestrutural e mecânico da junta soldada nos aços de alta resistência;
- Influência do pré-aquecimento no comportamento microestrutural e mecânico da junta soldada nos aços de alta resistência;
- Análise da produtividade dos parâmetros de soldagem utilizados;
- Influência da velocidade de soldagem sobre as geometrias e o comportamento mecânico da junta soldada nos aços de alta resistência utilizando o processo MAG.

## 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1) FUZIKAWA, K.; KOIKE, S.; SHIBATA, K. **Materia Jpn.**, 39, 2000.
- 2) ESAB, **Soldagem MIG MAG**. Disponível em [http://www.esab.com.br/br/por/Instrucao/biblioteca/upload/1901104rev0\\_ApostilaSoldagemMIGMAG.pdf](http://www.esab.com.br/br/por/Instrucao/biblioteca/upload/1901104rev0_ApostilaSoldagemMIGMAG.pdf). Acessado em 22 de maio de 2013.
- 3) Machado, I. G., **Soldagem & Técnicas Conexas: Processos**. Editado pelo Autor e Distribuído pela Associação Brasileira de Soldagem (ABS). Porto Alegre, 1996. 477p. A edição impressa está esgotada, mas este livro pode ser obtido gratuitamente em mídia eletrônica (“formato”. “pdf”) em [www.ct.ufrgs.br/lstc](http://www.ct.ufrgs.br/lstc).
- 4) Kim, S. B. et al. **Development of Digital Gas Metal Arc Welding System**. Journal of Materials Processing Technology, vol. 189, p. 384-391, July. 2007.
- 5) Jang, K. C., et al., **Welding and Environmental Test Condition Effect in Weldability and Strength of Al-Alloy**, Journal of Materials Processing Technology, vol. 164–165, p. 1038 – 1045, May, 2005.
- 6) ASM Handbook, Vol. 6. **Welding, Brazing and Soldering**. American Society for Metals, Vol. 6, 1993. Davies et al. eds., Materials Park, Ohio: ASM Internacional.
- 7) Street, J. A. **Pulsed Arc Welding**. Abington Publishing Special Report, Cambridge. 1990.
- 8) Sadler, H. **A Look at the Fundamentals of Gas Metal Arc Welding**. Welding Journal, vol. p. 45-47, May, 1999.
- 9) Kapustka, N., et. al., **Effect of GMAW Process and Material Conditions on DP 780 and TRIP 780 Welds**. Welding Journal, v. 87, nº. 6, p. 135S-48S, June, 2008.

- 10) Praveen, P. et al., **Advancements in Pulse Gas Metal Arc Welding**. Journal of Materials Processing Technology, vol. 164–165, p. 1113–1119, May, 2005.
- 11) Kim, I.S., Son, J.S., et al., **A Study on Relationship between Process Variables and Bead Penetration for Robotic CO2 Arc Welding**. Journal of Materials Processing Technology, vol. 136, p. 139 – 145, May, 2003.
- 12) Iordachescu, D., Quintino, L., **Steps Toward a New Classification of Metal Arc Welding**. Journal of Materials Processing Technology, vol. 202, Issues 1-3, p. 391-397, June, 2008.
- 13) AWS Welding Handbook, **Welding Processes – Arc and Gas Welding and Cutting, Brazing, and Soldering**. American Welding Society, 7<sup>a</sup> ed., vol. 2, 1978
- 14) Karadeniz, E., Ozsarac U. , Yildiz, C., **The Effect of Process Parameters on Penetration in Gas Metal Arc Welding Processes**. Materials and Design, vol. 28, p. 649–656, September, 2005.
- 15) Shi, Y., et. al., **Analysis of Metal Transfer and Correlated Influences in Dual-Bypass GMAW of Aluminum**. Welding Journal, v. 87, n<sup>o</sup>.9, p. 229-S-236-S, September, 2008.
- 16) MARQUES, Paulo Villani; MODENESI, Paulo J. BRACARENSE, Alexandre Queiroz. **Soldagem – Fundamentos e Tecnologia**. 2<sup>o</sup> Edição. Editora UFMG, Belo Horizonte, 2007.
- 17) Alves, V., **Desenvolvimento de Envelopes Operacionais para processo MIG/MAG Robotizado com diferentes Gases de Proteção**. 2009. Dissertação de Mestrado –



Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, UFRGS, Porto Alegre.

- 18) Suban, M. Tusek, J., **Dependence of Melting Rate in MIG/MAG Welding on the Type of Shielding Gas Used**, Journal of Materials Processing Technology, vol. 119, p. 185-192, Issues 1-3, December, 2001.
- 19) Modenesi, P.J. Reis, R.I., **A Model for Melting Rate Phenomena in GMA welding**, Journal of Materials Processing Technology, vol. 189, p. 199-205, January, 2007.
- 20) HUHTALA, Tapio. FILARC PZ6105R, **The robot-friendly cored wire**. Svetsaren. Göteborg, Sweden, vol. 55, n. 3, p. 8-11, 2000.
- 21) HARDIN, Winn; HUSE, Brian. Spot Welding: Still in the Driver's Seat. **Robotic Industries Association (RIA)**, Ann Arbor, Mich., (734)994-6088.
- 22) JACOBSEN, C. H.; RASMUSSEN, M. W. From Prototype to Integrated Production System. **Svetsaren**, Göteborg, Sweden, vol. 54, n. 1-2, p. 12-14, 1999.
- 23) Merrifield, T. **Guidelines for Implementing Robotic Arc Welding**. Welding Journal, 84, n°4, p. 34-37, Apr, 2005.
- 24) Villafuerte, J. **Advances in Robotic Welding Technology**. Welding Journal, vol.84, n°1, p. 28-33, January, 2005.
- 25) J.N. Pires, J.M.G. Sá da Costa, **Ferramentas de Software para Controlar, Programar e Monitorizar um Robô Manipulador Industrial usando Computadores Pessoais**. Ibero-American Mechanical Engineering Association Magazine, 2002; Vol. 2, n°1: p.43-67.

- 26) COLPAERT, Humberto. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos**. 5° Edição. Editora LTC, Rio de Janeiro, 2008.
- 27) WAINER, Emilio; BRANDI, Sérgio Duarte; MELLO, Fábio Décourt Homem de. **Soldagem – Processos e Metalurgia**. 6° Reimpressão 2008. Editora Blucher, São Paulo SP, 1992.
- 28) CAMPOS, Paulo Tancredo de. **Caracterização Mecânica e microestrutural de juntas soldadas pelos processos MIG/MAG (GMAW) e Arame Tubular (FCAW)**. Pontifícia Universidade Católica do Paraná, 2005.
- 29) K. E. Easterling, **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**, Ed. Butterworth-Heinemann, 1992. 231p.
- 30) RODRIGUES, Emanuel Rezende, **Influência de parâmetros do processo FCAW-G nas características da solda do Aço ASTM A-36**, 2009. Pontifícia Universidade Católica do Paraná.  
<http://www.ppgem.ct.utfpr.edu.br/dissertacoes/RODRIGUES,%20Emanuel%20Rezende.pdf>
- 31) Welding Handbook, **Welding Science and Technology**. American Welding Society, 9a ed. vol. 1, Miami, AWS, 2001.
- 32) Mingsheng XIA , Elliot BIRO, Zhiling TIAN e Y. Norman ZHOU - **Effects of Heat Input and Martensite on HAZ Softening in Laser Welding of Dual Phase Steels** - ISIJ International, Vol. 48 (2008), No. 6, pp. 809–814
- 33) Woodhead, J. H. **Physical Metallurgy of HSLA Steels. Perspectives in Metallurgical Development**, Sheffield, England, 1984. p.15-28.
- 34) Barbosa, A. H. A., Pereira, J. F. B., Alves, H. A., Ribeiro, C. F. **Influência dos Parâmetros de Recozimento Contínuo na Produção de Aços ARBL Laminados a**

**Frio.** In: Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos da ABM, Florianópolis, SC, 2001. p. 224-234.

- 35) Gladman, T. **The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels.** The Institute of Materials, 1997, London, England.
- 36) ULSAB – **AVC Advanced High Strength Steel Application Guidelines.** International Iron and Steel Institute. Committee on Automobile Applications. March 2005.
- 37) Bleck, W., Muschenborn, W., Meyer, L. Recrystallization and Mechanical Properties of Microalloyed Cold Rolled Steel. *Stell Research*, v.59, n.8, p. 344-351, Aug. 1988.
- 38) World Steel Association, **Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines, Version 4.1,** June 2009.
- 39) Sperle, J, **High Strength Sheet and Plate Steels for Optimum Structural Performance.** SSAB Tunplatt AB, Borlänge, Sweden.
- 40) World Steel Association, **Future Steel Vehicle – Overview Report,** April 2011.
- 41) Editora e Revista Cidades do Brasil (Outubro 2005) – Leve e resistente. <http://cidadesdobrasil.com.br/cgicn/news.cgi?cl=099105100097100101098114&arecod=22&newcod=996> (Acessada em outubro de 2011).
- 42) Kuhn, **PRO-LONGER Hedge & Grass Cutters.** Catálogo online disponível em: <https://www.kuhn.com>. (Acessado em novembro de 2011).
- 43) Andreoli Engineering, **Boom Sprayer Albatros.** Catálogo online disponível em: [http://www.andreoliengineering.com/prodotti\\_en.php?category=12](http://www.andreoliengineering.com/prodotti_en.php?category=12). (Acessado em novembro 2011).

- 44) John Deere, 635 FD Hydraflex Draper. Catálogo online disponível em: [http://www.deere.com/wps/dcom/en\\_US/products/equipment/grain\\_harvesting/headers/600fd\\_hydraFlex\\_draper/635fd\\_hydraFlex\\_draper/635fd\\_hydraFlex\\_draper.page?](http://www.deere.com/wps/dcom/en_US/products/equipment/grain_harvesting/headers/600fd_hydraFlex_draper/635fd_hydraFlex_draper/635fd_hydraFlex_draper.page?) . (Acessado em dezembro 2011).
- 45) Swedish Steel Prize, <http://www.ssab.com/pt-pt/SteelPrize/Swedish-Steel-Prize/Why-we-have-founded-Swedish-Steel-Prize/> (acessado em Novembro de 2011).
- 46) GORNI, A. A.; SILVEIRA, J. H. D.; REIS, J. S. S. **Estudo avalia o desenvolvimento de chapas de aço com grão ultrafino.** Revista Corte e Conformação de materiais, Julho de 2007;
- 47) WILSON, A. D. e outros. **Properties and microstructures of copper precipitation aged plate steels. In: Microalloying '88.** Chicago: American Society for Metals, 1988, p. 259-275.
- 48) OGATA, Paulo H. **Caracterização microestrutural do aço para tubo api 5l-x65 em diferentes regiões da chapa como laminada e após austenitização e resfriamento sob diversas taxas de resfriamento.** USP — Universidade de São Paulo, 2009.
- 49) KASPAR, R., et al. **Gefuegezeitigkeit in warmbreitband aus mikrolegiertem baustahl.** Archive fuer das Eisenhuettenwesen, Juli 1983, 273-6.
- 50) KOZASU, I. **Processing – Thermomechanical Controlled Processing.** In: Materials Science and Technology – A Comprehensive Treatment: Constitution and Properties of Steels, vol. 7, p.186-217, VCH, Weinheim, 1992;
- 51) GORNI, A. A., SILVEIRA, J. H. **Resfriamento acelerado de chapas grossas: O futuro chegou.** Caderno técnico da revista Metalurgia e Materiais, 65:564, p. 103-105, março de 2006;

52) USIMINAS

[http://www.usiminas.com/irj/go/km/docs/prtl\\_doc/usiminas/pt/AreasDeNegocios/Siderurgia/CatalogoProdutos/Catalogos2013/Novo\\_Tiras\\_Quente\\_v23\\_baixa.pdf](http://www.usiminas.com/irj/go/km/docs/prtl_doc/usiminas/pt/AreasDeNegocios/Siderurgia/CatalogoProdutos/Catalogos2013/Novo_Tiras_Quente_v23_baixa.pdf)

53) ASTM E3-11, **Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens**, ASTM International, USA, May, 2011.

54) ASTM E8/E8M, **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. ASTM International, USA, Dec, 2011.

55) AWS A5.28, **Specification for Low-Alloy Steel Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc Welding, 3rd Edition**. American Welding Society, Miami, USA, March, 2005.

56) ESAB, Product Data Sheet OK AristoRod 79, Disponível em <http://esab.com> (Acessado em Março 2012).

57) AWS A5.32, **Welding Consumable – Gases and Gas Mixtures for Fusion Welding and Allied Processes**, 2<sup>nd</sup> Edition. American Welding Society, Miami, USA, January 11, 2011.

58) MILLER, **Auto-Axcess 450 Owner's Manual**, Disponível em: [http://www.millerwelds.com/om/o220388s\\_mil.pdf](http://www.millerwelds.com/om/o220388s_mil.pdf) (Acessado em Abril 2012).

59) DIN EN ISO 6947, **Welding and allied processes – Welding positions**. DIN Deutsches Institut für normung, Berlin, Germany, August, 2011.

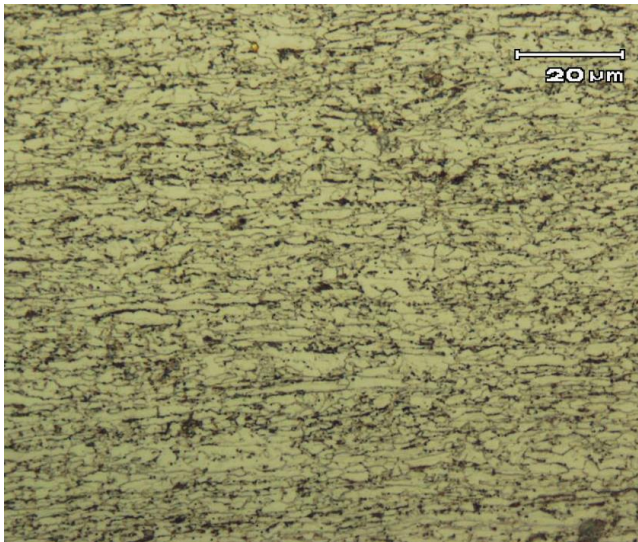
60) DIN EN 1043-1, **Hardness testing of welds in metallic materials**. DIN Deutsches Institut für normung, Berlin, Germany, February, 1996.

- 61) AWS B4.0, **Standard Methods for Mechanical Testing of Welds, 7th Edition.** American Welding Society, Miami, USA, May, 2007.
- 62) SSAB. **Sheet Steel Joining Handbook. Joining of high strength steels**, New York: Tunnplat AB, 2004.
- 63) MODENESI, P.J **Soldabilidade de algumas ligas metálicas.** Universidade Federal de Minas Gerais– Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Belo Horizonte: Editado pelo autor, 2008.
- 64) Rodrigues, S., **Estudo do comportamento em fadiga de juntas soldadas de aços bifásicos de alta resistência mecânica**, UFRGS, 2012.
- 65) BABU, S. S. **The Mechanism of Acicular Ferrite in Weld Deposits – Current Opinion in Solid State and Materials**, Vol. 8, p.267-278, 2004.
- 66) TANG, W., and SHI, Y. W., **Influence of strength matching and crack depth on fracture toughness of welded joints**, *Engineering Fracture Mechanics*, vol 51, No 4, pp. 649-659,1995.
- 67) INFOSOLDA  
<http://www.infosolda.com.br/biblioteca-digital/livros-senai/processos/174-processo-mig-mag-parametros-desoldagem.html>(Acessado em Julho 2014).
- 68) Da Silva, S. E., **Propagação de Trincas de Fadiga em Juntas Soldadas Circunferenciais de Aços para Risers Rígido da Classe API 5L Grau X80**, UFRJ, 2010.
- 69) De Lira Jr, D.J., **Análise de Fadiga em Juntas Soldadas pelo Processo MIG/Laser Utilizando Método dos Elementos Finitos**, UFPE, 2006.
- 70) LORD, M.; JENNINGS, G.; “**Effect of interpass temperature on properties of high-strength weld metals**”, *Svetsaren*, Sweden, vol. 54, nº 1-2, pp. 53-58, 1999.

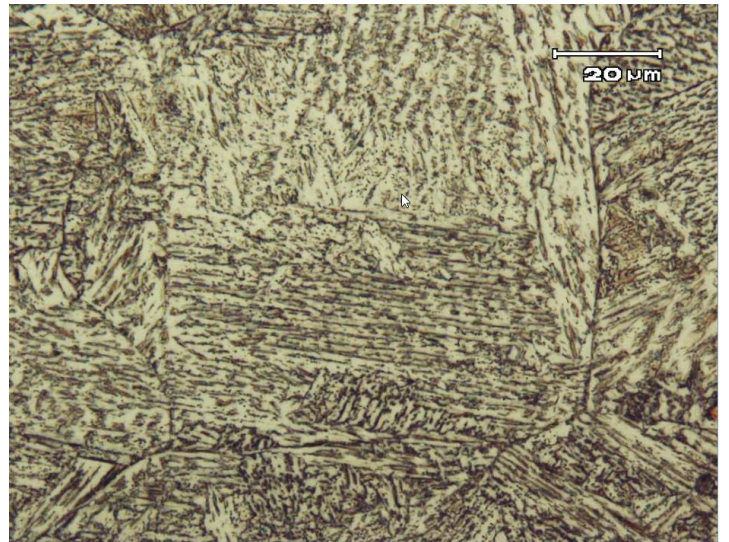
- 71) ABDALLA, A.J.; HASHIMOTO, T.M.; PEREIRA, M.S. Pereira; R.M Anazawa, CTA, **Formação da fase bainítica em aços de baixo carbono**, Instituto de Estudos Avançados, São José dos Campos, SP, 2006.
- 72) LIMA JÚNIOR, Diniz Ramos de. **Caracterização microestrutural e mecânica de juntas soldadas utilizando os processos GTAW, FCAW e SMAW**. Recife, 2013. 81 f. Dissertação (mestrado) - UFPE, Centro de Tecnologia e Geociências, Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, 2013.
- 73) DALCIN, Rafael Luciano, **Efeitos da energia de soldagem e consumíveis sobre a resistência à flexão de juntas "T" soldadas em perfis tubulares**, Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Escola de Engenharia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, 2016.



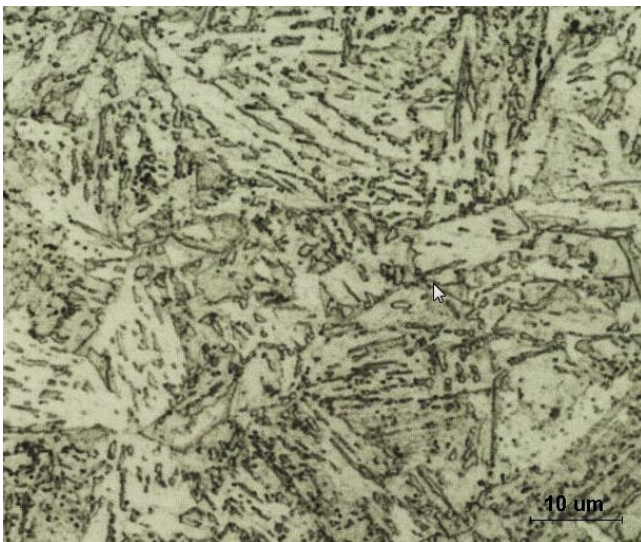
## 8. APÊNDICE



Metal Base



RCG



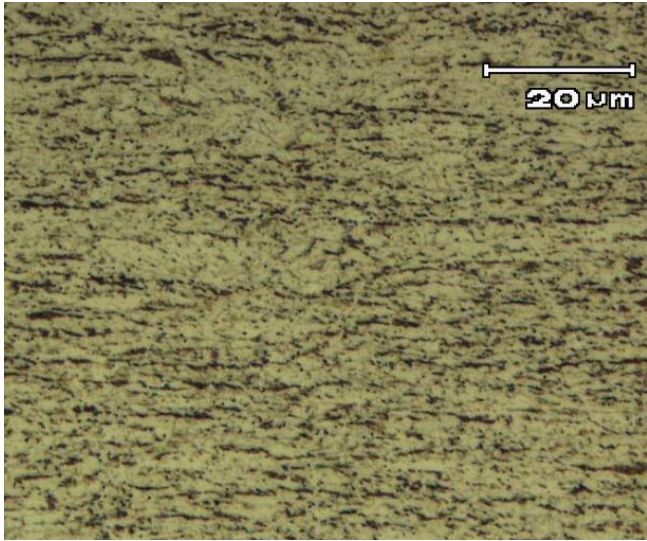
RRG



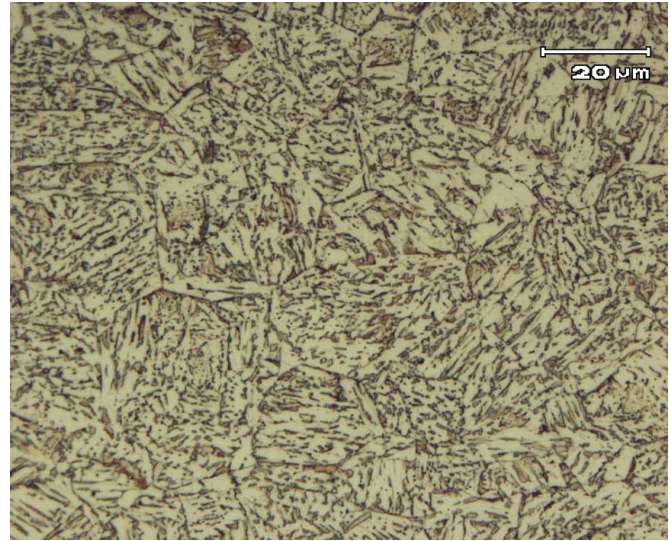
Metal Solda

Figura A.1 – Microestrutura CP2

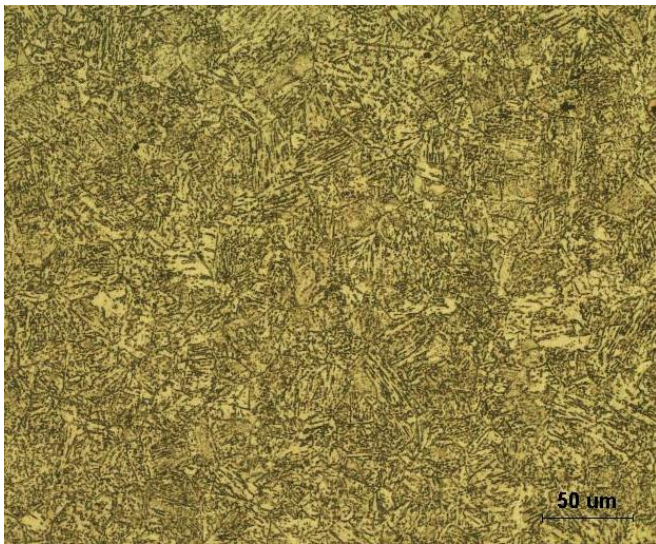




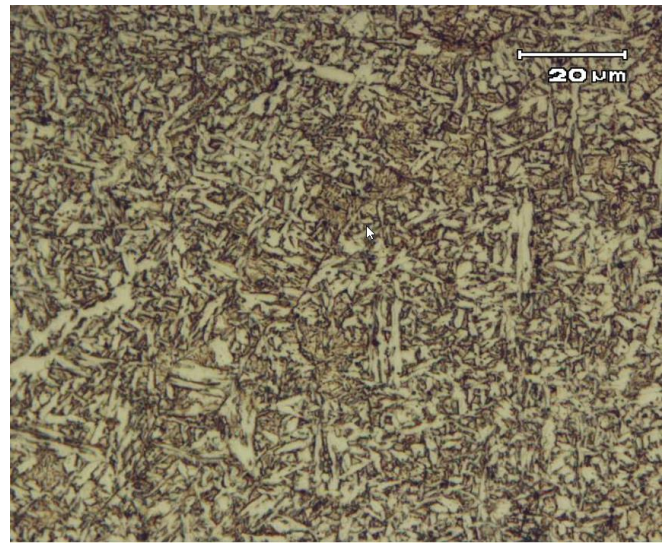
Metal Base



RCG



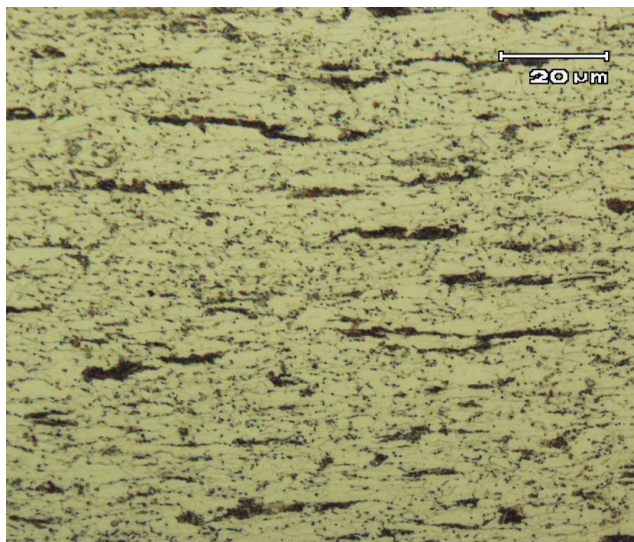
RRG



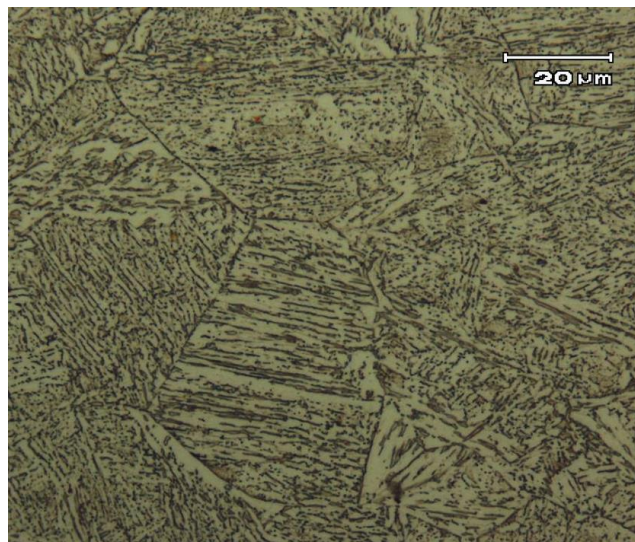
Metal Solda

Figura A.2 – Microestrutura CP3

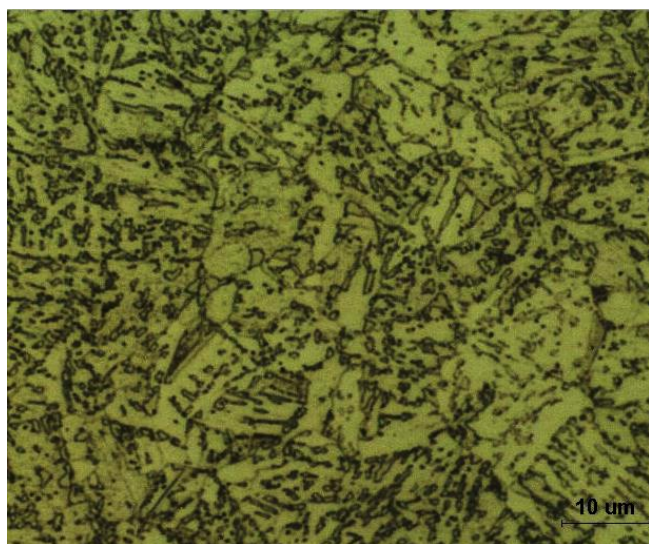




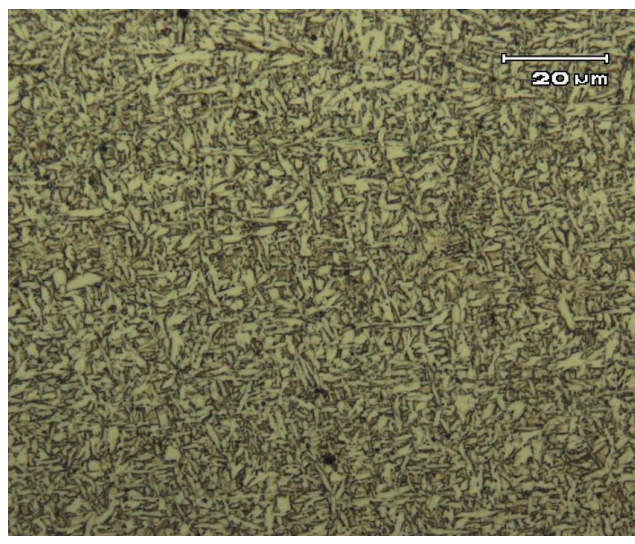
Metal Base



RCG



RRG



Metal Solda

Figura A.3 – Microestrutura CP4



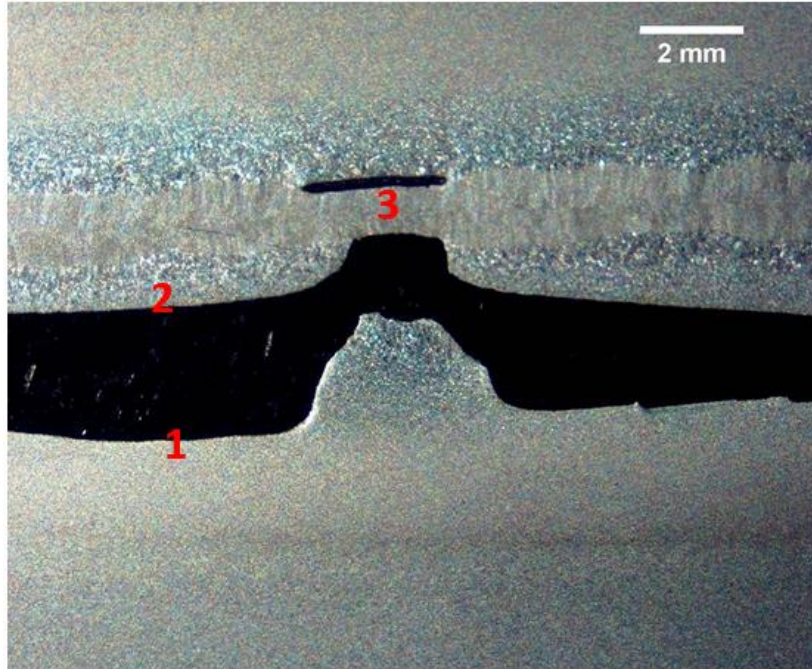


Figura A.4 – Regiões de análise amostra CP1-2.

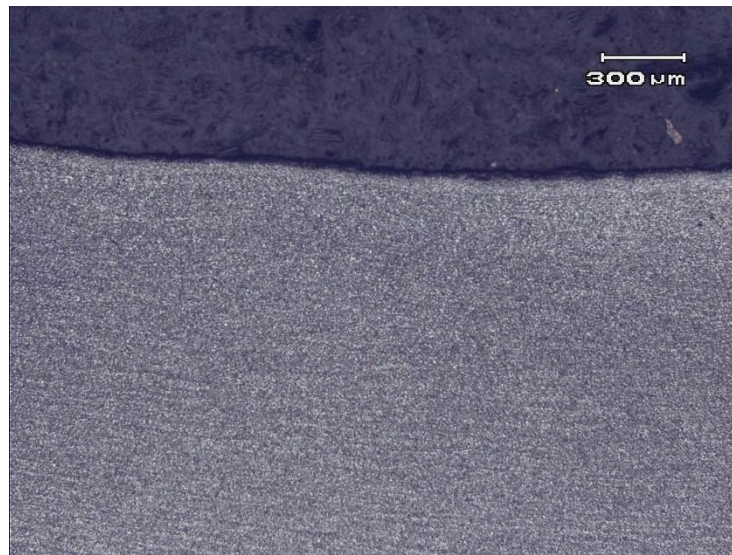


Figura A.5 – Metalografia amostra CP1-2, região 1, mostrando propagação de trinca pela ZTA.

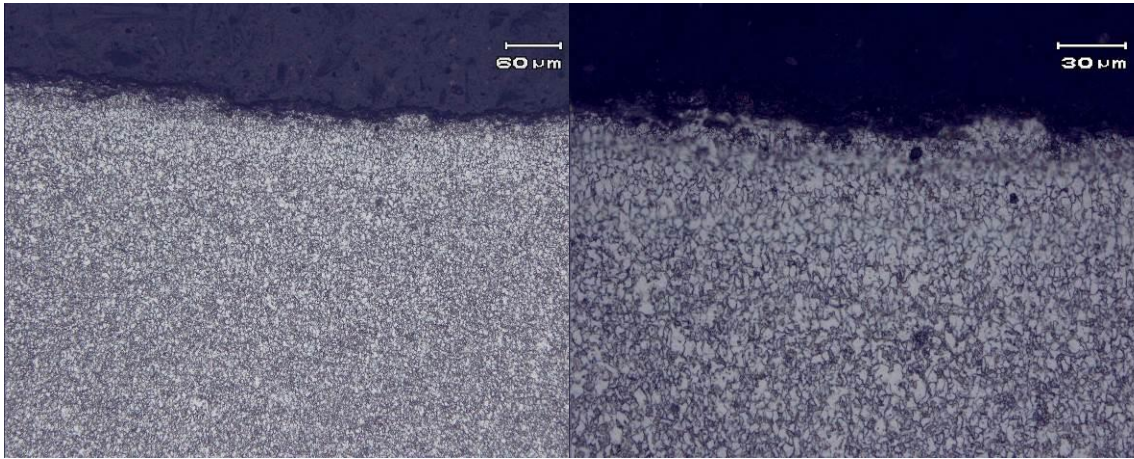


Figura A.6 – Metalografia amostra CP1-2, região 1, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA.

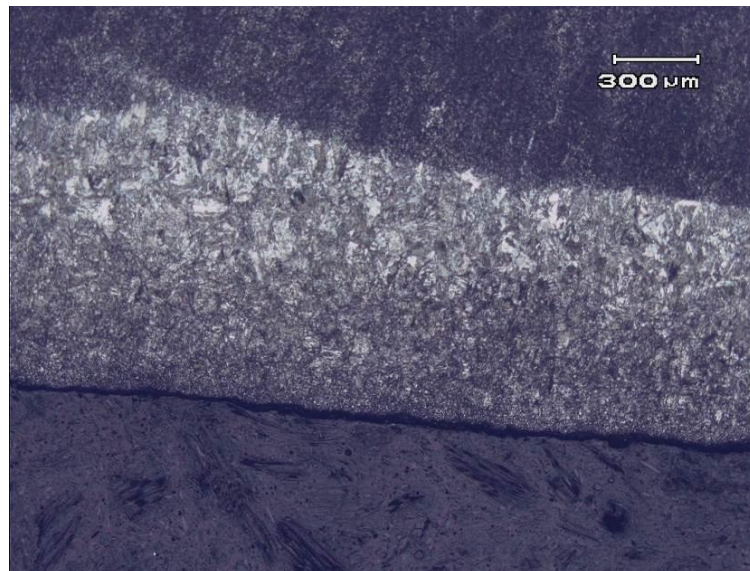


Figura A.7 – Metalografia amostra CP1-2, região 2, mostrando propagação de trinca pela ZTA



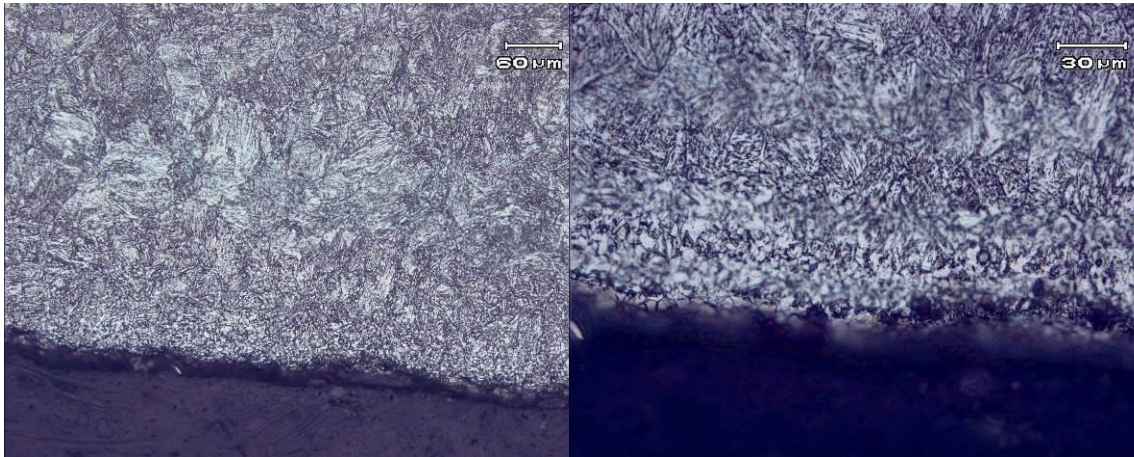


Figura A.8 – Metalografia amostra CP1-2, região 2, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA.



Figura A.9 – Metalografia amostra CP4-3 mostrando superfície da fratura na região

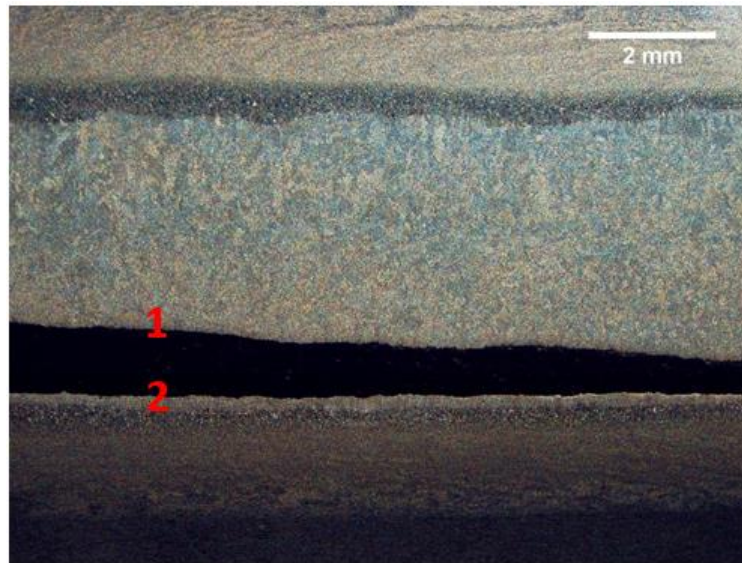


Figura A.10 – Regiões de análise amostra CP2-2.



Figura A.11 – Metalografia amostra CP2-2, região 1, mostrando propagação de trinca pela ZTA





Figura A.12 – Metalografia amostra CP2-2, região 1, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA.

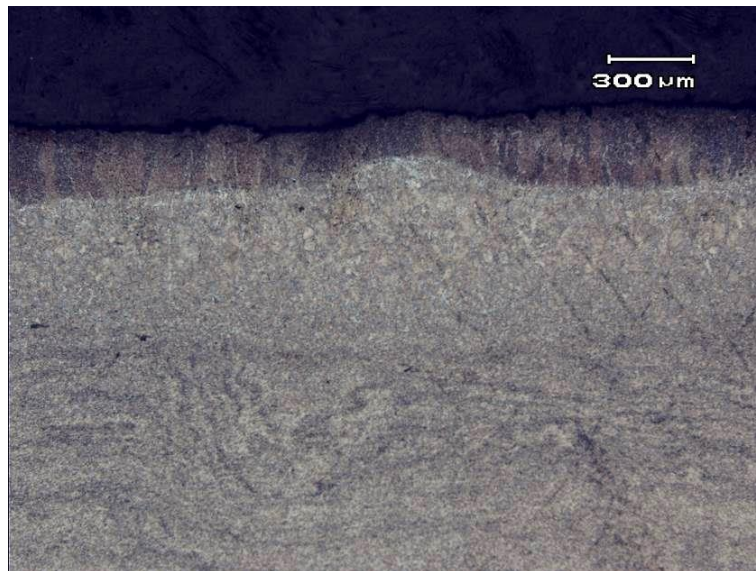


Figura A.13 – Metalografia amostra CP2-2, região 2, mostrando propagação de trinca pela ZTA

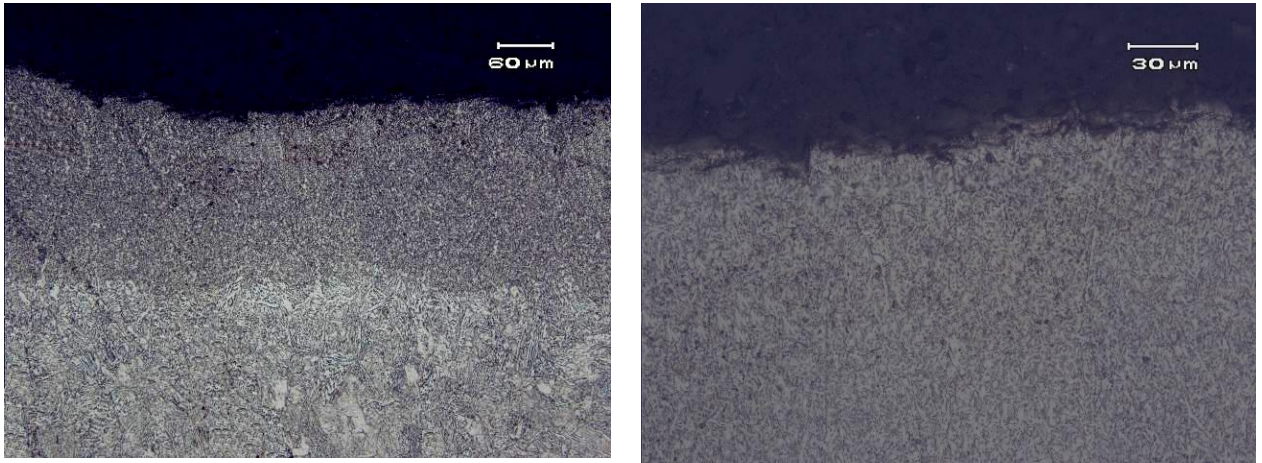


Figura A.14 – Metalografia amostra CP2-2, região 2, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA.

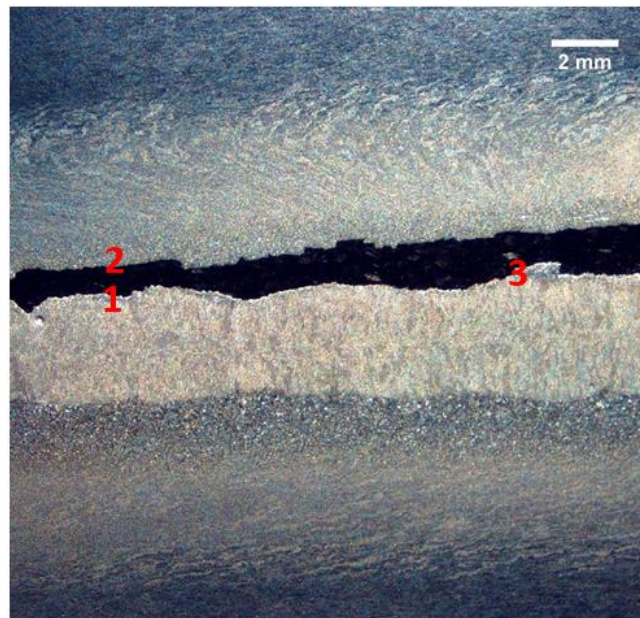


Figura A.15 – Regiões de análise amostra CP3-3.



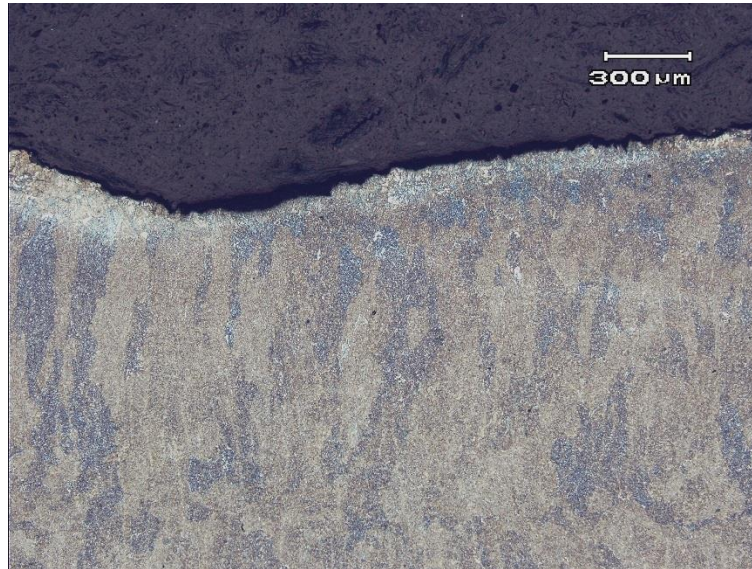


Figura A.16 – Metalografia amostra CP3-3, região 1, mostrando propagação de trinca pela ZTA

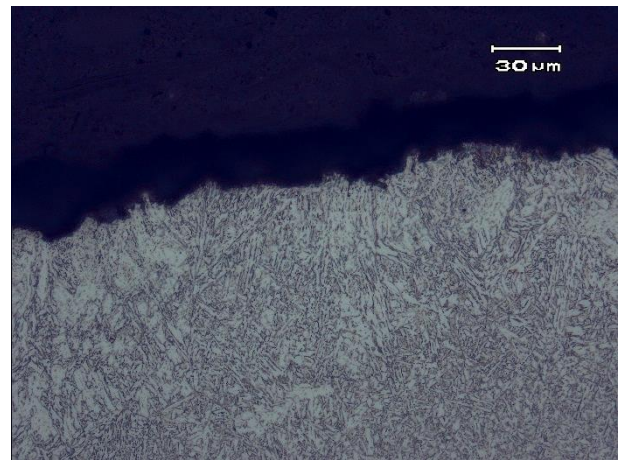
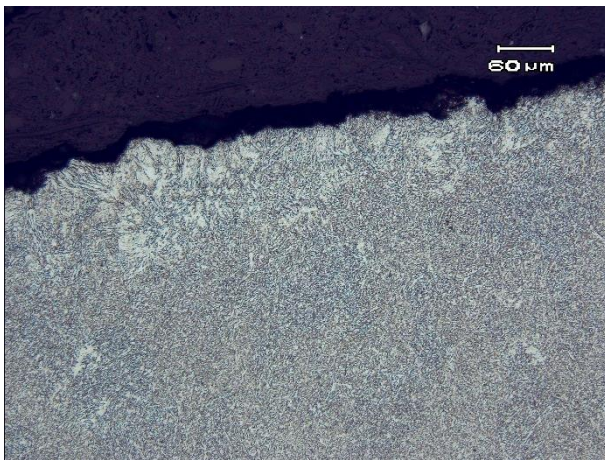


Figura A.17 – Metalografia amostra CP3-3, região 1, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA.



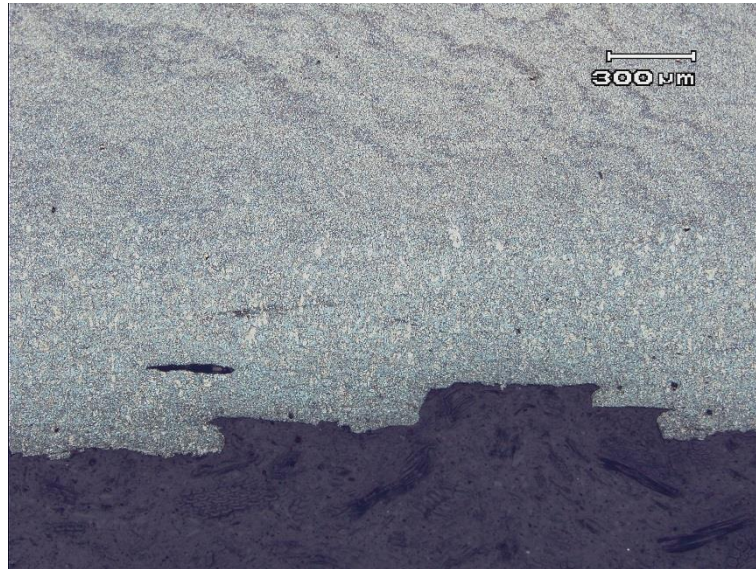


Figura A.18 – Metalografia amostra CP3-3, região 1, mostrando propagação de trinca pela ZTA

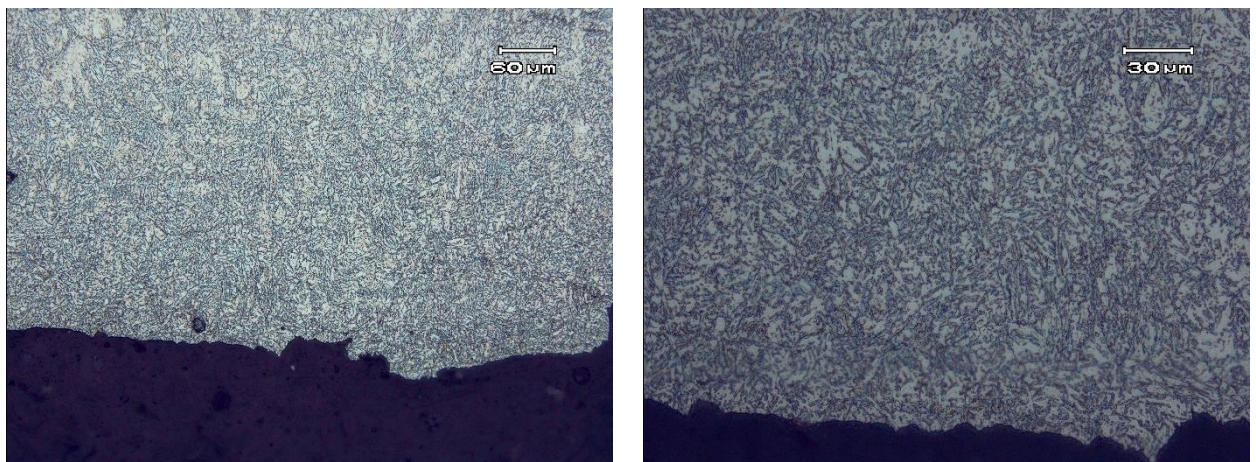


Figura A.19 – Metalografia amostra CP3-3, região 2, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA.

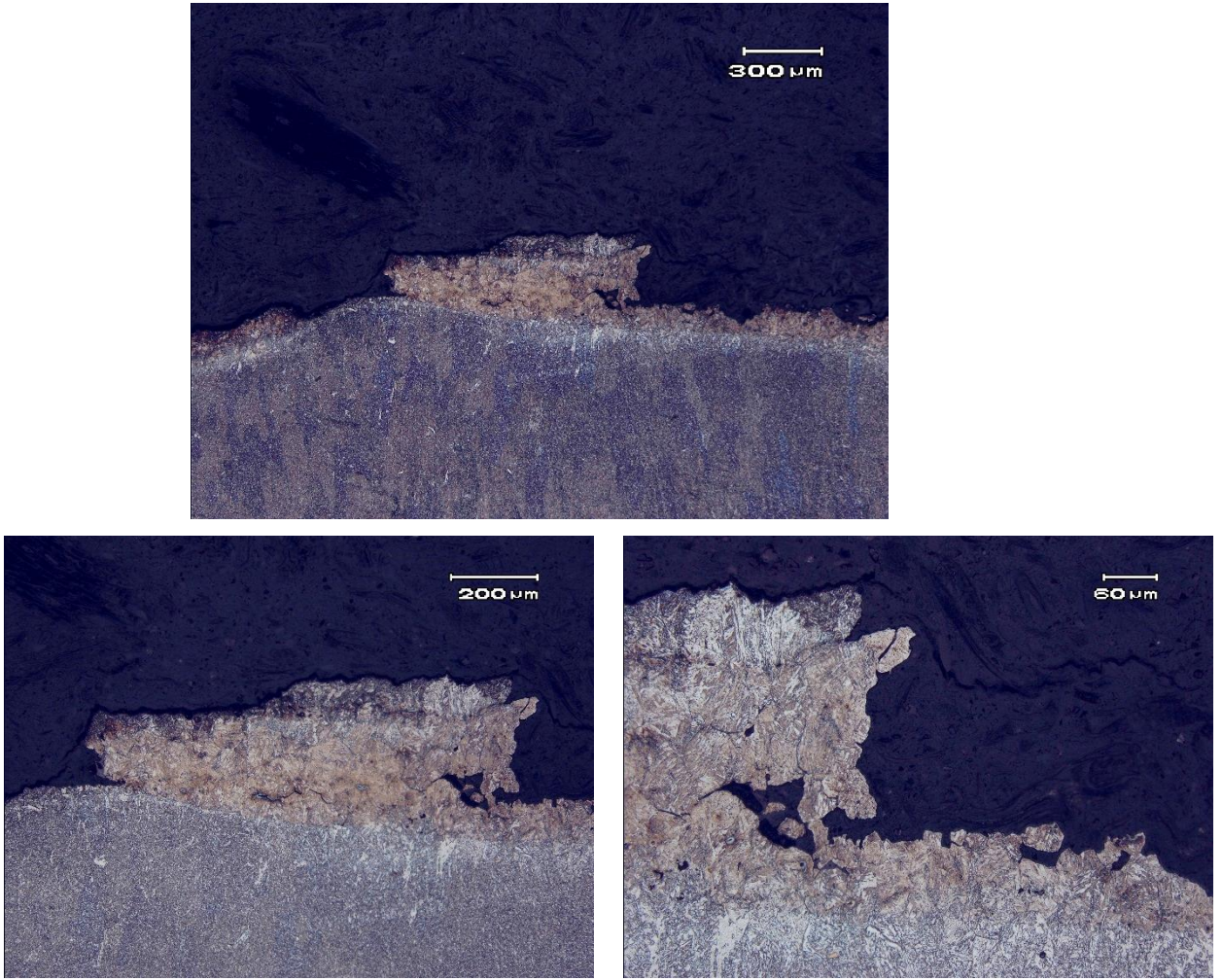


Figura A.20 – Metalografia amostra CP4-3 mostrando superfície da fratura na região 3



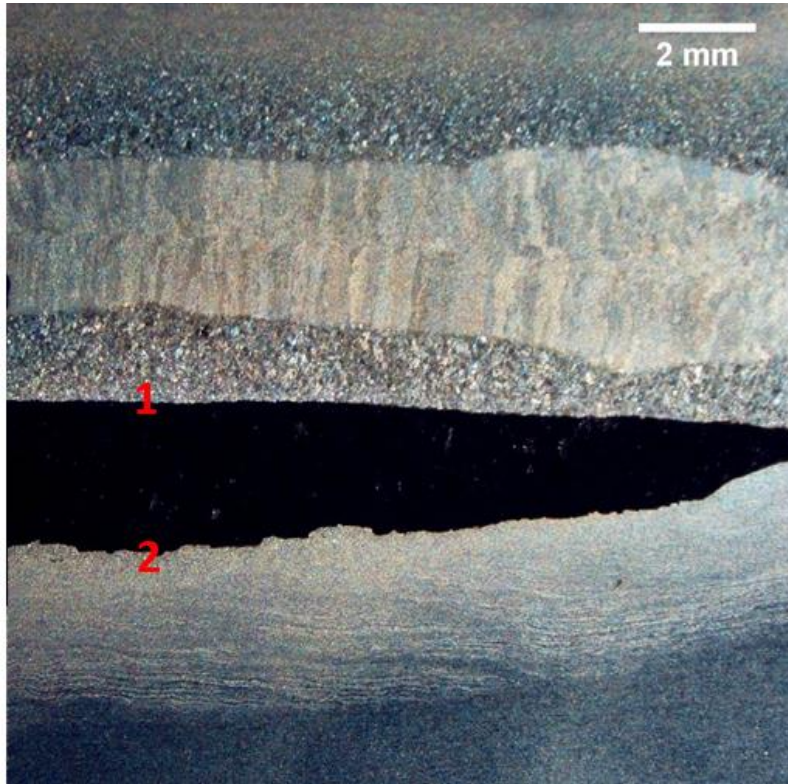


Figura A.21 – Regiões de análise amostra CP4-1.



Figura A.22 – Metalografia amostra CP4-1, região 1, mostrando propagação de trinca pela ZTA



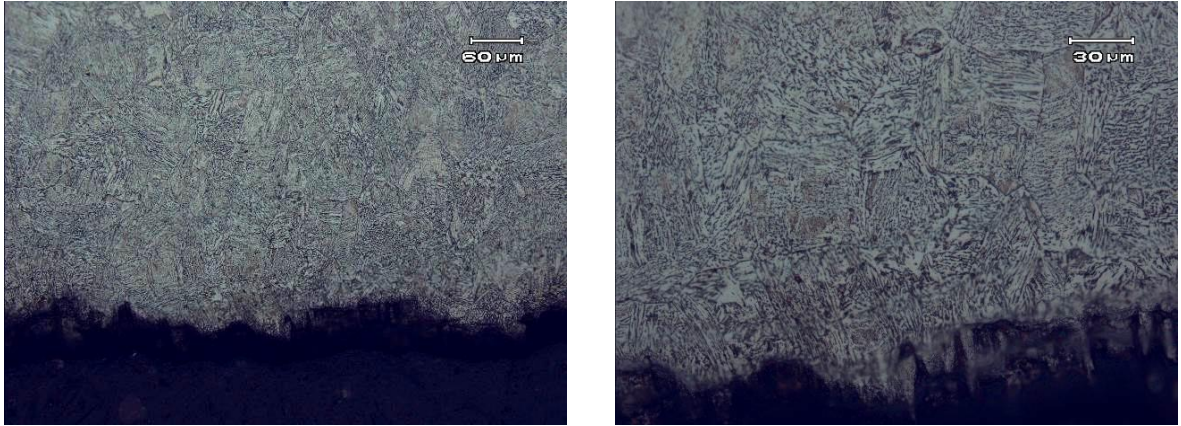


Figura A.23 – Metalografia amostra CP4-1, região 1, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA.

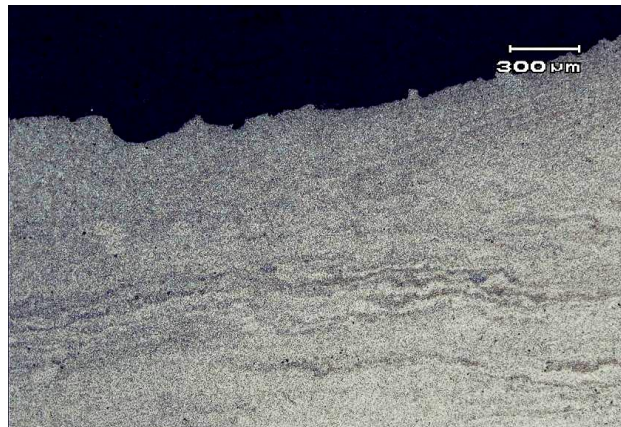


Figura A.24 – Metalografia amostra CP4-1, região 2, mostrando propagação de trinca pela ZTA

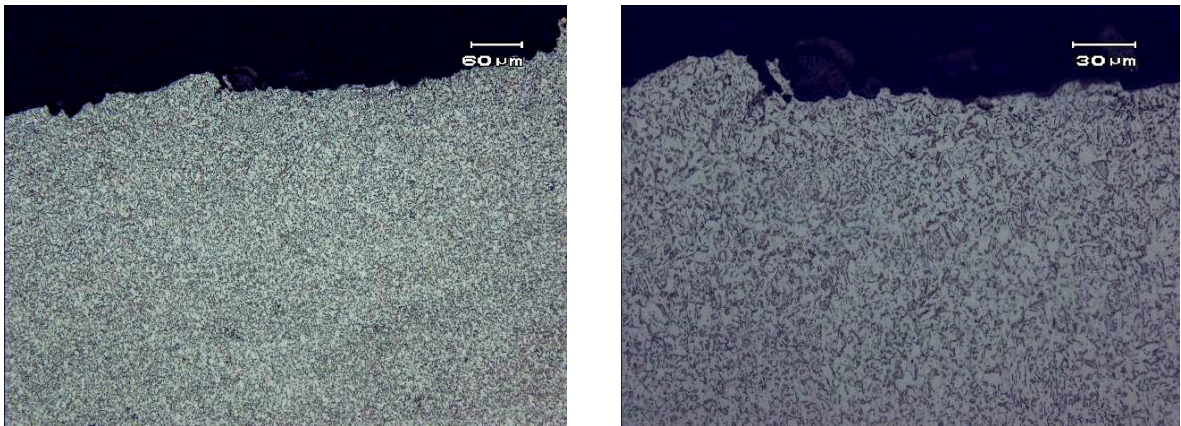


Figura A.25 – Metalografia amostra CP4-1, região 2, em maior magnificação mostrando propagação de trinca pela ZTA.