



FACULDADE DE TECNOLOGIA SENAI CIMATEC

PROGRAMA DE POS-GRADUAÇÃO STRICTO SENSU  
GESTÃO E TECNOLOGIA INDUSTRIAL

DANILO HENRIQUE WANDERLEY OMENA LUNA

INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM MAG  
NAS PROPRIEDADES DO AÇO FB 590

Salvador  
2015

DANILO HENRIQUE WANDERLEY OMENA LUNA

INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM MAG  
NAS PROPRIEDADES DO AÇO FB 590

Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação Stricto Sensu da Faculdade Tecnologia SENAI CIMATEC como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Gestão e Tecnologia Industrial

Orientador: Prof. Dr.-Ing. Rodrigo Santiago Coelho

Co-Orientador: Prof. Dr. Manoel Carreira Neto

Salvador  
2015

## Ficha Catalográfica

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca da Faculdade de Tecnologia  
SENAI CIMATEC

---

Luna, Danilo H. W. O.

Influência dos parâmetros de soldagem mag nas propriedades do  
aço fb 590 / Danilo Henrique Wanderley Omena Luna - Salvador, 2015.

xxf.

Soldagem MAG, FB 590, Aços Dual Phase, Aços ARBL ( Alta Resistência e  
Baixa Liga)

1. Soldagem MAG, 2. FB 590, 3. Aços Dual Phase, 4. Aços ARBL ( Alta  
Resistência e Baixa Liga) I. Título

CDD xxx.xxx

---

DANILO HENRIQUE WANDERLEY OMENA LUNA

## INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM MAG NAS PROPRIEDADES DO AÇO FB 590

Dissertação apresentada como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Gestão e Tecnologia Industrial, Faculdade de Tecnologia SENAI CIMATEC.

Aprovada em xx de xxxx de 2015.

Banca Examinadora

Orientador: Rodrigo Santiago Coelho

Doutor em Engenharia pela Ruhr-Universität Bochum, Bochum, Alemanha.

Faculdade tecnologia SENAI CIMATEC

Co orientador: Manoel Carreira Neto

Doutor em Engenharia pela Universidade de São Paulo, São Paulo, Brasil

Faculdade tecnologia SENAI CIMATEC

Membro externo da Banca Carlos Augusto Serna Giraldo

Doutor em Engenharia pela Universidade de São Paulo, São Paulo, Brasil

Membro interno da Banca: Alex Álisson Bandeira Santos

Doutor em Energia e Ambiente pela Universidade Federal da Bahia, Salvador, Brasil

Faculdade tecnologia SENAI CIMATEC

Dedico este trabalho à minha esposa Débora e minha filha Fernanda por serem a razão e a força para a realização deste trabalho.

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço ao SENAI CIMATEC pelo apoio financeiro, disponibilização de laboratórios para a realização dos ensaios necessários, à Benteler por ceder o material utilizado no trabalho, ao meu orientador, Dr. Rodrigo Coelho, pela impecável orientação ao longo do trabalho, ao co-orientador, Dr. Manoel Carreira, pelos valiosos conselhos sem os quais não conseguiria o resultado esperado, à toda a equipe das áreas de União de Materiais e Materiais do SENAI CIMATEC, sem os quais seria impossível a realização deste trabalho e por fim, à minha esposa Débora pela parceria e paciência durante esta jornada.

## RESUMO

Hoje em dia é uma necessidade que os veículos automotores sejam cada vez mais leves visando uma maior eficiência energética. Para alcançar este objetivo, atualmente são utilizados aços de alta resistência, pois desta maneira a resistência mecânica do conjunto pode ser mantida ou até mesmo aumentada utilizando chapas mais finas. Aços chamados Dual Phase são uma tendência dentre os aços de alta resistência, pois propriedades mecânicas superiores podem ser obtidas com o controle da microestrutura. Um destes aços é o FB 590 que é classificado como um aço de alta resistência e baixa liga (ARBL) composto de uma estrutura de duas fases (Ferrítica e Bainítica) com Limite de Resistência à Tração de 590 MPa a 670 MPa. Um desafio para a utilização destes aços é o seu processamento, por exemplo, o processo de soldagem, que precisa ter um alto rendimento, baixo custo e não pode fragilizar o material o que inviabilizaria a sua utilização. O objetivo deste trabalho é verificar a influência do aumento da velocidade de avanço e do gás de proteção nas propriedades mecânicas e microestruturais da junta soldada. Para isso foram realizadas soldas variando-se a velocidade de avanço em três patamares: 10 mm/s, 15 mm/s e 20 mm/s. Também foram utilizados dois diferentes gases de proteção, ambos com misturas de Ar e CO<sub>2</sub>, um com um percentual de 20% e outro com percentual de 2% de CO<sub>2</sub>. Os resultados mostraram que com o aumento da velocidade de avanço, as tensões de escoamento e de ruptura do material apresentaram um decréscimo. Além disso, foram encontradas diferenças na penetração da solda causadas pelo percentual de CO<sub>2</sub> no gás de proteção. Microestruturas frágeis na zona fundida e zona termicamente afetada foram encontradas em todas as amostras. Também foram levantados os custos e comprovada a economia advinda do aumento da velocidade e uso do gás com maior percentual de CO<sub>2</sub>. Por fim, concluiu-se que apesar da economia com o aumento da velocidade de avanço, os parâmetros utilizados neste estudo não apresentaram resultados que indiquem o uso da velocidade de avanço de 20 mm/s na solda do aço FB 590 devido à diminuição de importantes propriedades mecânicas.

Palavras-chave: Soldagem MAG, FB 590, Aços Dual Phase, Aços ARBL ( Alta Resistência e Baixa Liga).

## **ABSTRACT**

Nowadays it is a necessity that vehicles become lighter in order to achieve energetic efficiency. To accomplish this, they are currently using high strength steels, because in this way the mechanical strength of the assembly parts may be maintained or even increased by using thinner sheets. Dual Phase steels are a trend among high-strength steels, because with the control of the microstructure, superior mechanical properties can be obtained. One of these steels is the FB590 that is classified as a high-strength low alloy steel (HSLA) composed of a two-phase microstructure (Ferritic and bainitic) with tensile strength of 590 MPa to 670 MPa. A challenge to the use of these steels is the processing such as, for example the welding process, which needs to have a high productivity, low cost, and can not weakening the material. The objective of this study is to assess the effect of increasing forward speed and shielding gas in the mechanical and microstructural properties of the welded joint. For this, welds were produced varying the forward speed in three different levels: 10 mm/s, 15 mm/s and 20 mm/s. Also two different shielding gases were used, both of them mixing the Ar and CO<sub>2</sub>, one with a percentage of 20% and another one with 2% of CO<sub>2</sub>. The results showed that increasing the forward speed, yield and rupture stress decreased. In addition, differences in weld penetration were found which was mainly caused by the percentage of CO<sub>2</sub> in the shielding gas. Fragile microstructure in the molten and heat affected zone were found in all samples. The costs were also analyzed and the economy with the increasing of the forward speed and use of the gas with more CO<sub>2</sub> were proven. Lastly, it was concluded that although there were an economy increasing the forward speed, the parameters used in this study didn't showed results that indicate the use of the 20 mm/s forward speed to weld FB 590 steel because of the decrease of important mechanical properties.

Keywords: MAG Welding, FB 590, Dual Phase Steels, HSLA Steels (high-strength low alloy).

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Fluxo metodológico adotado no desenvolvimento do trabalho.....	25
Figura 2. Evolução da utilização dos aços avançados de alta resistência na indústria automobilística.....	27
Figura 3. Exemplo de carro utilizando diversos tipos de aços de alta resistência. ....	28
Figura 4. Resfriamento controlado para o processamento do aço TRIP.....	29
Figura 5. Diagrama TTT típico de um aço carbono.....	30
Figura 6. Diagrama TTT apresentando diferentes transformações microestruturais.....	32
Figura 7. Diagramas TRC dos aços A com 0,08%C; 1,10%Mn e 0,033%Nb e do aço B com 0,07%C; 1,32%Mn e 0,036%Nb.....	33
Figura 8. Microestrutura de um aço FB 590. Figura (a) realizada um microscópio ótico e figura (b) realizada em um microscópio eletrônico de varredura.....	33
Figura 9. Gráfico de resistência à fadiga da família de aços Ferríticos-bainíticos, incluindo o FB590 em vermelho.....	34
Figura 10. Perfil de dureza de uma solda a ponto em materiais avançados de alta resistência, incluindo o FB 590 indicado pelo triângulo verde. ....	35
Figura 11. Fratura da soldagem a ponto do FB 590 a alta velocidade e gráfico de Força X Deslocamento dos ensaios mecânicos a diferentes velocidades, mostrando que na alta velocidade (impacto) temos uma alta absorção de energia que é calculada pela área do gráfico.....	36
Figura 12. Zonas ou regiões de uma solda.....	38
Figura 13. Desenho esquemático mostrando a morfologia da ferrita de Widmanstatten frequentemente chamada de ferrita de placas laterais (BRAZ, 1999).....	39

Figura 14. Desenho do corpo de prova de um ensaio de tensão por cisalhamento. As setas indicam a direção da força no ensaio. ....	42
Figura 15. Fotografia mostrando os dois tipos de fraturas. No corpo de prova da esquerda pode ser vista a fratura interfacial, enquanto que no corpo de prova da direita aconteceu a retirada completa do ponto de solda. ....	43
Figura 16. Configuração típica de um sistema de soldagem GMAW semi-automatizado.....	44
Figura 17. Representação da tocha, do eletrodo ou consumível, gás de proteção, arco, poça de fusão, metal soldado (solda) e o metal de base. ....	45
Figura 18. Perfis de solda utilizando uma mistura de Argônio e CO <sub>2</sub> e CO <sub>2</sub> puro.....	49
Figura 19. Distribuição dos principais de custos de soldagem .....	50
Figura 20. Vista superior da chapa do FB 590 utilizada nos ensaios.....	53
Figura 21. Alguns dos testes preliminares realizados no material SAE 1020. .	54
Figura 22. Equipamentos utilizados na soldagem das amostras.....	56
Figura 23. Corpo de prova de tração de tamanho reduzido. L=100mm, A=32mm, B=30mm, C=10mm, W=6mm, G=25mm, T=4mm (espessura do material) e R=6mm.....	57
Figura 24. Macrografias dos perfis de solda. Amostras 1 (a), 2 (b), 3 (c), 4 (d), 5 (e), 6(f), 7(g), 8(h), 9(i), 10(j), 11(i) e 12(l). ....	60
Figura 25. Micrografia da junta da amostra 1 demonstrando todas as regiões da solda: metal de base (b); ZTA dividida em: região subcrítica (c), região com grãos refinados (d) com uma microestrutura formada por ferrita (F) e bainita (B) e região com grãos grosseiros (e) formada por martensita (M), ferrita (F), bainita (B) e ferrita de Widmanstätten (FW); zona fundida (f) apresentando na microestrutura martensita (M), ferrita (F), bainita (B) e ferrita de Widmanstätten (FW). ....	62

Figura 26. Micrografia da junta da amostra 5 demonstrando todas as regiões da solda: metal de base (b); ZTA dividida em: região subcrítica (c), região com grãos refinados (d) com uma microestrutura formada por ferrita (F) e bainita (B) e região com grãos grosseiros (e) formada por martensita (M), ferrita (F), bainita (B) e ferrita de Widmanstätten (FW); zona fundida (f) apresentando na microestrutura martensita (M), ferrita (F), bainita (B) e ferrita de Widmanstätten (FW). ..... 63

Figura 27. Micrografia da junta da amostra 9 demonstrando todas as regiões da solda: metal de base (b); ZTA dividida em: região subcrítica (c), região com grãos refinados (d) com uma microestrutura formada por ferrita (F) e bainita (B) e região com grãos grosseiros (e) formada por martensita (M), ferrita (F), bainita (B) e ferrita de Widmanstätten (FW); zona fundida (f) apresentando na microestrutura martensita (M), ferrita (F), bainita (B) e ferrita de Widmanstätten (FW). ..... 64

Figura 28. Micrografia da junta da amostra 4 demonstrando todas as regiões da solda: metal de base (b); ZTA dividida em: região subcrítica (c), região com grãos refinados (d) com uma microestrutura formada por ferrita (F) e bainita (B) e região com grãos grosseiros (e) formada por martensita (M), ferrita (F), bainita (B) e ferrita de Widmanstätten (FW); zona fundida (f) apresentando na microestrutura martensita (M), ferrita (F), bainita (B) e ferrita de Widmanstätten (FW). ..... 65

Figura 29. Perfis de microdureza medidos para as soldas realizadas com velocidade de avanço de 10 mm/s (A), 15 mm/s (B), 20 mm/s (C) médias das velocidades de avanço (D) e médias entre os dois tipos de gases (E). ..... 66

Figura 30. Gráficos de tensão x tempo da soldagem das amostras com velocidade de avanço de 10 mm/s (a), 15 mm/s (b) e 20 mm/s (c) indicando os dois diferentes modos de transferência do metal de adição. ..... 71

Figura 31. Detalhe de defeito encontrado na região de interseção da zona fundida com a ZTA nas amostra 5 (a) e (b) e 6 (c) (d) e (e). Estas soldas foram realizadas com uma velocidade de 20 mm/s e gás 1. .... 73

Figura 32. Amostra 1 soldada utilizando o gás com 20% de CO <sub>2</sub> (a) e amostra 3 soldada com os mesmos parâmetros, porém utilizando o gás de proteção 2 que possui 2% de CO <sub>2</sub> (b) e (c).....	75
Figura 33. Tensão de ruptura e de Escoamento das diferentes velocidades de soldagem e do metal de base. ....	79
Figura 34. Gráfico mostrando a média do percentual de alongamento na ruptura de todas as amostras com 20% de CO <sub>2</sub> X 2% de CO <sub>2</sub> . ....	80
Figura 35. Exemplos de falta de penetração das soldas. Nesta figura são apresentados corpos de prova da amostra 7 (a) e amostra 11 (b).....	81
Figura 36. Corpos de prova da amostra 7 (a) e amostra 11 (b) após o ensaio de tração, mostrando que nos corpos de prova onde existia falta de penetração tivemos a fratura acontecendo entre a zona fundida e a ZTA. ....	81
Figura 37. Corpos de prova das amostras 5 (a) e 6 (b), demonstrando defeitos encontrados no metal de solda e ZTA.....	82
Figura 38. Corpos de prova da amostra 2 (a) e amostra 10 (b) após o ensaio de tração, demonstrando que nestes casos a fratura ocorreu fora da região soldada.....	83
Figura 39. Micrografias e macrografias das diversas zonas da solda da Amostra 02. ....	93
Figura 40. Micrografias e macrografias das diversas zonas da solda da Amostra 03 .....	94
Figura 41. Micrografias e macrografias das diversas zonas da solda da Amostra 06 .....	95
Figura 42. Micrografias e macrografias das diversas zonas da solda da Amostra 07. ....	96
Figura 43. Micrografias e macrografias das diversas zonas da solda da Amostra 08. ....	97

Figura 44 Micrografias e macrografias das diversas zonas da solda da Amostra 10 .....	98
Figura 45. Micrografias e macrografias das diversas zonas da solda da Amostra 11 .....	99
Figura 46 Micrografias e macrografias das diversas zonas da solda da Amostra 12 .....	100

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Composição química do aço FB 590 (% de massa).....	35
Tabela 2. Composição química nominal fornecida pelo fabricante e de amostra testada do aço FB590 utilizado no experimento (% de massa).....	52
Tabela 3. Parâmetros de soldagem utilizados neste estudo. Gás 1 (80% de Argônio e 20% de CO <sub>2</sub> ) e gás 2 (98% de Argônio e 2% de CO <sub>2</sub> ). .....	56
Tabela 4. Parâmetros de soldagem usados nesse estudo. Gás 1 (80% de Argônio e 20% de CO <sub>2</sub> ) e gás 2 (98% de Argônio e 2% de CO <sub>2</sub> ).....	59
Tabela 5. Resultados dos ensaios de tração realizados nas amostras soldadas e em corpos de prova sem solda (Metal de Base). .....	68
Tabela 6. Comparação percentual dos resultados dos ensaios de tração nos corpos de prova soldados X metal de base. ....	78
Tabela 7. Cálculo do custo com Eletricidade para cada uma das amostras realizadas. Foi considerado um custo da energia elétrica de R\$ 0,49 / kWh e uma eficiência de 80% da fonte de soldagem. ....	84

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ARBL – *Alta Resistência e Baixa Liga*

DP – *Dual Phase*

MPa – MegaPascal

AHSS – *Advanced High-Strength Steels*

HSS – *High-Strength Steels*

Kg – Quilogramas

L – Litros

Km - Quilômetro

s – Segundo

min – Minuto

BH – *Bake Hardening*

TRIP – *Transformation-Induced Plasticity*

CP – Aços Complexos (*Complex phase*)

IF – Aços Livres de Interstícios (*Interstitial free*)

Nb - Nióbio

HV – Dureza Vickers

GMAW – *Gás Metal Arc Welding*

mm – Milímetros

MIG – *Metal Inert Gas*

MAG – *Metal Active Gas*

°C – Graus Celsius

H – *Heat Input*

$\eta$  – Rendimento Processo de Soldagem

I – Corrente de Soldagem

V – Tensão de Soldagem

$v$  – Velocidade de Avanço da Tocha Durante a Soldagem

T<sub>p</sub> – Temperatura de Pico

T<sub>f</sub> – Temperatura de Fusão

ZF – Zona Fundida

T<sub>c</sub> - Temperatura Crítica

ZTA – Zona Termicamente Afetada

MB – Metal de Base

$\Phi$  – Velocidade de Resfriamento

TTT – Tempo, Temperatura, Transformação

ZTA-GG ou RGG – Zona ou Região de Grão Grosseiro

ZTA-GF ou RGF – Zona ou Região de Grão Fino

ZTA-IC ou RI – Zona ou Região Intercrítica

ZTA-SC ou RS – Zona ou Região Subcrítica

CT – Custo Total

CMO – Custo da Mão de Obra

CC – Custo dos Consumíveis

CE – Custo da Energia Elétrica

CM – Custo de Manutenção

CD - Custo de Depreciação do Equipamento

CMC – Custo de Outros Materiais de Consumo

PE – Preço da Energia Elétrica

PES – Potência Elétrica de Saída

t – Tempo de Soldagem

E – Eficiência Elétrica do Equipamento

A – Ampere

kW – kilowatt

kWh – kilowatt hora

m<sup>3</sup> - Metros cúbicos

Q – Vazão

V - Volume

## LISTA DE SÍMBOLOS

CO<sub>2</sub> – Dióxido de Carbono

Si – Silício

Mn – Manganês

Nb - Nióbio

Ar – Argônio

He – Hélio

O<sub>2</sub> – Oxigênio

H<sub>2</sub> – Hidrogênio

N<sub>2</sub> – Nitrogênio

Cu – Cobre

Al – Alumínio

# SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO .....	22
1.1	Objetivo Geral .....	23
1.2	Objetivos específicos .....	23
1.3	Abordagem Metodológica .....	24
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	26
2.1	Aços Avançados de Alta Resistência .....	27
2.1.1	Aços Ferríticos-bainíticos .....	28
2.1.1.1	Microestrutura do Aço Ferrítico Bainítico.....	30
2.1.1.2	Aplicações do aço FB 590.....	34
2.1.2	Metalurgia da Soldagem.....	36
2.1.2.1	Transformações Microestruturais.....	36
2.2	Conformação Mecânica .....	40
2.3	Soldagem.....	41
2.3.1	Soldagem a Ponto .....	41
2.3.2	Soldagem GMAW.....	43
2.3.2.1	Parâmetros de Soldagem .....	45
2.3.2.2	Gases de Proteção.....	46
2.3.2.2.1	Argônio.....	47
2.3.2.2.2	Dióxido de Carbono .....	47
2.3.2.2.3	Mistura de Argônio e Dióxido de Carbono .....	48
2.3.3	Custos na Soldagem .....	49
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	52
3.1	Material .....	52
3.2	Procedimento de Soldagem .....	52

3.3	Ensaio de Tração .....	57
3.4	Macrografias e Micrografias .....	57
3.5	Microdureza .....	58
4	RESULTADOS .....	59
4.1	Soldagem .....	59
4.2	Macrografias .....	60
4.3	Micrografias.....	61
4.4	Microdureza. ....	66
4.5	Tração.....	68
5	DISCUSSÕES .....	70
5.1	Soldagem .....	70
5.2	Macrografias .....	72
5.3	Micrografias.....	75
5.4	Microdureza .....	76
5.5	Tração.....	78
5.6	Custos.....	83
6	CONCLUSÕES.....	86
	REFERÊNCIAS.....	89
	Apêndice A .....	93

## 1 INTRODUÇÃO

Diante de diversos desafios, dentre eles a necessidade de cumprir legislações de segurança e ambientais que preveem alta eficiência em caso de acidentes e a redução de emissão de gás carbônico na atmosfera, a indústria automotiva está cada vez mais competitiva. Ao mesmo tempo, ela precisa atender aos anseios dos consumidores que procuram produtos com uma qualidade cada vez maior e com um preço mais acessível, porém não podem perder de vista suas margens de lucro que são cada vez mais apertadas.

Buscando atender a todos esses requisitos, o uso de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) vem sendo cada vez mais popularizado. A utilização desses aços possibilita o uso de chapas mais finas mantendo a resistência mecânica da estrutura, o que diminui o peso do veículo e conseqüentemente aumenta a economia de combustível, contribuindo para o cumprimento das legislações de diminuição de emissão de CO<sub>2</sub>. O aumento da resistência da estrutura do veículo também que traz mais segurança para os seus passageiros.

Para o uso destes novos materiais é necessário a verificação da sua aplicação industrial. Por isso, estes materiais passam por testes de conformabilidade e de soldagem, dois processos de fabricação essenciais para a transformação da matéria prima em peças finais que são utilizadas nos veículos.

O presente trabalho apresenta um estudo de soldabilidade com o aço FB 590 que é um aço *Dual Phase* (DP) com microestrutura Ferrítica e Bainítica. O estudo analisa os efeitos do aumento da velocidade de soldagem e a alteração do gás de proteção utilizando-se uma soldagem do tipo GMAW (*Gás Metal Arc Welding*) com gases de proteção ativo, portanto do tipo MAG (*Metal Active Gas*).

## 1.1 Objetivo Geral

Identificar a influência da velocidade de soldagem e de diferentes gases de proteção nas propriedades mecânicas e microestruturais de uma junta soldada do aço FB590 que tem uma microestrutura Ferrítica-Bainítica.

## 1.2 Objetivos específicos

Para alcançar o objetivo deste trabalho é necessário cumprir com os seguintes objetivos específicos:

- Planejar os ensaios de soldagem de forma que com o menor número de corpos de prova seja possível avaliar a variação do maior número de parâmetros de soldagem.
- Realizar os ensaios de soldagem dos corpos de prova seguindo o planejamento realizado na etapa anterior.
- Realizar ensaios de tração e identificar como as tensões de escoamento e ruptura se comportam com as variações dos parâmetros de soldagem e do gás de proteção.
- Realizar ensaios de microdureza e verificar como esta propriedade se comporta com as variações dos parâmetros de soldagem e do gás de proteção.
- Realizar micrografias e macrografias para avaliar a microestrutura resultante e perfil das soldas com as variações dos parâmetros de soldagem e do gás de proteção.
- Analisar os custos da soldagem para os diferentes grupos de soldas.

Ao realizar todas estas etapas, cumprindo todos os objetivos parciais, poderá ser alcançando o objetivo final que é a identificação do efeito da velocidade de soldagem e de diferentes gases de proteção na junta soldada do FB 590 e no custo do processo de soldagem.

### 1.3 Abordagem Metodológica

Para alcançar os objetivos do trabalho, primeiro foi feita uma revisão teórica dos aços de alta resistência utilizados na indústria automotiva, visando identificar quais tem maior tendência de utilização e suas propriedades previamente estudadas. Na revisão teórica também foram levantadas informações do processo de soldagem, focando no processo MAG, que será utilizado neste trabalho, e como o processo influencia as propriedades mecânicas e microestruturais dos aços. Por último, foi feito um breve levantamento dos custos de soldagem, já que este é um ponto que também precisa ser levado em consideração para viabilizar sua aplicação industrial.

Os testes práticos foram iniciados com a realização de soldas utilizando o processo de soldagem automatizado MAG em corpos de prova de aço carbono SAE 1020. Estes corpos de prova possuíam as mesmas dimensões do corpo de prova do aço FB 590. Visando encontrar os parâmetros de soldagem corretos, foram soldados diversos corpos de prova utilizando cada uma das velocidades de soldagem que se pretende estudar (10, 15 e 20 mm/s) até que fosse encontrado um parâmetro de soldagem que visualmente atendesse à expectativa, ou seja, soldas com boa penetração, sem defeitos como mordeduras, poros superficiais ou respingos, o que nem sempre foi possível encontrar para todas as velocidades, sendo tomada a decisão nesses casos de utilizar os parâmetros que apresentavam menor quantidade de defeitos. Vale observar que todos estes testes preliminares foram realizados utilizando apenas um tipo de gás de proteção, tendo em vista que estes mesmos parâmetros seriam repetidos para o segundo gás a ser testado.

Na preparação dos corpos de prova do aço FB 590 foi utilizada uma máquina de eletroerosão a fio para usinar os chanfros. Para reproduzir a rigidez da estrutura de um veículo, as chapas não foram separadas pelos chanfros, fazendo dessa forma uma espécie de um rasgo nas chapas a serem soldadas.

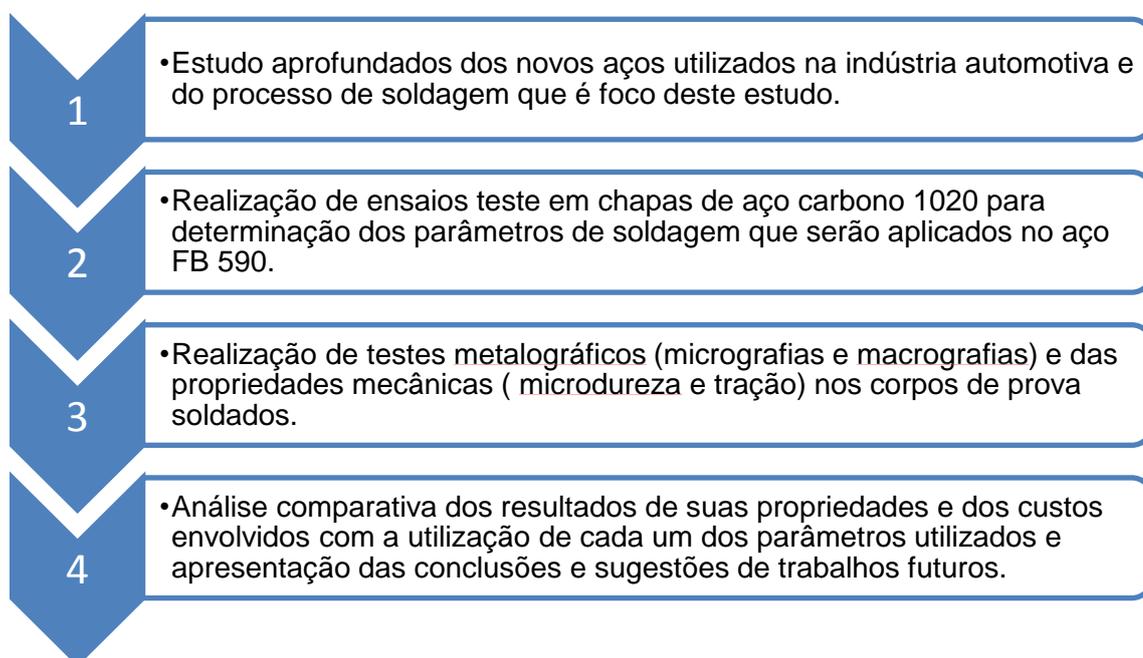
Após a soldagem com os parâmetros pré-determinados, as chapas foram cortadas por eletroerosão a fio para elaboração dos corpos de prova de tração

e metalográficos.

Para a determinação das propriedades mecânicas foram realizados ensaios de tração e microdureza e para a determinação de sua microestrutura resultante do processo de soldagem foram realizadas micrografias e macrografias.

Todos os resultados são apresentados mostrando as diferenças e semelhanças nas propriedades das soldas com a variação dos parâmetros utilizados e ao final uma conclusão de todas as análises realizadas. Também é apresentada uma análise de custos para cada uma das três velocidades e dos dois gases de proteção utilizados. Por fim, são apresentadas sugestões de novos testes necessários para aplicação dos parâmetros de soldagem estudados em escala industrial para que o mesmo possa ser aplicado com segurança. Na Figura 1 é mostrado o fluxo metodológico utilizado neste trabalho.

**Figura 1. Fluxo metodológico adotado no desenvolvimento do trabalho.**

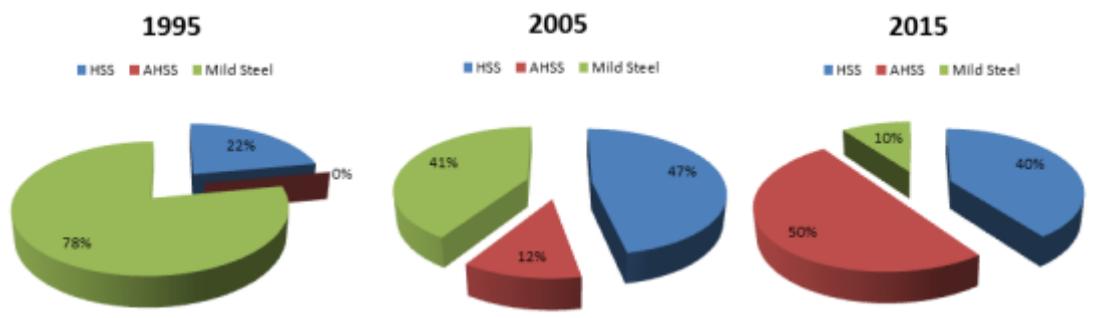


## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O uso de materiais de alta resistência vem sendo cada vez mais comum na indústria automotiva, isto porque um dos principais desafios dos veículos modernos é a economia de combustível sem a perda da potência. Uma das maneiras de atingir estes objetivos é diminuindo o peso dos veículos. A utilização de aços de alta resistência faz com que seja possível a diminuição da espessura da chapa sem que a estrutura seja afetada, reduzindo assim o peso do veículo (KAPUTSKA *et al.*, 2008).

Segundo Tumuluru (2006), aços com duas fases, os chamados *Dual Phase* com Limite de Resistência à Tração a partir de 590 MPa começaram a ser utilizados na indústria automotiva em diversos veículos entre os anos de 2004 e 2005. As indústrias automobilísticas identificaram que estes aços, além de alta resistência, também possuem boa conformabilidade, o que torna sua utilização promissora na fabricação de veículos. Com a utilização destes aços, a diminuição da espessura de peças estruturais do veículo se tornou possível, o que corrobora para a economia de combustível mantendo e até melhorando a capacidade de absorção de energia em caso de um impacto, aumentando com isso a segurança dos passageiros (TUMULURU, 2006). Os aços com Limite de Resistência à Tração a partir de 590 MPa são considerados aços avançados de alta resistência (*Advanced High-Strength Steels* (AHSS)), isto para diferenciá-los dos tradicionais aços de alta resistência (*High-Strength Steels* (HSS)) que atingem tensões de tração de até 440 MPa (TUMULURU, 2006). O percentual de utilização dos aços avançados de alta resistência em veículos vem crescendo e pode ser vista na Figura 2.

Figura 2. Evolução da utilização dos aços avançados de alta resistência na indústria automobilística.



Fonte: Adaptado de Tumuluru, 2006.

## 2.1 Aços Avançados de Alta Resistência

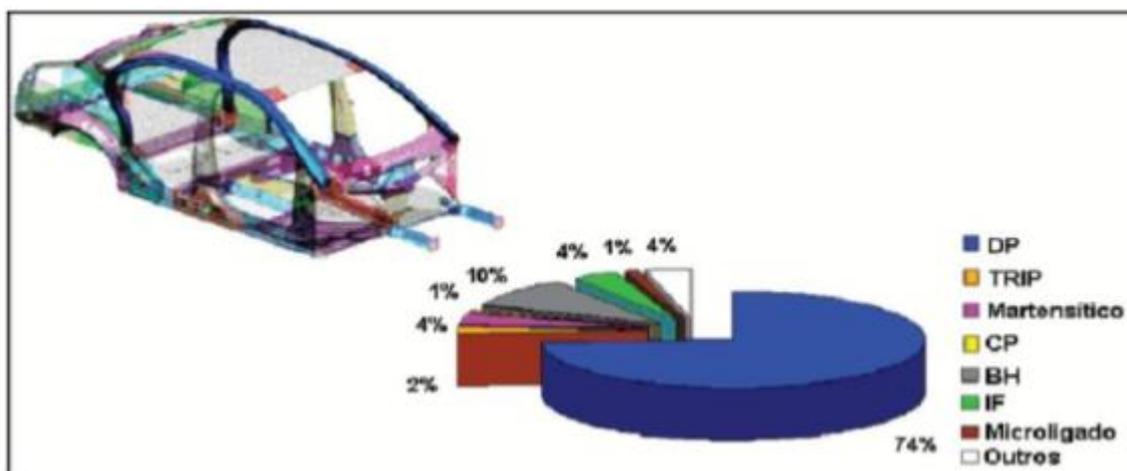
Um dos principais motivadores para o desenvolvimento de materiais de alta resistência na indústria automobilística é a incessante busca de redução de massa do veículo, para isso é preciso reduzir a espessura das chapas utilizadas na carroceria sem a diminuição das propriedades mecânicas. Moura e Miranda (2011) mostraram alguns dados referentes aos benefícios da utilização dos aços de alta resistência:

- Redução do consumo de combustível: para cada 100 Kg reduzidos de massa no automóvel existe uma economia de 0,3 L de combustível para uma distância percorrida de 100 Km;
- Redução de CO<sub>2</sub> liberado na atmosfera: para uma redução de 0,3 L de consumo de combustível atinge-se uma redução de 0,6 a 0,7 Kg de gás carbônico.

Ligas de alumínio e polímeros reforçados são outras formas de redução de peso do veículo e tem trazido uma perda de espaço na utilização do aço. Segundo Moura e Miranda (2011), as estruturas formadas por estes materiais se mostraram resistentes e economicamente viáveis. Este desenvolvimento de materiais alternativos é mais um dos motivos para que a indústria metalúrgica procure por materiais com alta resistência, como é o caso do FB 590, visando não perder espaço para outras alternativas. A Figura 3 apresenta uma carroceria produzida com a utilização de diversos novos aços desenvolvidos

pela indústria metalúrgica, seguindo a nova tendência de utilização de aços mais resistentes em busca de diminuição de espessura e aumento da resistência mecânica.

**Figura 3. Exemplo de carro utilizando diversos tipos de aços de alta resistência.**



**Fonte: Moura e Miranda, 2011.**

Neste exemplo mostrado acima, vemos que a maior porcentagem de uso são aços DP (*Dual Phase*), seguidos dos aços BH (*Bake Hardening*) além de aços TRIP (*Transformation-Induced Plasticity*), aços Martensíticos, aços complexos (*Complex Phase*), aços livres de interstícios (*Intertitial-Free*) e aços microligados. Todos estes desenvolvimentos recentes tem como objetivo atingir os novos critérios que a indústria automobilística vem impondo aos seus fornecedores, entre eles a eficiência energética.

### 2.1.1 Aços Ferríticos-bainíticos

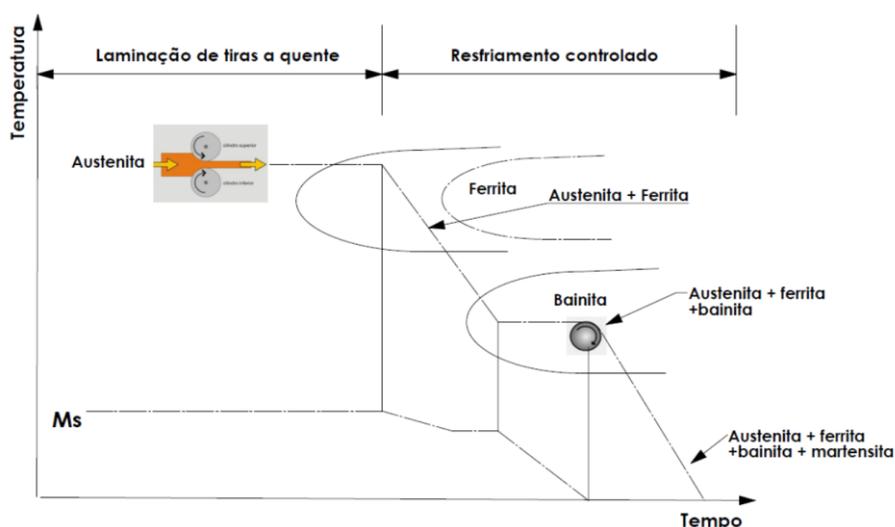
Os aços DP foram criados como aços de matriz ferrítica com um percentual de martensita, porém em meados da década de 1980 foi desenvolvido um aço de matriz ferrítica com uma segunda fase de bainita. Esta alteração foi feita visando um aumento de tenacidade e melhoria no seu processamento, como a conformação e a soldagem do material. Nos aços de matriz ferrítica-bainítica tem-se uma menor concentração de tensão e deformação uma vez que é mais uniforme do que a estrutura ferrítica-

martensítica. Esta característica proporciona melhor ductilidade e tenacidade à chapa, o que torna este material muito atrativo para aplicação na indústria automobilística. O percentual de bainita na microestrutura de matriz ferrítica varia normalmente entre 10 a 15% de bainita (GORNI, 2008).

Como demonstrado por Barbosa (2008), a fabricação de uma aço ferrítico bainítico é realizada através de tratamento termomecânico, que passa pelo aquecimento da placa para determinar o tamanho e distribuição inicial do grão austenítico, pela laminação de desbaste que é realizada na região de recristalização da austenita, pela laminação de acabamento finalizada abaixo da temperatura de recristalização da austenita com o objetivo de produzir grãos austeníticos mais alongados e por fim pela etapa de resfriamento acelerado que é importante para o desenvolvimento da microestrutura final do aço.

Este tipo de processamento é utilizado para diversos aços que tem a sua microestrutura controlada como, por exemplo, para a fabricação do aço TRIP que é um aço multifásico composto de ferrita, bainita, martensita e austenita retida, de baixa liga e alta resistência mecânica (GARZÓN e TSCHIPTSCHIN, 2006). Na Figura 4 podemos ver um exemplo esquemático deste tipo de processamento.

**Figura 4. Resfriamento controlado para o processamento do aço TRIP.**



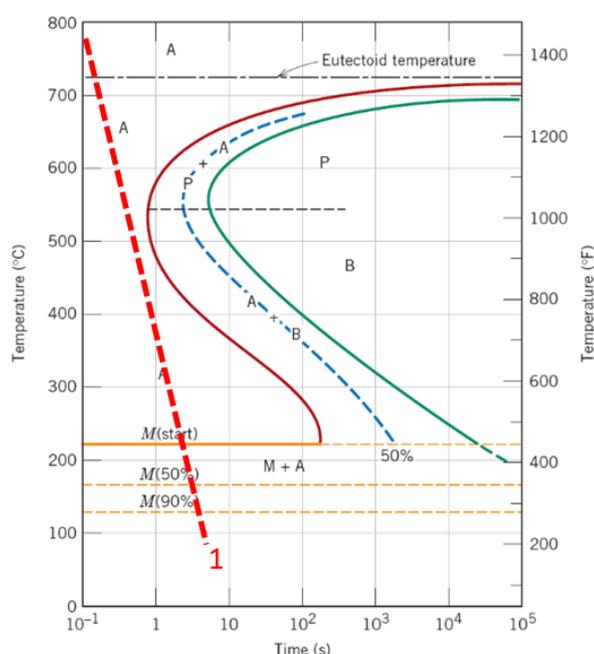
**Fonte: Garzón e Tschiptschin, 2006.**

### 2.1.1.1 Microestrutura do Aço Ferrítico Bainítico

Todo metal possui uma microestrutura que afeta diretamente as suas propriedades mecânicas e que é alterada de acordo com a sua composição química e processamento sofrido ao longo da sua história (Marques *et al.*, 2009). Algumas das principais microestruturas existentes nos aços são a ferrita, bainita, martensita, perlita e cementita.

A dinâmica de transformações microestruturais é apresentada nos diagramas TTT (Tempo, Temperatura, Transformação) Figura 5, que são diagramas característicos de cada material e que mostram como acontece a transformação microestrutural de um aço de acordo com a sua velocidade de resfriamento. Quando a temperatura do aço atinge a sua temperatura de austenitização, toda a microestrutura do material se transforma em austenita, e dependendo da velocidade de resfriamento, será formada a microestrutura do material à temperatura ambiente. Por exemplo, um aço que seja resfriado bruscamente, conforme linha de resfriamento 1 tracejada em vermelho na Figura 5 terá uma microestrutura final 100% martensítica que é mais dura e frágil.

Figura 5. Diagrama TTT típico de um aço carbono.



Fonte: Callister, 2007.

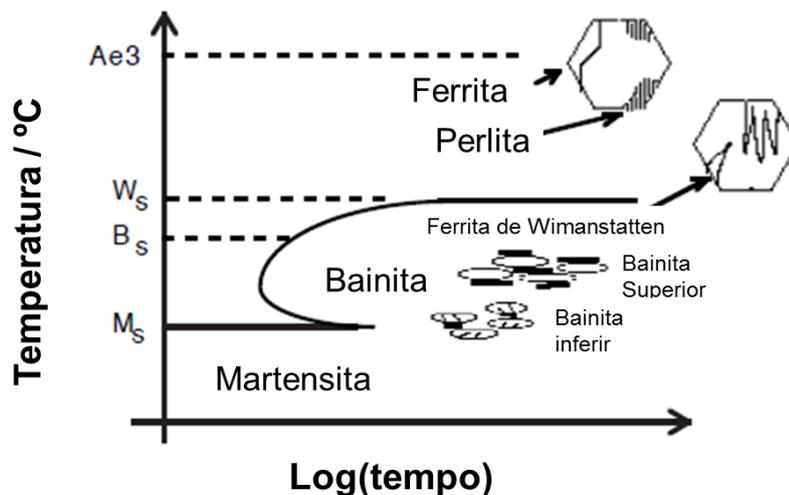
A microestrutura dos aços ferríticos-bainíticos é formada por uma matriz de ferrita quasi-poligonal com uma distribuição regular de bainita (BARBOSA, 2008). Essa ferrita é formada ao passar diretamente do campo autenítico para o ferrítico com taxas de resfriamento muito elevadas. Os grãos são relativamente grossos, cujos contornos têm aspectos irregulares (KRAUSS E THOMPSON, 1995).

Outro tipo de ferrita que pode ser encontrado quando existe uma taxa de resfriamento mais rápida (quando soldado, por exemplo) é a ferrita de Widmanstätten, que é formada por cristais grossos e alongados que contém baixa taxa de deslocamentos (KRAUSS E THOMPSON, 1995).

A bainita é uma mistura de ferrita e cementita formada em uma faixa de temperatura entre a de transformação de perlita e martensita (BHADESCHIA, 2001). A bainita pode ser dividida entre superior (formada em temperatura um pouco abaixo da temperatura de formação da perlita) e inferior (formada em temperaturas um pouco acima da formação de martensita) (BHADESCHIA, 2001). Portanto, uma classificação largamente aceita da bainita é que a mesma é formada por grãos ferríticos na forma de ripas ou placas, associados à partículas de carbonetos, porém existe uma diferença na forma e tamanho das ripas além de uma diferença na distribuição e tamanho de carbonetos, pois a bainita inferior apresenta carbonetos mais finos dentro da placa da ferrita (REED-HILL *et al*, 1992; BHADESCHIA, 2001).

A Figura 6 mostra um diagrama TTT apresentando as diferentes microestruturas que podem ser formadas em um aço e o ponto onde são formadas.

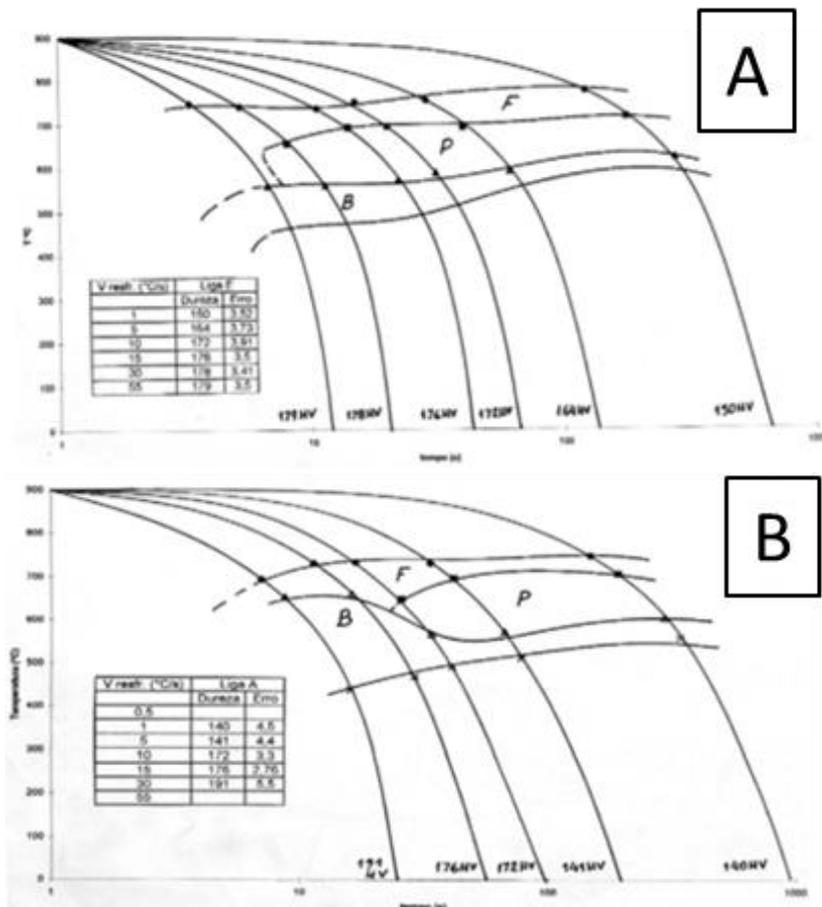
Figura 6. Diagrama TTT apresentando diferentes transformações microestruturais



Fonte: Bhadeshchia, 2001

Na produção dos aços ferríticos-bainíticos é utilizado o Nióbio (Nb) para que aconteça a precipitação de carbonitretos de nióbio que contribuem para o aumento da resistência mecânica do aço. O Nióbio também contribui para que quando soldado, aconteça uma redução no amaciamento na zona termicamente afetada (HULKA, 1998 e BARBOSA, 2008). O uso do manganês (Mn) é justificado pela alteração do campo perlítico em favor do campo bainítico, facilitando dessa forma a produção deste tipo de aço (GORNI *et al*, 2007). Este aumento do campo bainítico com o aumento do teor de Mn pode ser visto na comparação dos diagramas de Transformação com Resfriamento Contínuo (TRC) apresentado na Figura 7 (GORNI *et al*, 2007). Pode ser observado que, no gráfico B da Figura 7, que é um diagrama TRC de um aço com um percentual de 1,32% de Mn, contra 1,10% de Mn do aço do gráfico A da mesma figura, temos uma região de formação de bainita maior, diminuindo desta forma a zona de formação de perlita em relação ao aço com a composição de 1,10% de Mn.

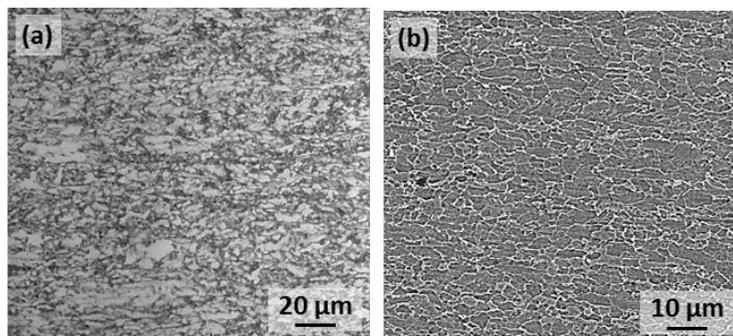
Figura 7. Diagramas TRC dos aços A com 0,08%C; 1,10%Mn e 0,033%Nb e do aço B com 0,07%C; 1,32%Mn e 0,036%Nb



Fonte: Gorni *et al*, 2007

A microestrutura de um aço FB 590 pode ser vista na Figura 8. Ela é formada por grãos de ferrita de tamanho não uniforme (cinza claro) com o contorno formado por bainita (cinza escuro/preto).

Figura 8. Microestrutura de um aço FB 590. Figura (a) realizada um microscópio ótico e figura (b) realizada em um microscópio eletrônico de varredura.



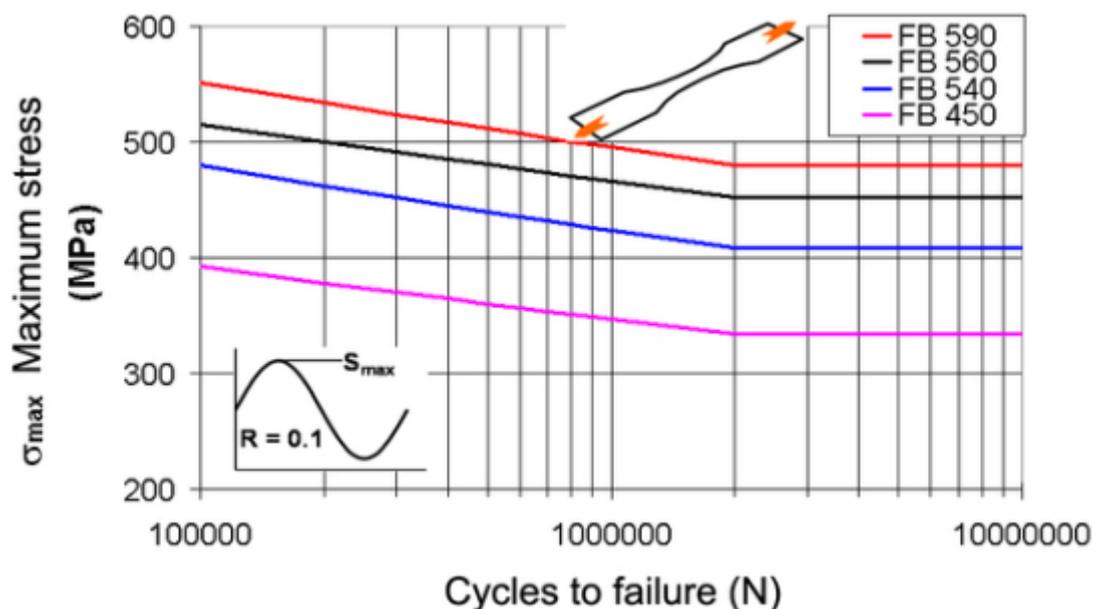
Fonte: Autor, 2015

### 2.1.1.2 Aplicações do aço FB 590

As principais aplicações deste tipo de aço são em peças estruturais como vigas longitudinais e transversais, estrutura do veículo, rodas e partes mecânicas como a suspensão e a caixa de marcha (ARCELLORMITTAL, 2013). A sua tensão de escoamento varia entre 480 a 600 MPa e a de ruptura de 590 a 670 MPa. As propriedades de conformabilidade e resistência à fadiga também são muito boas, principalmente devido a sua microestrutura Ferrítica-bainítica (TUMULURU, 2006). Nas Figura 9 e

Tabela 1, pode ser visto um gráfico de resistência à fadiga e sua composição química básica fornecida pelo fabricante ArcelorMittal. Pode se observar que o aço FB 590 possui propriedades de fadiga melhores que os outros da mesma família que também tem uma microestrutura Ferrítica-bainítica, demonstrando desta forma porque ele é indicado para aplicações de responsabilidade na indústria automobilística.

**Figura 9. Gráfico de resistência à fadiga da família de aços Ferríticos-bainíticos, incluindo o FB590 em vermelho.**



Fonte: Catálogo ArcelorMittal, 2013.

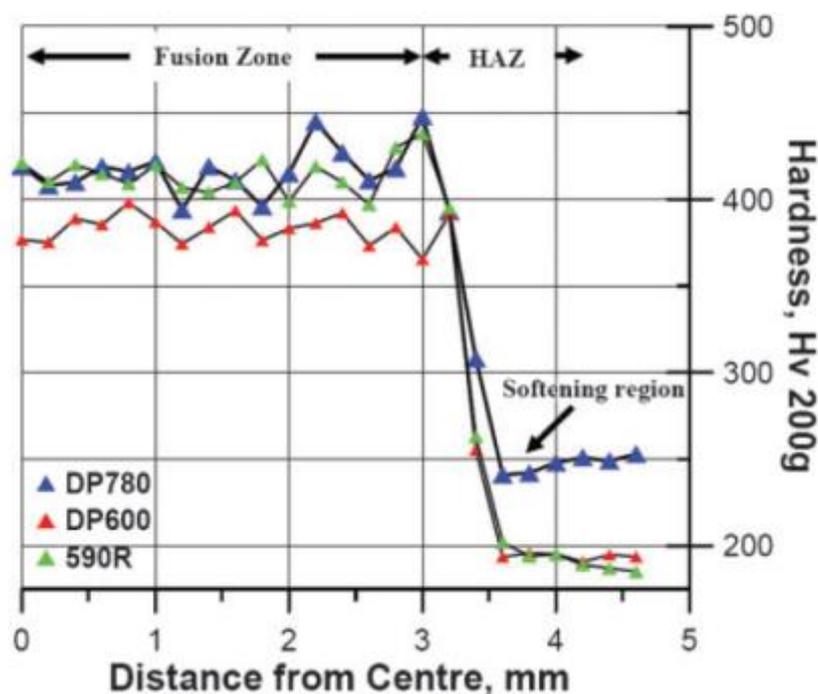
Tabela 1. Composição química do aço FB 590 (% de massa).

		C (%)	Mn (%)	Si (%)
FB 590	Nominal (máx)	0,1	1,6	0,15

Fonte: Catálogo ArcelorMittal, 2013

Khan *et al.* (2008a, 2008b) realizou um estudo do comportamento de diversos aços avançados de alta resistência quando soldados utilizando o processo de soldagem a ponto. Dentre os aços estudados está o aço FB 590. Os resultados mostraram que após a soldagem, foram encontradas ilhas de martensita na sua microestrutura o que aumentou a sua dureza de 170 HV<sub>0,2</sub> a 200 HV<sub>0,2</sub> do metal de base para valores de até 400 HV<sub>0,2</sub> a 450 HV<sub>0,2</sub>. Estes dados podem ser vistos no gráfico da Figura 10 Abaixo.

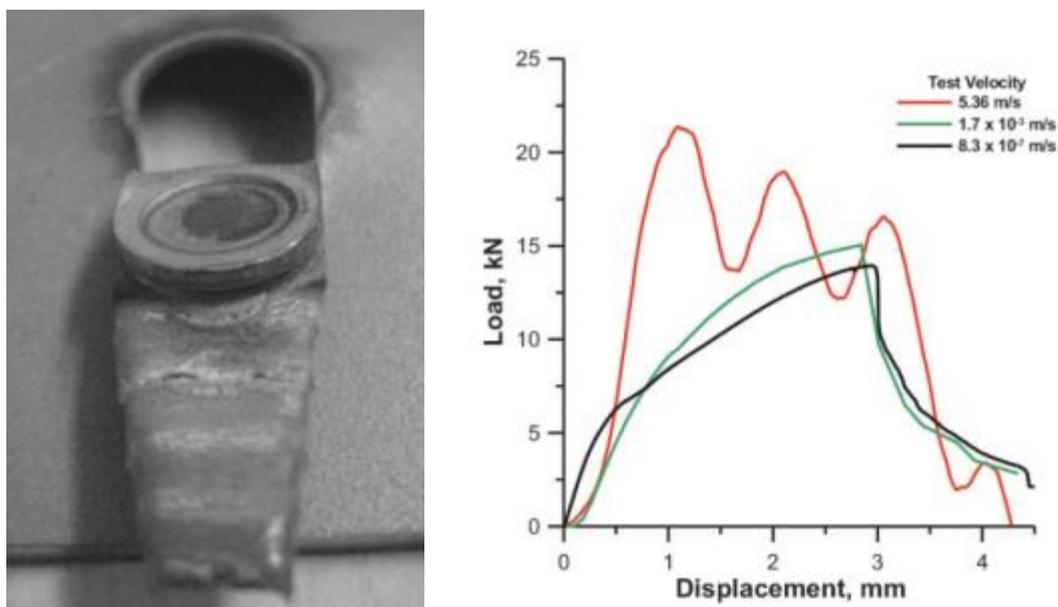
Figura 10. Perfil de dureza de uma solda a ponto em materiais avançados de alta resistência, incluindo o FB 590 indicado pelo triângulo verde.



Fonte: Khan *et al.*, 2008b

No trabalho de Khan *et al.* (2008b), ainda foram realizados testes de impacto e de tração com duas diferentes velocidades de ensaio. Para os ensaios de tração, a fratura ocorreu no metal de base o que comprova o bom resultado da solda a ponto neste material. No ensaio de impacto, o material apresentou um tipo de rasgamento o que aumentou a energia absorvida pelo material durante o ensaio. Este resultado pode ser visto na Figura 11 que demonstra que este material é apropriado para a indústria automotiva devido a sua alta capacidade de absorção de energia.

**Figura 11. Fratura da soldagem a ponto do FB 590 a alta velocidade e gráfico de Força X Deslocamento dos ensaios mecânicos a diferentes velocidades, mostrando que na alta velocidade (impacto) temos uma alta absorção de energia que é calculada pela área do gráfico.**



Fonte: Khan *et al*, 2008b

## 2.1.2 Metalurgia da Soldagem

### 2.1.2.1 Transformações Microestruturais

Segundo Marques *et al.* (2009), o processo de soldagem produz no metal de base uma fusão localizada, pois durante a soldagem as temperaturas alcançam valores entre 2.000 °C e 20.000 °C. Este processo de fusão no material gera uma mudança microestrutural que é afetada por diversos fatores,

um dos principais é o aporte térmico gerado durante o processo. O aporte de calor, também conhecido como *Heat Input* (H), é calculado conforme a Equação 1. Onde o valor de  $n$  é o rendimento do processo de soldagem, que para o processo MIG/MAG é de aproximadamente 0,8 (KOU, 2002).

**Equação 1. Quantidade de Calor, onde  $n$  é o rendimento do processo de soldagem,  $I$  a corrente de soldagem,  $V$  a tensão de soldagem e  $v$  a velocidade de avanço da tocha durante a soldagem.**

$$H = n \frac{I \cdot V}{v} \quad (1)$$

Um ponto importante que precisa ser levado em conta na avaliação da alteração microestrutural devido a soldagem é a velocidade de resfriamento ( $\Phi$ ). Essa depende diretamente do aporte de calor e da temperatura inicial da peça, sendo menor com o aumento destes dois parâmetros. Outros pontos que influenciam a velocidade de resfriamento são:

- Tipo do metal de base, pois depende da condutividade térmica do metal utilizado onde metais com maior condutividade térmica dissipam mais rapidamente o calor, como é o caso do cobre (Cu) e alumínio (Al) (KOU, 2002).
- Quantidade de material da peça, fator que depende da geometria da junta e espessura da chapa soldada, sendo que quanto maior a quantidade de material na região da solda, mais rápida é a dissipação de calor (KOU, 2002).

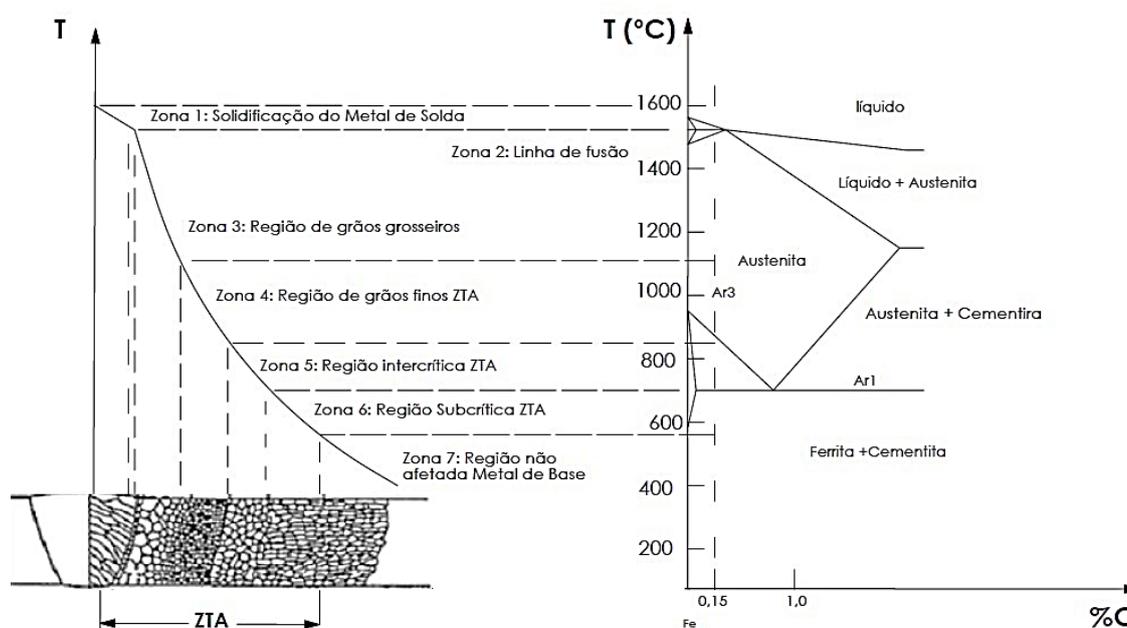
Durante o processo de soldagem, a dissipação de calor não ocorre de forma homogênea e segundo Ballesteros (2009), um metal soldado pode apresentar diversas regiões de soldagem que podem ser divididas em:

- Zona de Fusão (ZF) que é onde o material ultrapassou a temperatura de fusão.
- Zona Termicamente Afetada (ZTA) que é a macro região adjacente ao metal fundido de solda e dependendo do ciclo térmico apresenta diferentes características:

- Zona ou Região de grão grosso (ZTA-GG ou RGG): área em que a temperatura de pico ficou acima da temperatura de crescimento de grão austenítico e abaixo da temperatura de fusão, portanto entre 1.100 a 1.450 °C.
- Zona ou Região de grão fino (ZTA-GF ou RGF): área onde a temperatura ficou entre a temperatura de austenitização e 1.100 °C, com isso o crescimento dos grãos austeníticos é lento obtendo-se grãos pequenos.
- Zona ou Região intercrítica (ZTA-IC ou RI): área onde a temperatura ficou entre 723 °C e a temperatura de austenitização. Esta é uma região estreita e ocorrem apenas transformações parciais.
- Zona ou Região subcrítica (ZTA-SC ou RS): A temperatura é menor que 723 °C e não existe mudança microestrutural observável, pode ocorrer apenas uma degradação de perlita laminar e partículas esferoidais de cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ).

Na Figura 12 podem ser vistas as diversas zonas de um metal soldado relacionado-as com o diagrama de fase e as microestruturas características.

**Figura 12. Zonas ou regiões de uma solda.**



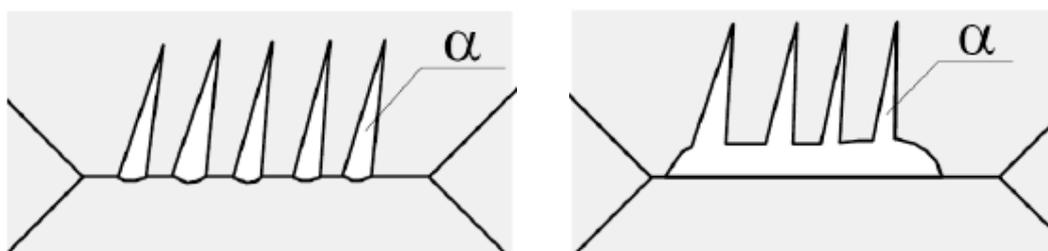
Fonte: Ballesteros, 2009.

Segundo Marques *et al.* (2009), a ferrita é uma microestrutura macia, dúctil e tenaz. A bainita é formada por grãos alongados de ferrita com uma fina dispersão de carbonetos e tende a fornecer uma elevada resistência mecânica ao aço, inclusive uma boa tenacidade. Para que a bainita seja formada, é necessário um resfriamento mais rápido para que a transformação da austenita, que é a microestrutura existente no aço em temperaturas acima de 727 °C, em bainita, aconteça a temperaturas de aproximadamente 500 °C ou menores (MARQUES *et al.*, 2009).

Quando a taxa de resfriamento se torna maior, é formada uma microestrutura chamada de martensita, que apresenta como características uma elevada dureza e uma maior fragilidade (MARQUES *et al.*, 2009). Segundo Marques *et al.* (2009), quanto maior o teor de carbono e maior a velocidade de resfriamento, existe uma tendência de termos uma microestrutura mais dura e frágil. Neste ponto, entra a preocupação com a soldagem que, devido a uma grande energia localizada imposta ao material, pode fazer com que seja facilitado o aparecimento de microestruturas mais frágeis no material como a martensita e a ferrita de Widmanstatten.

Segundo Ferracini (2007), a ferrita de Widmanstatten ocorre quando as taxas de resfriamento são grandes o suficiente para que exista um aumento na tendência de formação de ferrita com forma de placas ou agulhas a partir do antigo contorno de grão austenítico, Figura 13. Esta é uma microestrutura não desejada como resultado de uma solda, pois diminui a tenacidade do material (FERRACINI, 2007 e LESSA, 2011).

**Figura 13. Desenho esquemático mostrando a morfologia da ferrita de Widmanstatten frequentemente chamada de ferrita de placas laterais (BRAZ, 1999).**



Fonte: Lessa, 2011.

Com o uso de novos materiais, como o FB590, é necessário um aprofundamento no conhecimento das consequências que este processo de soldagem pode causar ao metal de base. Estas consequências acontecem principalmente devido ao aporte de calor que é imposto no material e à sua velocidade de resfriamento.

No caso do aço FB 590, que possui uma microestrutura composta de ferrita e bainita, com a soldagem, existe a possibilidade de formação de martensita e ferrita de Widmanstätten na região soldada. A martensita tem como características uma maior dureza e menor tenacidade. A ferrita de Widmanstätten também contribui com a diminuição local da tenacidade, e que portanto, com a contribuição destas duas microestruturas a região soldada pode se tornar um ponto frágil na estrutura do FB 590, podendo vir a falhar precocemente.

## 2.2 Conformação Mecânica

Não é possível o desenvolvimento de aços para a indústria automobilística sem tomarmos a conformabilidade como uma preocupação. Alguns aços *Dual Phase*, por exemplo, tem sua microestrutura formada por uma matriz ferrítica com ilhas de martensita dispersas. As deformações nestes aços acontecem basicamente na matriz ferrítica que possui menor resistência, mas devido às ilhas de martensita que estão à sua volta, estes aços quando conformados apresentam uma taxa de encruamento muito alta favorecendo a resistência final da peça conformada (NIGRI, 2008)

Dentre os aços DP, existem os aços denominados BH (*Bake Hardening*). Estes aços são elaborados e tratados para obter um aumento significativo do limite de elasticidade no material durante um tratamento térmico à baixa temperatura como, por exemplo, o que a carroceria sofre após o processo de cura da pintura que acontece à aproximadamente 170°C (SILVA, 2012).

Segundo Nigri (2008), os aços denominados TRIP (*Transformation-Induced Plasticity*) são normalmente multifásicos de baixa liga e com

concentrações altas de Si e Mn. Esses contêm alguma porcentagem de austenita retida em sua microestrutura. A austenita retida ao sofrer a deformação transforma-se em martensita aumentando com isso a sua resistência mecânica. Este fenômeno faz com que a sua resistência mecânica aumente após a conformação, produzindo com isso peças mais resistentes.

O aço FB590 são laminados a quente e tem uma microestrutura de matriz ferrítica com ilhas de bainita. O aumento de sua resistência mecânica é devido ao refino de grãos ferríticos e endurecimento da segunda fase que é a bainita. Este material apresenta boa conformabilidade, pois a matriz ferrítica deforma-se com facilidade, porém a fase bainítica proporciona uma boa resistência mecânica para este material (NIGRI, 2008).

## **2.3 Soldagem**

Com o objetivo de aumentar a aplicabilidade dos aços de alta resistência, a análise da soldabilidade dos mesmos se torna essencial. Na indústria automobilística, após conformadas, as peças precisam ser montadas e para isso o processo mais utilizado é a soldagem. O processo de soldagem mais utilizado nesta indústria é o de solda a ponto, e aqui será apresentado um breve histórico desse processo aplicado aos aços de alta resistência, porém o foco deste estudo será na soldagem GMAW.

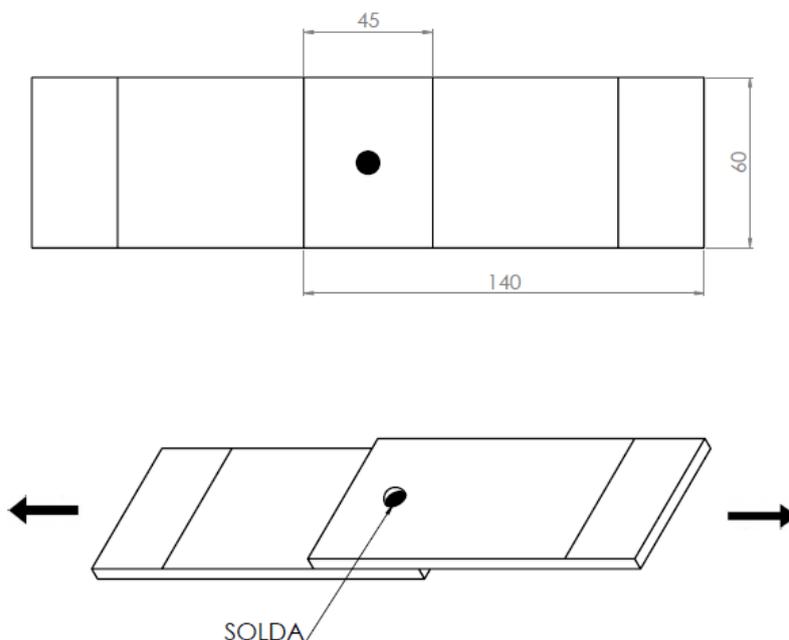
### **2.3.1 Soldagem a Ponto**

A soldagem a ponto é o processo mais utilizado para junção de peças na indústria automobilística. Na indústria Norte Americana é usado uma média de 4.000 a 5.000 em cada carroceria produzida (RADAKOVIC e TUMULURU, 2008). Por este ser o tipo de soldagem mais utilizado nesta indústria, também é o mais estudado e conseqüentemente o mais entendido. Uma das características mais importantes deste tipo de soldagem é que ela é autógena, ou seja, sem adição de material.

Segundo Pinheiro (2010), a soldagem a ponto é a mais utilizada na indústria automobilística devido à sua simplicidade, baixo custo de produção, alta taxa de produtividade e a não utilização de metal de adição. Pode-se somar a estas características, o fato de que este processo se adequa bem às juntas sobrepostas que é uma das mais utilizadas em automóveis e também apresenta facilidade na sua automatização.

A qualidade da solda a ponto é verificada em laboratório através de ensaios. O mais utilizado é o teste de tensão por cisalhamento como pode ser visto na Figura 14, onde dois corpos de prova de 140 mm de comprimento e 60 mm de largura são sobrepostos em 45 mm e unidos por um ponto de solda. O corpo de prova é submetido a um ensaio de tração. Devido ao desalinhamento o ponto de solda sofre tensões de cisalhamento e tensões de flexão (RADAKOVIC e TUMULURU, 2008).

**Figura 14. Desenho do corpo de prova de um ensaio de tensão por cisalhamento. As setas indicam a direção da força no ensaio.**

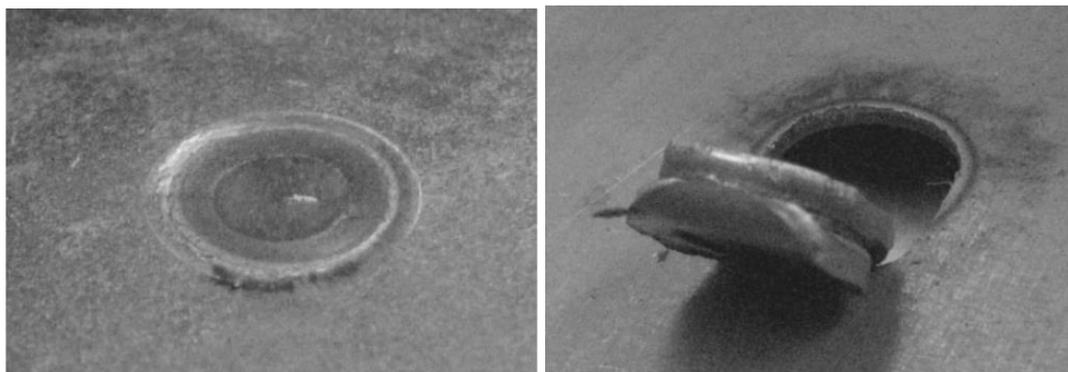


**Fonte: Autor, 2015**

Segundo Radakovic e Tumuluru (2008) e Khan *et al.* (2008a e 2008b) existem dois tipos de fraturas que são observados nos testes de tensão por cisalhamento, são elas: fratura interfacial ou retirada completa do ponto de solda, estas podem ser vistas na Figura 15. No tipo interfacial o ponto de solda

é dividido, ficando uma parte da solda em cada um dos lados fraturados do corpo de prova. Quando ocorre a retirada completa do ponto de solda, o material se rompe normalmente na ZTA da solda, ficando o ponto de solda inteiro em uma das partes fraturadas.

**Figura 15. Fotografia mostrando os dois tipos de fraturas. No corpo de prova da esquerda pode ser vista a fratura interfacial, enquanto que no corpo de prova da direita aconteceu a retirada completa do ponto de solda.**

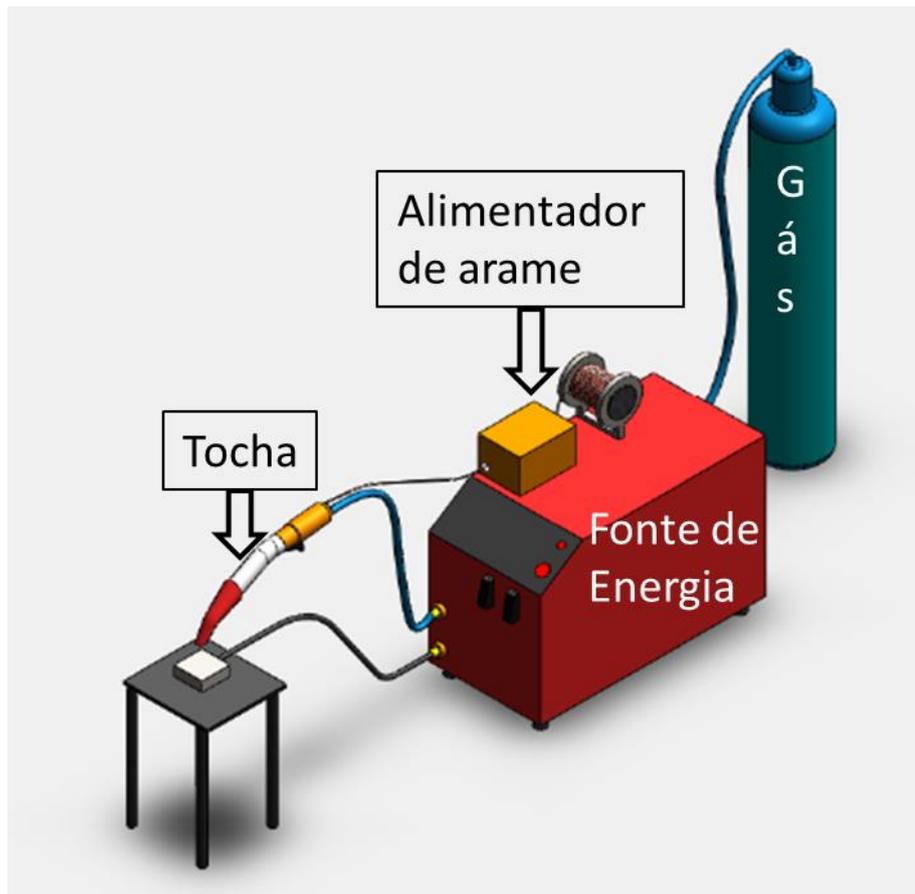


Fonte: Khan *et al.*, 2008b

### 2.3.2 Soldagem GMAW

O processo de soldagem GMAW, também conhecida como soldagem MIG/MAG (*Metal Inert Gas / Metal Active Gas*) é um processo de soldagem que tem como característica o uso de metal de adição, que normalmente tem uma composição química similar à dos metais que irão ser soldados. O material de adição vem em forma de bobinas e é adicionado de forma semi-automatizada ou automatizada (GÖTT *et al.*, 2010). Segundo Marques *et al.* (2009), também é uma característica deste tipo de soldagem o uso de um gás de proteção e daí vem a diferenciação da Soldagem MIG (*Metal Inert Gas*) onde é utilizado um gás inerte como o Hélio e Argônio da Soldagem MAG (*Metal Active Gas*), onde é utilizado como gás de proteção o CO<sub>2</sub> ou uma mistura dele. O processo MAG se aplica apenas a aços ferrosos enquanto que o MIG pode ser aplicado em ferrosos e não ferrosos. A Figura 16 mostra uma configuração típica de um sistema de soldagem GMAW semi-automatizado, ou seja, que tem aplicação manual, mas que também pode ser adaptado a um sistema automatizado, como um robô, por exemplo.

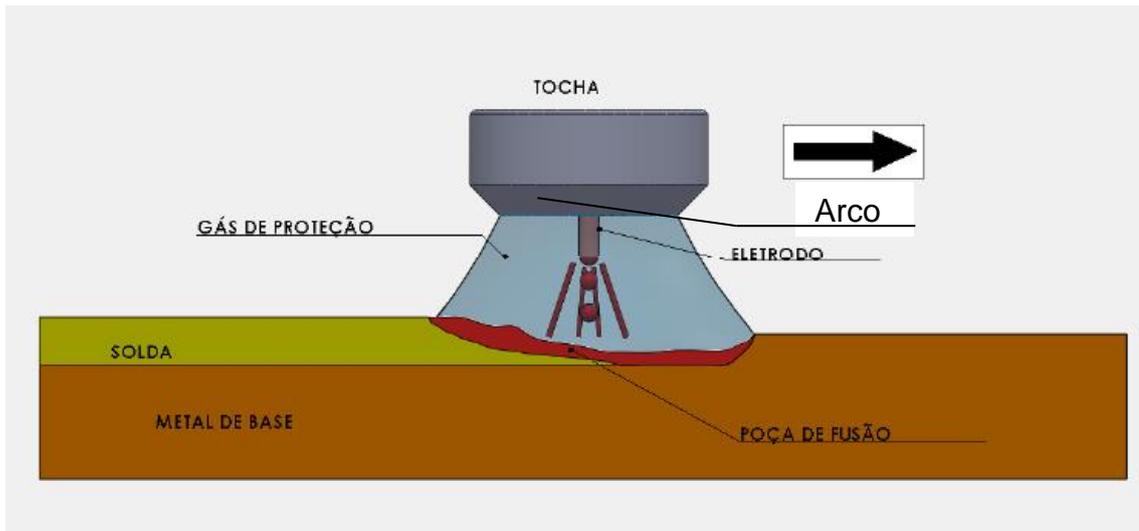
Figura 16. Configuração típica de um sistema de soldagem GMAW semi-automatizado.



Fonte: Autor, 2015

A tocha ou pistola utilizada na soldagem GMAW possui um gatilho que aciona ao mesmo tempo o sistema de controle de alimentação do consumível, movimentando-o a uma velocidade já previamente determinada e também aciona a alimentação do gás de proteção (MARQUES *et al.*, 2009). Na Figura 17 é apresentado um esquema da aplicação desta soldagem.

**Figura 17. Representação da tocha, do eletrodo ou consumível, gás de proteção, arco, poça de fusão, metal soldado (solda) e o metal de base.**



**Fonte: Autor, 2015**

Algumas vantagens na utilização do processo de soldagem MIG/MAG são: a grande versatilidade quanto ao tipo de material e espessura utilizados; a não existência de fluxo de soldagem, o que faz com que não seja necessária a operação de remoção de escórias e limpeza; e a possibilidade de automatização do processo com a utilização de robôs (MARQUES *et al*, 2009).

Na indústria automotiva o processo de soldagem GMAW vem sendo cada vez mais utilizado, principalmente na soldagem de subsistemas como suspensão e para-choque. As características deste processo que contribuem com esta mudança são: maior resistência da junta soldada; versatilidade quanto aos tipos de material e junta utilizados; facilidade de automatização; facilidade de acesso a juntas onde a garra de solda a ponto não acessa pelos dois lados.

### **2.3.2.1 Parâmetros de Soldagem**

Dentre os principais parâmetros de soldagem de uma solda MAG, podemos citar a corrente, a tensão, a velocidade de avanço do arame, a velocidade de arame da tocha, o comprimento livre do eletrodo (*stick-out*), a temperatura inicial do metal de base, a velocidade de resfriamento, o diâmetro

do eletrodo, a inclinação da pistola, o fluxo e o tipo do gás de proteção utilizado (MOREIRA, 2008).

Um conjunto de parâmetros define o aporte de calor do processo de soldagem. O aporte de calor irá definir as transformações microestruturais que ocorrem no metal soldado e na ZTA, por isso este dado é muito importante em um processo de soldagem. O aporte de calor é diretamente proporcional à corrente e tensão de soldagem e inversamente proporcional à velocidade de avanço da tocha (MARQUES *et al*, 2009). Foi definido neste trabalho que o aporte de calor seria mantido constante, isto para restringir esta variável que é muito importante para o resultado do processo de soldagem, pois influencia diretamente nas transformações microestruturais.

### **2.3.2.2 Gases de Proteção**

Segundo Tatagiba *et al.* (2012), o gás de proteção na soldagem MIG/MAG tem como finalidade básica proteger a poça de fusão contra os efeitos nocivos do Oxigênio contido no ar atmosférico, mas além disto, tem um papel impar na qualidade e produtividade do processo de soldagem, pois também influencia na transferência térmica e nas reações químicas que acontecem durante o processo de soldagem. As características da fonte de soldagem, do metal de adição e do metal de base também devem ser consideradas ao escolher o gás de proteção utilizado, pois a interação destes elementos pode exercer forte influência sobre o resultado final do processo de soldagem.

Os gases de proteção têm uma influência importante nos custos de soldagem, característica do arco, tipo de transferência metálica, velocidade de soldagem, respingos, penetração e formato do cordão de solda, perdas de elementos químicos do metal de base, temperatura da poça de fusão, porosidade e posições de execução do processo (TATAGIBA *et al.*, 2012). Os gases podem ser utilizados em sua forma pura como o Argônio (Ar), Hélio (He) e Dióxido de Carbono (CO<sub>2</sub>) ou em misturas entre si. Também podem ser utilizados nas misturas Oxigênio (O<sub>2</sub>), Hidrogênio (H<sub>2</sub>) e Nitrogênio (N<sub>2</sub>)

(TATAGIBA et al., 2012). Diversos exemplos podem ser citados, um deles é a adição do  $\text{CO}_2$  e  $\text{O}_2$  ao Ar puro. Ao utilizar Ar puro, a soldagem é instável, não tem molhabilidade adequada e são produzidas descontinuidades. Ao adicionar  $\text{O}_2$  ocorre uma melhora na fluidez, molhabilidade e penetração do cordão de solda, além de uma maior estabilidade no processo de soldagem e perda de elementos de liga através do arco. Adicionando  $\text{CO}_2$  produzindo um gás com três elementos, foi observado aumento na emissão de fumos de soldagem (VAIDYA, 2002).

Tatagiba *et al.* (2012) apresenta no seu trabalho um vasto quadro comparativo de diversos tipos de gases e misturas que podem ser utilizadas, citando o impacto da adição de diversos elementos na mistura de gases, além das propriedades da soldagem utilizando alguns gases de forma pura.

Neste estudo serão realizadas soldas utilizando diferentes misturas de Ar com  $\text{CO}_2$ , por isto este terá o maior foco do estudo.

#### 2.3.2.2.1 Argônio

O Argônio é um gás inerte, bastante utilizado na soldagem MIG/MAG, pois possui um baixo potencial de ionização o que faz com que o arco fique estável e tenha facilidade de abertura (SCOTTI e PONOMAREV, 2008). O Argônio comercialmente puro é utilizado para soldagem de materiais não ferrosos e reativos como ligas de cobre, níquel, titânio e alumínio. Segundo Scotti e Ponomarev (2008), também pode ser utilizado com adições de  $\text{O}_2$  e  $\text{CO}_2$  para soldagem de aços carbono e de baixa liga, estas adições garantem uma maior estabilidade do arco. O formato da solda utilizando o Argônio puro tem um perfil do tipo “cálice” (O'BRIEN, 1991).

#### 2.3.2.2.2 Dióxido de Carbono

O  $\text{CO}_2$  é bastante utilizado na soldagem MIG/MAG, principalmente em forma de mistura com o Argônio. Puro ele é utilizado basicamente para a soldagem de aços de baixo carbono. Este gás tem como uma de suas características possibilitar a transferência de uma maior quantidade de calor

para o metal de base e por isso, apresenta uma maior penetração do cordão de solda (SCOTTI e PONOMAREV, 2008). Segundo Scotti e Ponomarev (2008), este gás tem também como uma de suas características o aumento da tensão para manter o arco aberto, por isso, muitas vezes a regulagem do equipamento tem que ser revista quando se inicia a utilização do CO<sub>2</sub> puro ou um mistura rica em CO<sub>2</sub> em um processo de soldagem que já utilizava outro gás de proteção.

#### 2.3.2.2.3 Mistura de Argônio e Dióxido de Carbono

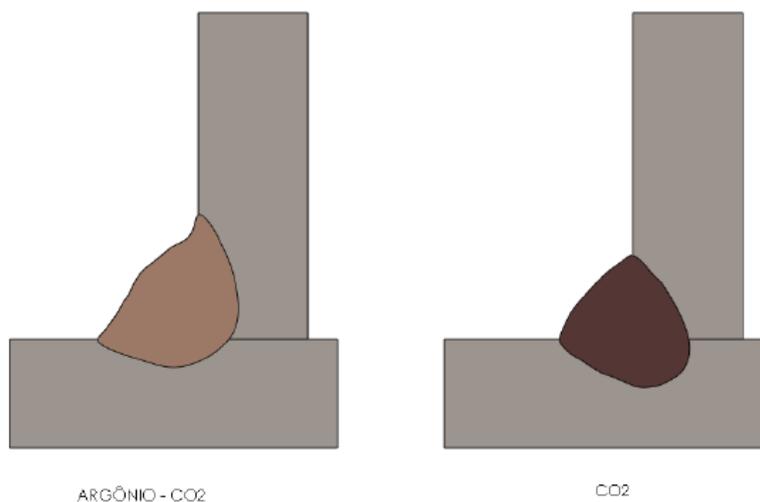
A adição de 3% a 25% de CO<sub>2</sub> no Argônio para a soldagem de materiais ferrosos tem como uma das principais funções a melhoria na estabilidade do arco. Quando comparado com a utilização do CO<sub>2</sub> puro, reduz a quantidade de respingos e melhora o aspecto superficial do cordão de solda (SCOTTI e PONOMAREV, 2008 e O'BRIEN 1991). Durante o processo de soldagem, as camadas de óxido próximas às poças de fusão são consumidas, com isso, o arco tende a buscar novas regiões que possuam filmes óxidos para emissão de elétrons, o que causa uma instabilidade no arco. A adição de CO<sub>2</sub> no gás de proteção serve para que esta camada de óxido seja regenerada na região da poça de fusão o que auxilia na estabilidade do arco elétrico (TATAGIBA *et al.*, 2012).

Segundo O'Brien (1991), quando adicionado mais de 25% de CO<sub>2</sub>, temos um aumento na quantidade de respingos, maior penetração e diminuição da estabilidade do arco, por isso em misturas comerciais, normalmente não temos mais do que 25% de CO<sub>2</sub>.

Em um estudo realizado por Ebrahimnia *et al.* (2009), foi identificado que na soldagem de um aço carbono o ST 37-2, o aumento do percentual de CO<sub>2</sub> no gás de proteção causou um aumento do volume da ferrita de Widmanstätten e diminuição da quantidade de inclusões. Por outro lado, o aumento do percentual de CO<sub>2</sub> aumentou a profundidade da zona de fusão e um aumento na absorção de energia no teste de impacto Charpy.

Para demonstrar a maior penetração do perfil de solda utilizando  $\text{CO}_2$ , pode ser visto na Figura 18, uma solda utilizando uma mistura de Argônio- $\text{CO}_2$  e  $\text{CO}_2$  puro.

Figura 18. Perfis de solda utilizando uma mistura de Argônio e  $\text{CO}_2$  e  $\text{CO}_2$  puro.



Fonte: Autor, 2015

### 2.3.3 Custos na Soldagem

Para um processo de aplicação em escala industrial, além dos requisitos técnicos, também é muito importante uma avaliação dos custos do processo de soldagem. Segundo Marques *et al.* (2009), o custo total (CT) de um processo de soldagem pode ser dividido em diversas partes, são eles: custo da mão de obra (CMO), custo dos consumíveis (CC), custo da energia elétrica (CE), custo de manutenção (CM), custo de depreciação do equipamento (CD) e o custo de outros materiais de consumo (CMC). Este custo total pode ser calculado utilizando a Equação 2.

**Equação 2. Forma de calcular o custo total de um processo de soldagem.**

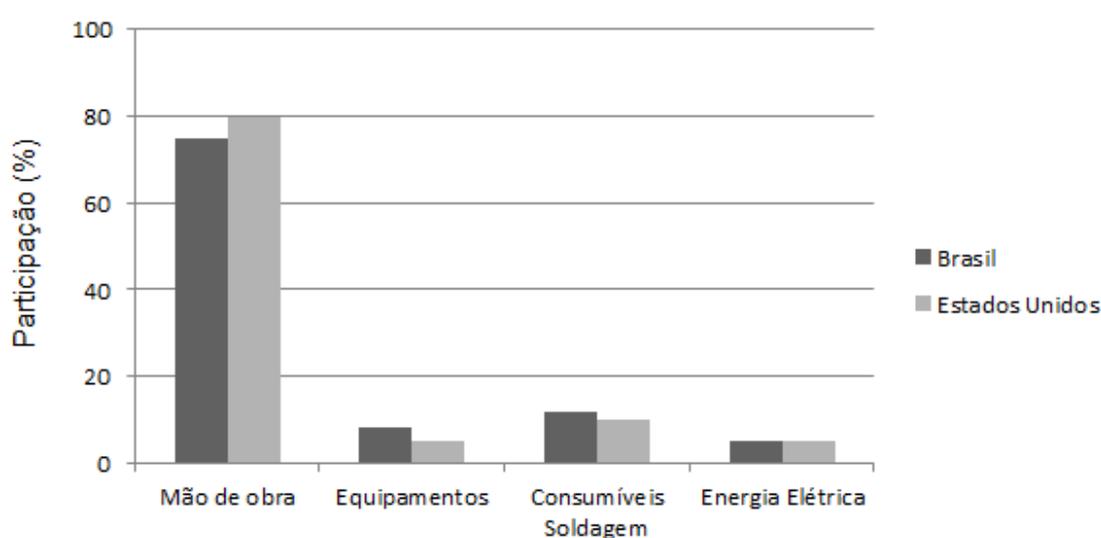
$$CT = CMO + CC + CE + CM + CD + CMC \quad (2)$$

Fonte: Marques *et al.*, 2009

Como pode ser visto na Equação 2, temos diversos itens que influenciam nos custos finais da soldagem e cada um deve ser levado em conta de acordo com a sua necessidade.

O Custo da mão de obra é em média o maior custo de um processo de soldagem, isto pode ser visto na Figura 19, onde é demonstrada de forma percentual a distribuição dos custos de soldagem no Brasil e nos Estados Unidos (MARQUES *et al.*, 2009).

**Figura 19. Distribuição dos principais de custos de soldagem**



**Fonte: Adaptado de Marques *et al.*, 2009.**

O estudo dos custos de um processo de soldagem é importante para qualquer tipo de aplicação, Pessoa *et al.* (2011), por exemplo, fez um estudo do custo de uma aplicação de revestimento de liga de níquel em equipamentos para a indústria petrolífera através de um processo de soldagem MIG/MAG e para isso variou o metal de adição, gás de proteção utilizado, tensão, velocidade de soldagem, tipo de tecimento e técnica da tocha. Portanto foram utilizadas seis variáveis para que fosse realizado um estudo mais detalhado do custo do processo de soldagem. Mesmo assim, foi sinalizado que apesar de ter encontrado o processo de soldagem mais econômico, aquele poderia não ser o mais econômico para o processo como um todo, pois, seriam necessários ensaios de corrosão para determinar a vida útil destas ligas utilizadas nos revestimentos dos equipamentos (PESSOA *et al.*, 2011).

No caso da indústria que requer alta produtividade, como a automotiva, o tempo gasto em qualquer processo pode ter um custo maior do que o do processo de soldagem, portanto, quanto menor o tempo utilizado no processo de soldagem, maior a produtividade e conseqüentemente menor o custo de produção do veículo. Porém, além do custo com o tempo de soldagem, podemos ter diferenças que parecem muito pequenas, pois, são de centavos para cada quilo de metal depositado, mas podem se transformar em milhares de reais quando considerada toda a produção anual de uma indústria automotiva. Por exemplo, podemos citar o trabalho de Pessoa *et al.* (2011), onde o autor demonstrou que aumentando a velocidade de soldagem em 50%, a tensão de soldagem em 20% e mantendo todos os outros parâmetros de soldagem constantes, foi encontrada uma economia de R\$ 0,79 por kg de material depositado. Este cálculo foi realizado sem considerar a alteração no valor do metal de adição, ou seja, foi considerado apenas custos no processo de soldagem.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 Material

Foi selecionado um aço Ferrítico Bainítico do tipo FB 590 cortado em chapas de 4,0 mm x 165 mm x 165 mm cuja composição química nominal fornecida pelo fabricante e a obtida no laboratório (amostra de teste) são apresentadas na Tabela 2. As análises químicas da amostra teste foram determinadas por espectrometria de emissão óptica em um equipamento da marca Oxford, modelo Foundry-Master no laboratório do SENAI/CIMATEC-BA. Os resultados mostram que a composição química se enquadra dentro da faixa esperada para o aço FB 590.

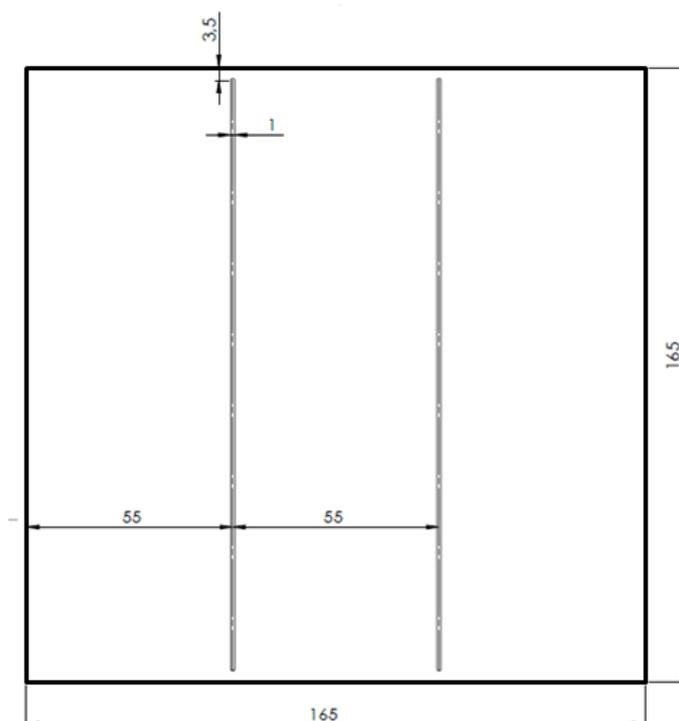
**Tabela 2. Composição química nominal fornecida pelo fabricante e de amostra testada do aço FB590 utilizado no experimento (% de massa).**

		C (%)	Mn (%)	Si (%)
FB 590	Nominal (máx)	0,1	1,6	0,15
	Amostra de Teste	0,0896	1,46	0,0219

#### 3.2 Procedimento de Soldagem

As chapas foram cortadas por eletroerosão a fio para a preparação de duas juntas de topo sem chanfros em cada uma das chapas. Com a intenção de simular a rigidez da estrutura de um veículo e garantir o bom alinhamento das chapas, os cortes não foram completos. A Figura 20 mostra a vista superior da chapa utilizada cuja espessura é de 4 mm. O processo de soldagem utilizado foi o GMAW utilizando um gás ativo (MAG - Metal Active Gas).

Figura 20. Vista superior da chapa do FB 590 utilizada nos ensaios.



Fonte: Autor, 2015

Um dos objetivos deste trabalho foi buscar maior produtividade, e por isso a velocidade de avanço da tocha foi variada. Ao alterar a velocidade de soldagem, foi necessário variar a corrente, tensão e velocidade de avanço do arame para que o aporte de calor fosse mantido constante.

As velocidades de soldagem escolhidas foram de 10 mm/s que é uma velocidade já utilizada pela indústria, 15 mm/s e a de 20 mm/s que representam um aumento de produtividade de 50% e 100% de produtividade respectivamente.

Para a definição dos valores de tensão, velocidade de avanço do arame e conseqüentemente da corrente de soldagem, foram realizados testes preliminares utilizando chapas de aço SAE 1020 com a mesma espessura do aço FB 590 estudado neste trabalho. Para a velocidade de avanço de 10 mm/s, por exemplo, a tensão foi variada de 24 A à 32 A e a velocidade de avanço do arame de 14 m/min à 18 m/min, sendo que para valores mais baixos de tensão, a solda apresentou baixa penetração e para valores mais altos de tensão e velocidade de arame a chapa furou devido ao excesso de aporte de calor. No

total foram testadas 19 combinações de parâmetros, avaliando a penetração, a quantidade de respingos e a formação de mordedura em busca de parâmetros mais adequados.

O gás de proteção também foi variado para verificar o efeito do acréscimo de CO<sub>2</sub> na mistura, pois o gás de proteção além de influenciar no perfil do cordão de solda também influencia nos custos de soldagem, porém nos testes preliminares o gás utilizado foi sempre a mistura de 80% de Ar e 20% de CO<sub>2</sub> e a vazão do gás de 14 L/min. Na Figura 21 podemos ver o resultado de dois dos testes preliminares realizados.

**Figura 21. Alguns dos testes preliminares realizados no material SAE 1020.**



**Fonte: Autor, 2015**

Por fim, os valores de tensão e de velocidade de avanço do arame foram definidos de modo que, utilizando a velocidade de avanço de 10 mm/s e a mistura comercial do gás de proteção com 80% de Argônio e 20% de CO<sub>2</sub>, a solda apresentasse um bom resultado visual. Para a velocidade de 15 mm/s e 20 mm/s os parâmetros foram ajustados de modo que a solda também apresentasse bons resultados de penetração e visuais, mas que o calor aportado na amostra fosse mantido em valores mais próximos possíveis.

O comprimento livre do eletrodo influencia na tensão e corrente de soldagem (MARQUES *et al.*, 2009). Como a tensão foi variada diretamente através da fonte de soldagem e a corrente através da variação da velocidade de avanço do arame, esse parâmetro foi mantido constante. Também não foi variada a temperatura inicial da peça, que influenciaria na velocidade de resfriamento e conseqüentemente na transformação microestrutural. Este

parâmetro não foi variado, pois em uma linha de produção de automóveis não é usual aquecer uma chapa antes do processo de soldagem.

O tipo e o diâmetro do eletrodo também foram mantidos constantes, pois foram utilizados os mais adequados para o material a ser soldado. So *et al.* (2010) utilizou um eletrodo idêntico ao utilizado neste trabalho e alcançou Limites de Resistência à Tração acima de 750 MPa. Quanto ao diâmetro do eletrodo, foi escolhido de acordo com a abertura do chanfro que foi definido em 1 mm, por isso a utilização do eletrodo como 1 mm de diâmetro.

A inclinação da pistola foi mantida constante, pois na posição vertical a penetração e largura do cordão são médias quando comparadas às outras posições de soldagem que são quando a tocha está inclinada na direção da soldagem (puxando) ou quando a tocha está inclinada na direção oposta à que está acontecendo a soldagem (empurrando) (MARQUES *et al.*, 2009).

Ao soldar o FB 590, foi observado que quando comparado à média do aporte de calor de todas as amostras, a diferença de calor aportado entre cada amostra foi de no máximo 10%, o que não foi atingido em apenas dois casos, onde a diferença do aporte em relação à média foi de 12%.

Visando identificar o efeito da alteração do gás de proteção para o FB 590, os parâmetros foram repetidos utilizando-se o gás com um maior percentual de Argônio (mistura comercial com 98% de Argônio e 2% de CO<sub>2</sub>). A vazão do gás utilizada em todos os testes foi de 14 l/min.

Para as velocidades de 10 mm/s e 20 mm/s foi identificado que no primeiro cordão de solda houve uma penetração inadequada ou excesso de respingos, por isso no segundo cordão de solda dessas amostras foi feito um ajuste na velocidade de avanço do arame de soldagem. A mesma dupla de parâmetros para estes casos foi repetida utilizando o gás com menor percentual de argônio.

A Tabela 3 apresenta todos os parâmetros utilizados neste trabalho para a soldagem. A distância do bico de solda até a peça foi mantida constante em

25 mm e, todas as soldas realizadas com apenas um passe. O metal de adição utilizado foi o ER70S-6 com 1 mm de diâmetro.

**Tabela 3. Parâmetros de soldagem utilizados neste estudo. Gás 1 (80% de Argônio e 20% de CO<sub>2</sub>) e gás 2 (98% de Argônio e 2% de CO<sub>2</sub>).**

Amostra	Gás	Velocidade de Soldagem (mm/s)	Tensão (V)	Velocidade de Avanço do Arame (m/min)	Vazão do Gás de Proteção (l/min)
1	1	15	36	12	14
2	1	15	36	12	14
3	2	15	36	12	14
4	2	15	36	12	14
5	1	20	38	18	14
6	1	20	38	16	14
7	2	20	38	18	14
8	2	20	38	16	14
9	1	10	28	11	14
10	1	10	28	12	14
11	2	10	28	11	14
12	2	10	28	12	14

Foram utilizados uma fonte de soldagem IMC DIGIPlus A7 no modo tensão constante e um robô FANUC S-430i W com um controlador FANUC System R-J3 para a realização das soldas. O equipamento utilizado pode ser visto na Figura 22.

**Figura 22. Equipamentos utilizados na soldagem das amostras.**

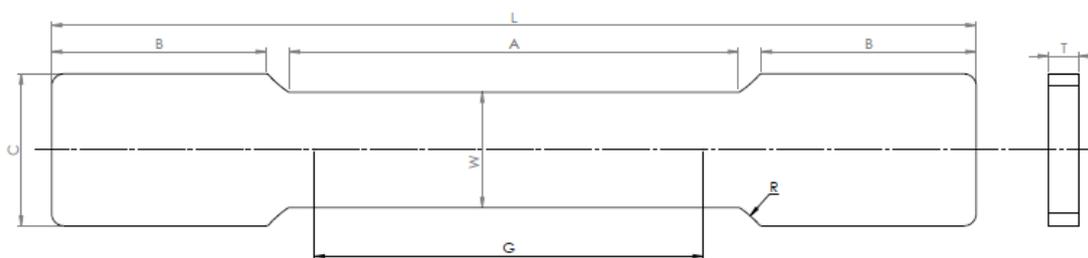


Fonte: Autor, 2015

### 3.3 Ensaio de Tração

Para a realização dos ensaios de tração foi utilizada a norma ASTM E8/E8M – 11 (Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials) que define um corpo de prova de tração em tamanho reduzido, conforme Figura 23. O tamanho reduzido do corpo de prova, de tração foi necessário para que fosse possível realizar os ensaios de tração nas duas soldas da chapa mostrada na Figura 20. Para cada solda realizada foram retirados 3 corpos de prova para a realização dos ensaios.

**Figura 23. Corpo de prova de tração de tamanho reduzido. L=100mm, A=32mm, B=30mm, C=10mm, W=6mm, G=25mm, T=4mm (espessura do material) e R=6mm**



Fonte: Norma ASTM E8/E8M – 11.

### 3.4 Macrografias e Micrografias

A análise visual foi realizada através de macrografias do perfil transversal da solda utilizando-se um estereoscópio da marca Wild Heerbrugg e uma câmera Zeiss modelo AxioCam ERc 5s para aquisição das fotos. As amostras foram cortadas, submetidas a processos metalográficos padrões (lixamento e polimento) e atacadas com Nital 2% (2% de ácido nítrico e 98% de álcool etílico). Esta análise foi realizada para definir o perfil de solda, a sua penetração e o tamanho da ZTA (Zona Termicamente Afetada).

Após a análise macroscópica, foi realizada a análise da microestrutura dos perfis da solda por microscopia óptica utilizando um microscópio da marca Zeiss modelo AX10 e uma câmera Zeiss modelo AxioCam ERc 5s. A microscopia visa observar a microestrutura resultante do processo de

soldagem e a possível formação de constituintes mais duros como a martensita.

### **3.5 Microdureza**

Análises de microdureza foram realizadas usando o método Vickers (HV 0,1) utilizando-se o microdurômetro da marca Shimadzu, modelo HMV-2T. O perfil da microdureza foi feito de lado a lado desde o material base passando pelo centro da zona fundida com o intuito de verificar variações locais da propriedade mecânica da solda.

## 4 RESULTADOS

### 4.1 Soldagem

O resultado da soldagem das amostras pode ser vista na Tabela 4.

A Equação 3 foi utilizada para o cálculo da potência de soldagem, observando-se que, segundo Dutra *et al.* (2013), para o cálculo correto da potência, não se deve utilizar os valores das médias da tensão e corrente de soldagem e sim o somatório de todos os pontos ao longo da soldagem.

**Equação 3. Equação para o cálculo da potência de soldagem onde P é a potência de soldagem  $V_i$  e  $I_i$  são respectivamente a tensão e corrente em cada um dos pontos medidos ao longo do processo de soldagem e n a quantidade de pontos medidos.**

$$P = \frac{\sum_{i=1}^n V_i \times I_i}{n} \quad (3)$$

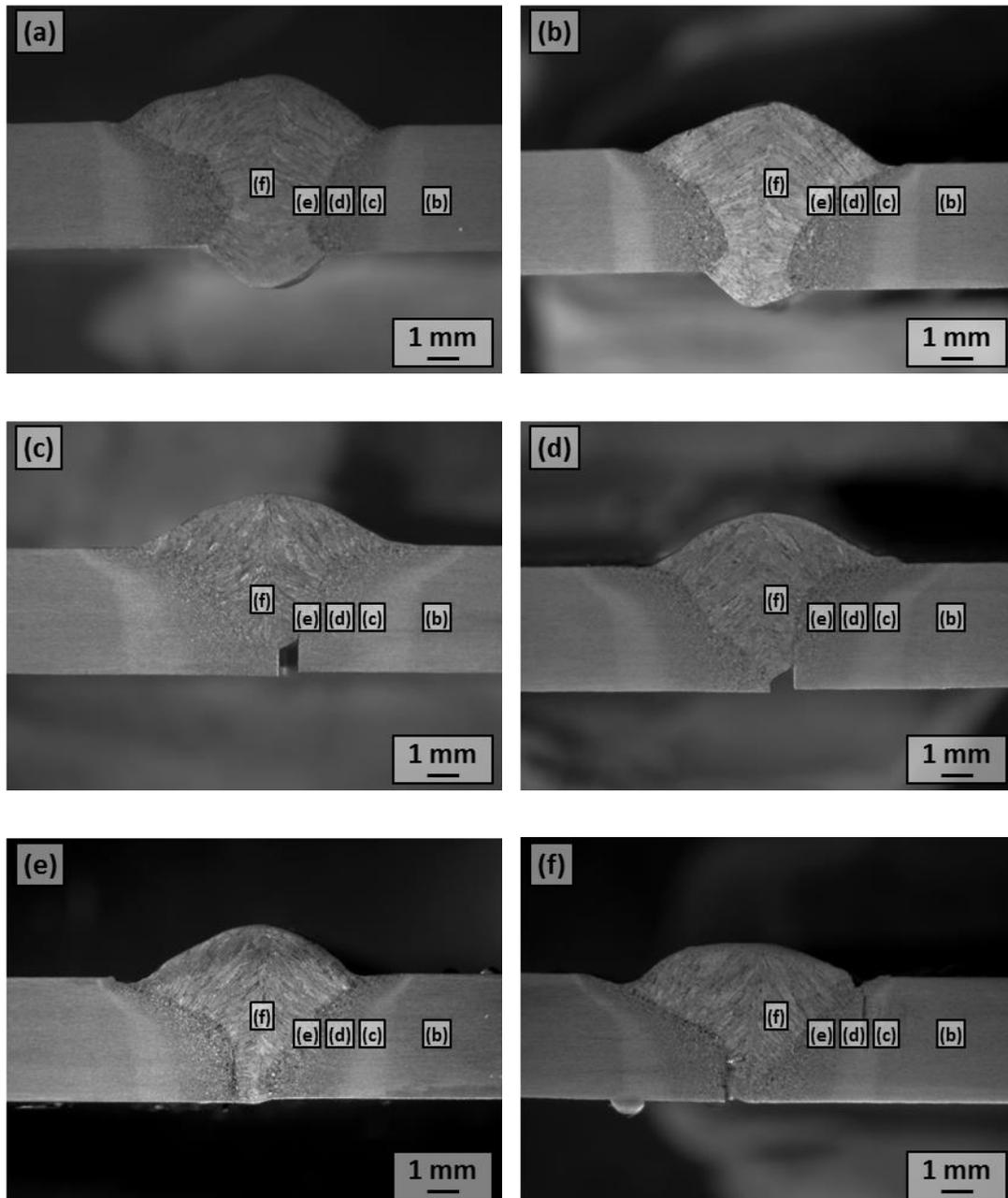
**Tabela 4. Parâmetros de soldagem usados nesse estudo. Gás 1 (80% de Argônio e 20% de CO<sub>2</sub>) e gás 2 (98% de Argônio e 2% de CO<sub>2</sub>).**

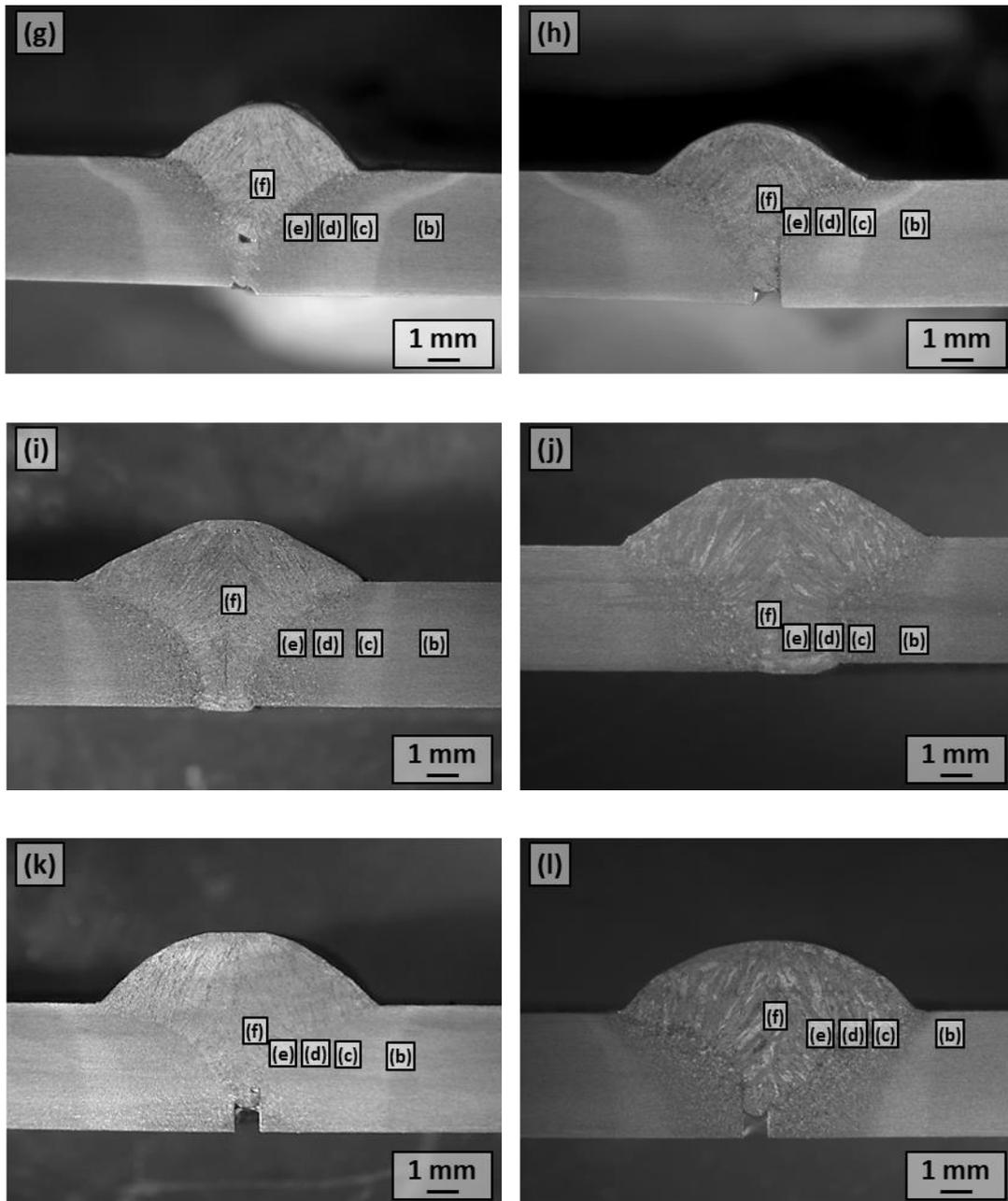
Amostra	Gás	Velocidade de Soldagem (mm/s)	Tensão média (V)	Corrente média (A)	Aporte de Calor (J/mm)	Potência (W)
1	1	15	36,1	262	504	9241
2	1	15	36,1	251	483	8876
3	2	15	36	274	526	9744
4	2	15	36	274	526	9696
5	1	20	38,1	280	427	10388
6	1	20	38,1	279	425	10556
7	2	20	38,1	309	471	11627
8	2	20	38,1	307	468	11514
9	1	10	28,2	211	476	5843
10	1	10	28,3	222	503	6166
11	2	10	28,3	209	473	5946
12	2	10	28	220	493	6171
Média					$(4,81 \pm 0,33) \times 10^2$	$(8,814 \pm 2,207) \times 10^3$

## 4.2 Macrografias

Os resultados das macrografias são apresentados na Figura 24. Pode-se observar que o principal fator de mudança na penetração da solda foi devido à alteração do percentual de CO<sub>2</sub> utilizado no gás de proteção.

Figura 24. Macrografias dos perfis de solda. Amostras 1 (a), 2 (b), 3 (c), 4 (d), 5 (e), 6(f), 7(g), 8(h), 9(i), 10(j), 11(i) e 12(l).





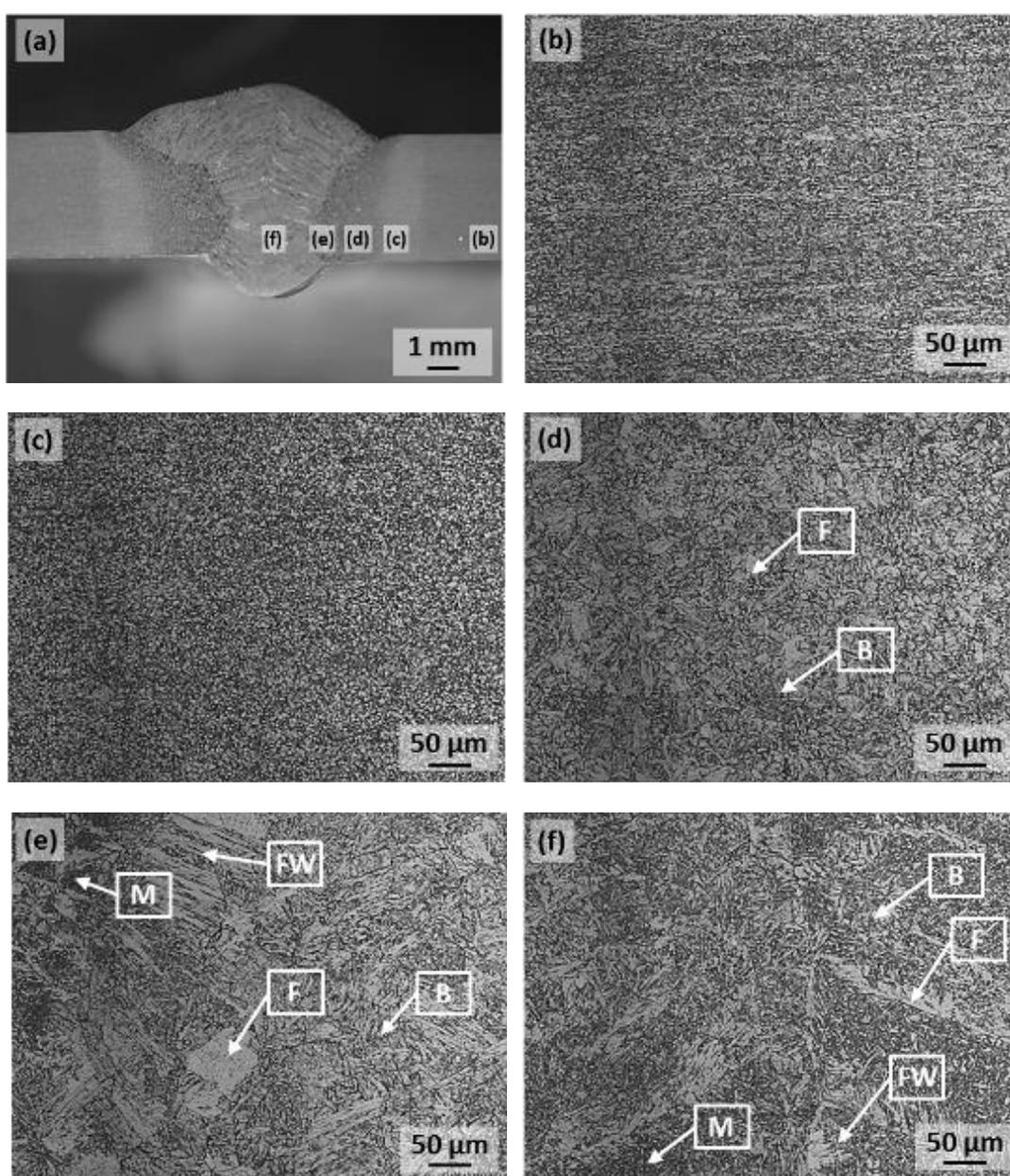
Fonte: Autor, 2015

### 4.3 Micrografias

Na Figura 25 temos os resultados de micrografias realizadas na amostra 1 que foi realizada com 15 mm/s e gás 1, na Figura 26 temos os resultados de micrografias realizadas na amostra 5 que foi realizada com 20 mm/s e gás 1. Na Figura 27 temos os resultados de micrografias realizadas na amostra 9 que foi realizada com 10 mm/s e gás 1. Para ilustrar uma micrografia utilizando o gás 2, temos a Figura 28 que é a microestrutura da amostra 4. Outras

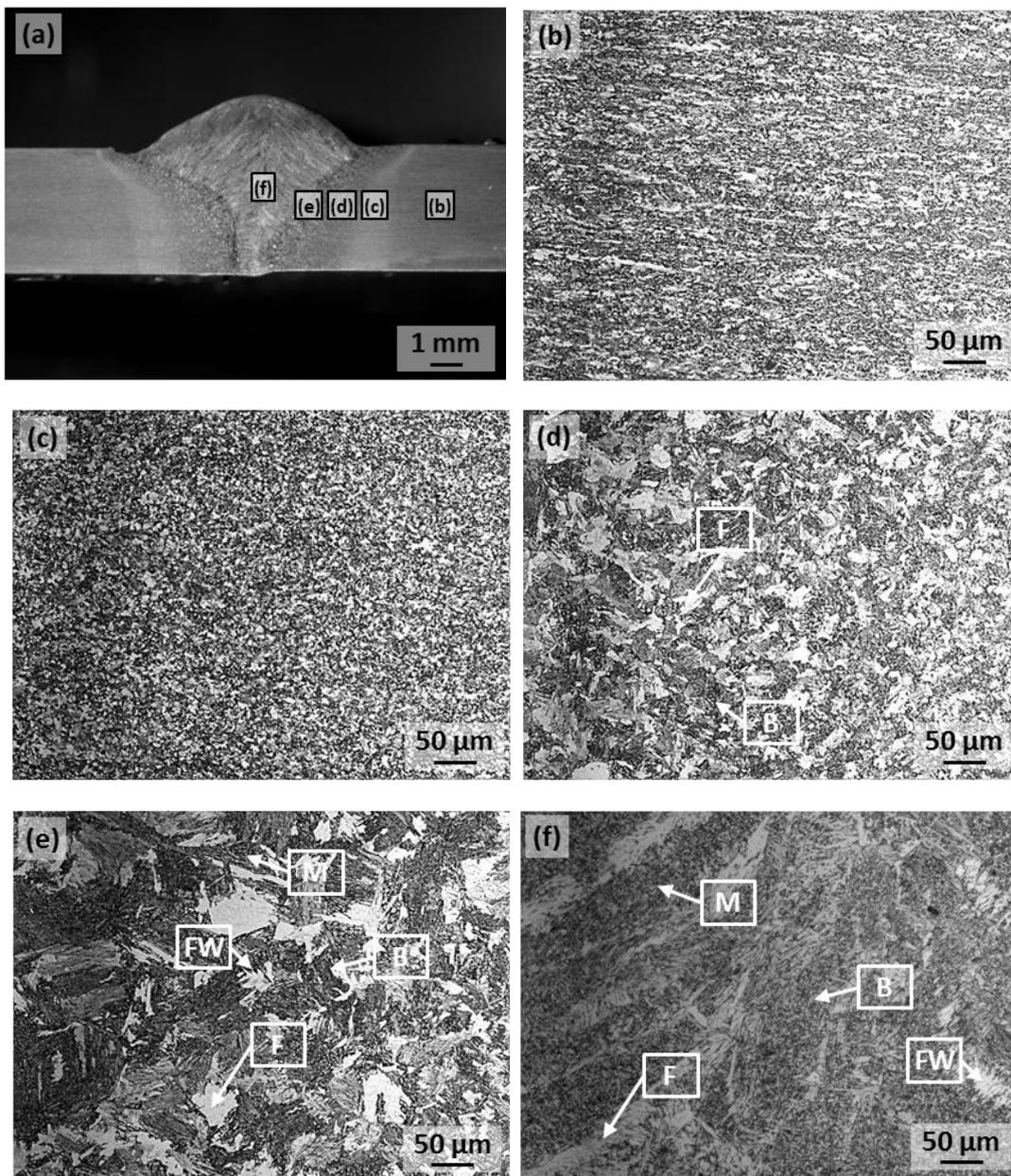
micrografias podem ser vistas no Apêndice A. Notam-se nestas micrografias algumas alterações na microestrutura motivadas pela alteração da velocidade de avanço na soldagem, entretanto quando se leva em conta apenas o gás de proteção, não é observada alteração microestrutural.

**Figura 25. Micrografia da junta da amostra 1 demonstrando todas as regiões da solda: metal de base (b); ZTA dividida em: região subcrítica (c), região com grãos refinados (d) com uma microestrutura formada por ferrita (F) e bainita (B) e região com grãos grosseiros (e) formada por martensita (M), ferrita (F), bainita (B) e ferrita de Widmanstätten (FW); zona fundida (f) apresentando na microestrutura martensita (M), ferrita (F), bainita (B) e ferrita de Widmanstätten (FW).**



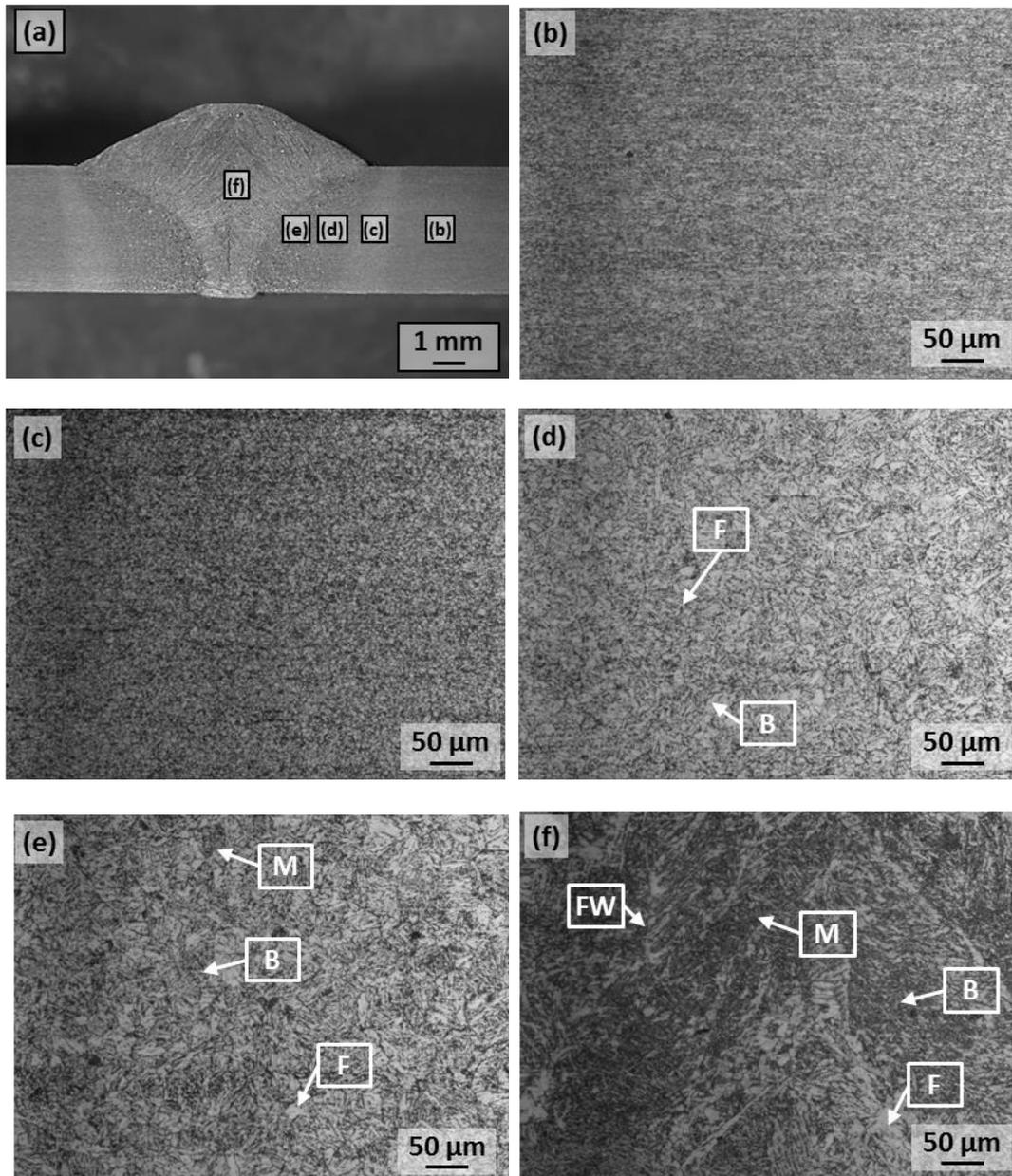
Fonte: Autor, 2015

Figura 26. Micrografia da junta da amostra 5 demonstrando todas as regiões da solda: metal de base (b); ZTA dividida em: região subcrítica (c), região com grãos refinados (d) com uma microestrutura formada por ferrita (F) e bainita (B) e região com grãos grosseiros (e) formada por martensita (M), ferrita (F), bainita (B) e ferrita de Widmanstätten (FW); zona fundida (f) apresentando na microestrutura martensita (M), ferrita (F), bainita (B) e ferrita de Widmanstätten (FW).



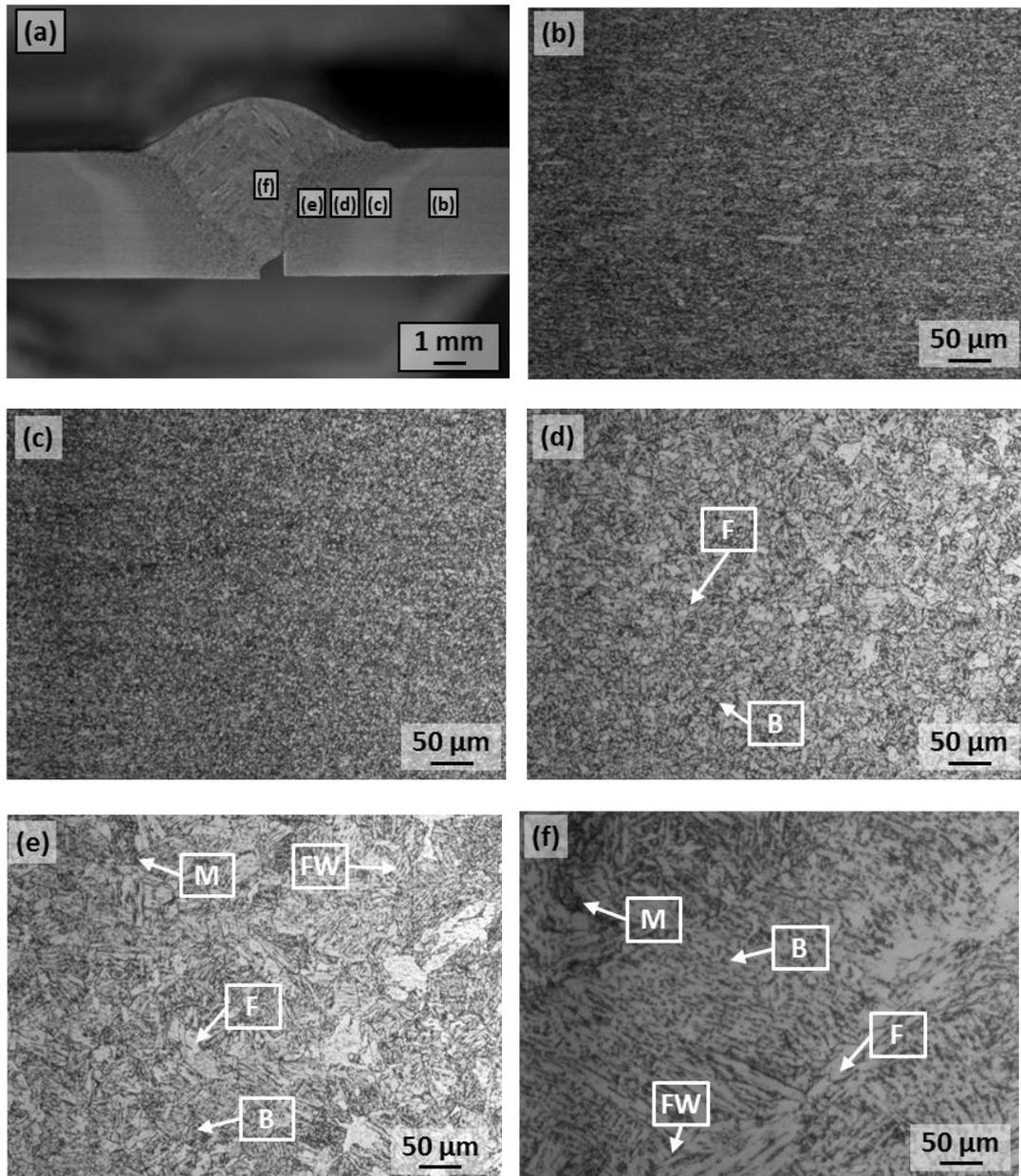
Fonte: Autor, 2015

**Figura 27. Micrografia da junta da amostra 9 demonstrando todas as regiões da solda: metal de base (b); ZTA dividida em: região subcrítica (c), região com grãos refinados (d) com uma microestrutura formada por ferrita (F) e bainita (B) e região com grãos grosseiros (e) formada por martensita (M), ferrita (F), bainita (B) e ferrita de Widmanstätten (FW); zona fundida (f) apresentando na microestrutura martensita (M), ferrita (F), bainita (B) e ferrita de Widmanstätten (FW).**



Fonte: Autor, 2015

**Figura 28. Micrografia da junta da amostra 4 demonstrando todas as regiões da solda: metal de base (b); ZTA dividida em: região subcrítica (c), região com grãos refinados (d) com uma microestrutura formada por ferrita (F) e bainita (B) e região com grãos grosseiros (e) formada por martensita (M), ferrita (F), bainita (B) e ferrita de Widmanstätten (FW); zona fundida (f) apresentando na microestrutura martensita (M), ferrita (F), bainita (B) e ferrita de Widmanstätten (FW).**

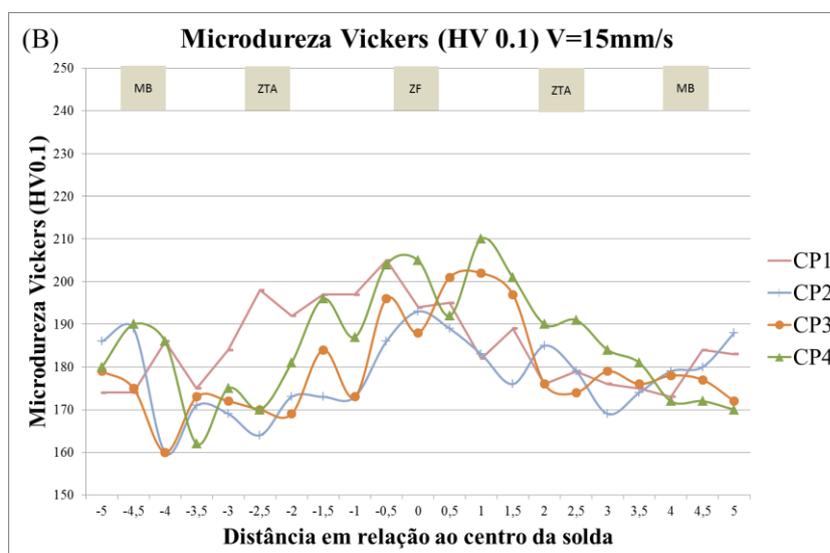
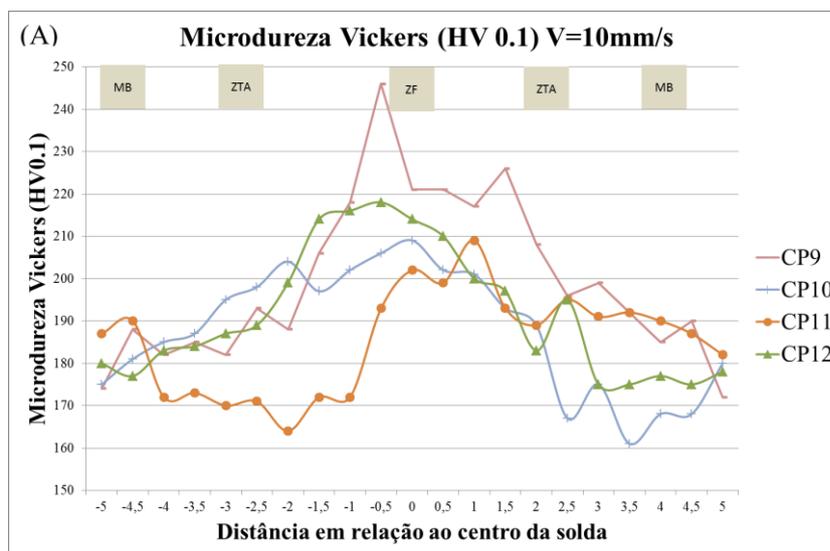


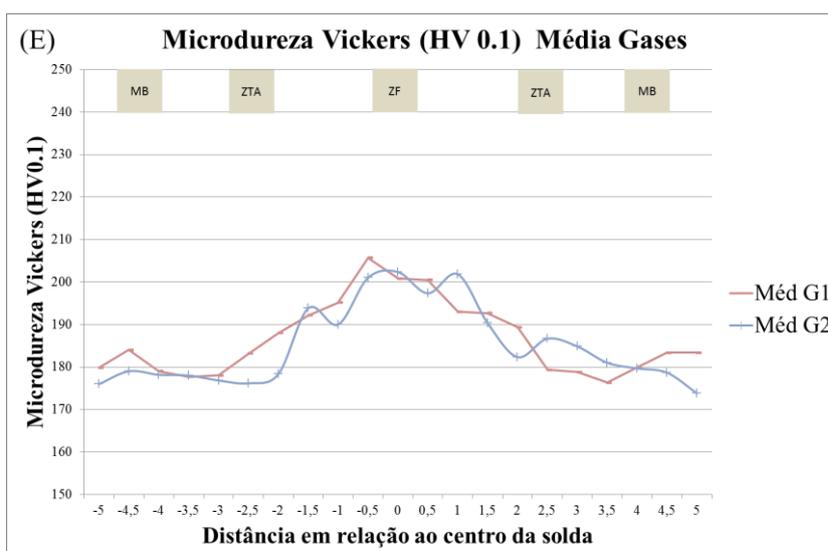
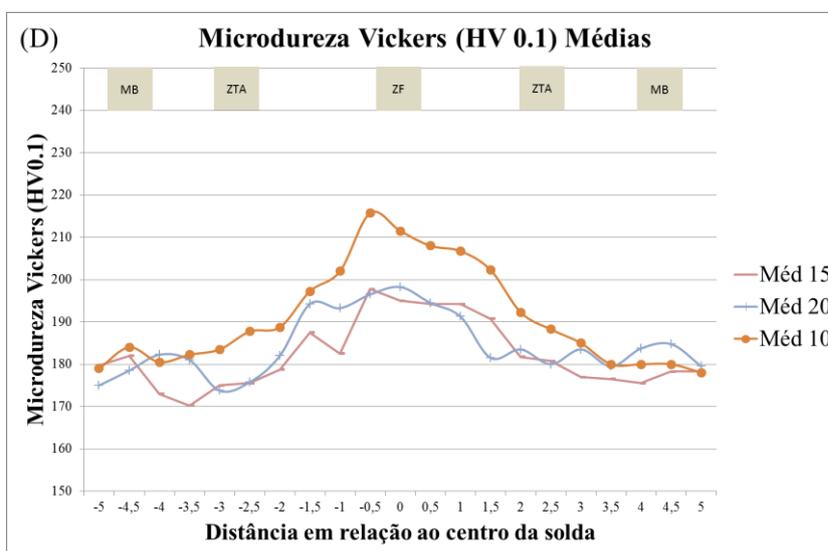
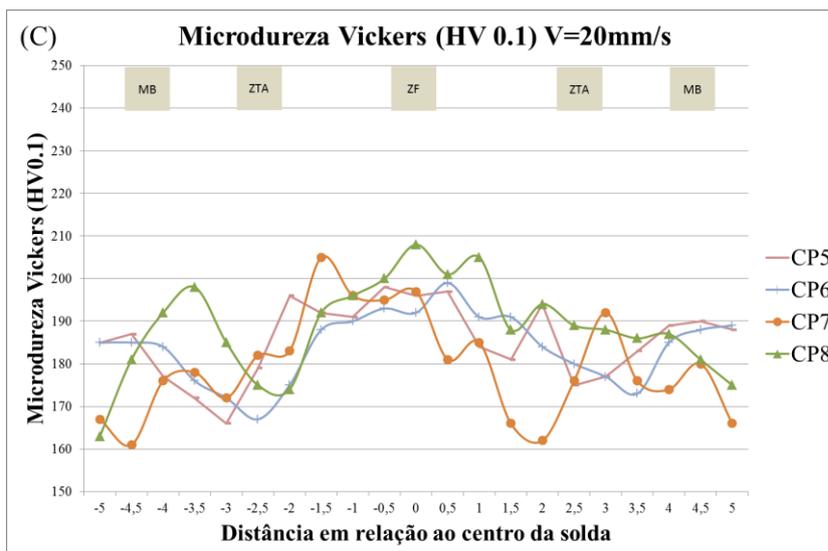
Fonte: Autor, 2015

#### 4.4 Microdureza.

Os perfis de microdureza são apresentados na Figura 29. Observando-se os valores encontrados dentro de uma mesma velocidade de avanço, não foi notada diferença entre as amostras, mesmo com gases diferentes, porém comparando-se os valores com velocidades diferentes, foi encontrado um valor maior para a menor velocidade de avanço. Também foi produzido um gráfico com as médias de microdureza das soldas realizadas com cada um dos gases de proteção e este resultado também não mostrou uma diferenciação clara entre as amostras.

**Figura 29. Perfis de microdureza medidos para as soldas realizadas com velocidade de avanço de 10 mm/s (A), 15 mm/s (B), 20 mm/s (C) médias das velocidades de avanço (D) e médias entre os dois tipos de gases (E).**





Fonte: Autor, 2015

#### 4.5 Tração.

A Tabela 5 apresenta os resultados dos ensaios de tração realizados nos corpos de prova soldados com as diferentes velocidades de avanço e gases utilizados neste trabalho. Adicionalmente, também são apresentados os ensaios realizados no metal de base sem solda para fins comparativos. Os resultados demonstraram uma diferença significativa nos resultados de tensões causada pela velocidade de avanço e nos resultados de alongamento causados pela diferença no percentual de CO<sub>2</sub> no gás de proteção.

**Tabela 5. Resultados dos ensaios de tração realizados nas amostras soldadas e em corpos de prova sem solda (Metal de Base).**

Amostra	Gás	Observação	Tensão de Ruptura (Mpa)	Tensão de Escoamento (Mpa)	Alongamento na Ruptura (%)
Metal de Base		CP1	554,69	478,09	22,09
		CP2	572,56	496,08	21,25
		CP3	570,43	490,33	19,46
		Média	565,89	488,17	20,93
		Desv. Pad	9,76	9,19	1,34
1	1	CP1	455,62	455,62	8,02
		CP2	486,46	397,79	16,65
		CP3	464,19	379,33	18,3
		Média	468,76	410,91	14,32
		Desv. Pad	15,92	39,80	5,52
2	1	CP1	587,52	502,86	21,49
		CP2	574,24	462,28	21,4
		CP3	531,42	423,79	17,92
		Média	564,39	462,97	20,27
		Desv. Pad	29,32	39,54	2,04
3	2	CP1	263,35	70,22	8,77
		CP2	262,07	58,12	9,07
		CP3	298,47	107,62	7,85
		Média	274,63	78,65	8,56
		Desv. Pad	20,66	25,81	0,64
4	2	CP1	471,90	438,47	8,61
		CP2	450,06	425,81	9,75
		CP3	419,65	392,88	9,12
		Média	447,20	419,05	9,16
		Desv. Pad	26,24	23,53	0,57
5	1	CP1	173,00	60,92	3,45
		CP2	297,61	76,03	5,56
		CP3	103,63	77,39	2,46
		Média	191,41	71,45	3,82
		Desv. Pad	98,29	9,14	1,58

6	1	CP1	258,26	67,13	3,88
		CP2	268,06	244,71	4,72
		CP3	256,07	60,12	4,61
		Média	260,80	123,99	4,40
		Desv. Pad	6,38	104,61	0,46
7	2	CP1	411,95	377,57	8,18
		CP2	448,34	388,45	9,01
		CP3	495,88	470,05	9,73
		Média	452,05	412,02	8,97
		Desv. Pad	42,09	50,55	0,78
8	2	CP1	536,99	457,60	11,15
		CP2	512,15	449,43	9,52
		CP3	499,73	449,38	9,18
		Média	516,29	452,14	9,95
		Desv. Pad	18,97	4,73	1,05
9	1	CP1	523,71	460,35	11,93
		CP2	539,56	461,84	12,63
		CP3	510,44	450,80	11,46
		Média	524,57	457,66	12,01
		Desv. Pad	14,58	5,99	0,59
10	1	CP1	585,01	521,92	16,62
		CP2	587,09	520,19	15,87
		CP3	580,14	516,26	15,88
		Média	584,08	519,45	16,12
		Desv. Pad	3,57	2,90	0,43
11	2	CP1	540,38	462,14	8,76
		CP2	489,12	447,47	7,82
		CP3	490,22	425,14	7,88
		Média	506,57	444,92	8,15
		Desv. Pad	29,28	18,63	0,53
12	2	CP1	565,57	498,40	10,59
		CP2	558,24	497,28	10,99
		CP3	580,71	498,47	13,87
		Média	568,17	498,05	11,82
		Desv. Pad	11,46	0,67	1,79

## 5 DISCUSSÕES

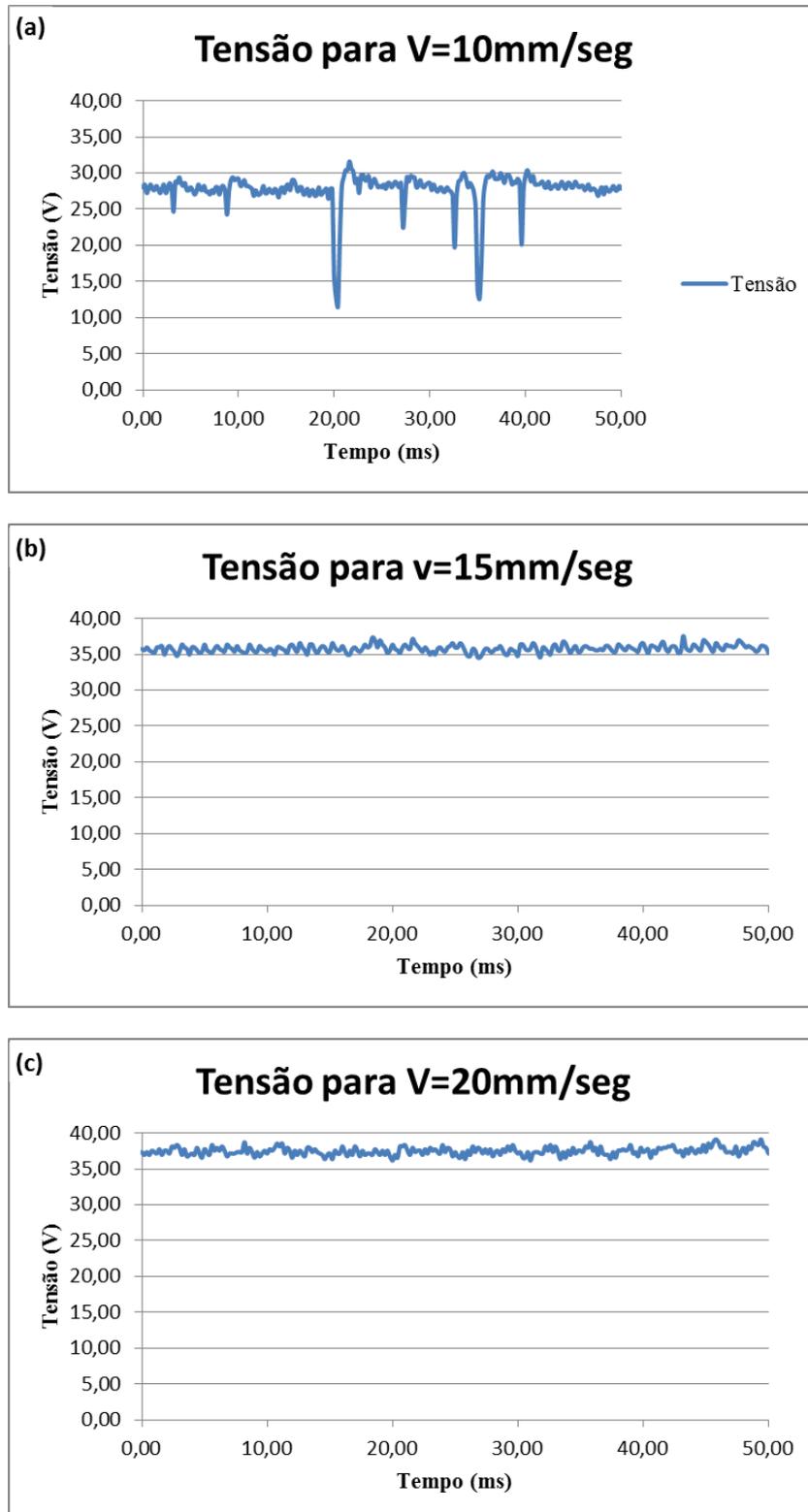
### 5.1 Soldagem

O processo de soldagem foi parametrizado levando-se em conta a mínima variação no aporte térmico quando mudada a velocidade do processo, procurando-se manter um cordão de solda que fosse visualmente aceitável. Os testes mostraram que quando comparada, a variação máxima do aporte de calor em relação à média foi menor que 12%. Porém quando analisados valores pontuais, chegou-se a uma diferença de até 18% a mais de aporte de calor quando comparadas as velocidades de 10 mm/s e 20 mm/s utilizando-se o gás com 20% de CO<sub>2</sub>, sendo o maior valor para a velocidade de 10 mm/s. Isto demonstra que com o aumento da velocidade de avanço, não conseguimos manter o mesmo aporte de calor e ter soldas com uma boa qualidade visual.

Outro ponto observado é quanto à potência de soldagem do processo. Quando comparado em relação à média, a diferença percentual máxima foi de 34%. Porém quando comparados os valores pontuais, esta diferença chegou a 95%. Esta maior diferença ocorreu quando comparadas as velocidades de 10 mm/s e 20 mm/s utilizando-se o gás com uma concentração de 2% de CO<sub>2</sub>, sendo que os maiores valores foram para a maior velocidade de soldagem. O aumento de potência tem um aumento proporcional ao da velocidade, isto porque o aporte de calor foi mantido o mais próximo possível e o aporte é a potência dividida pela velocidade de soldagem como pode ser visto na Equação 1.

Com o aumento da velocidade de soldagem de 10 mm/s para 15 mm/s e 20 mm/s foi observada uma alteração no modo de transferência do metal de adição de curto-circuito para spray. Isto pode ser verificado no gráfico de variação da tensão de soldagem ao longo do tempo, Figura 30. Esta alteração aconteceu devido à necessidade do aumento de tensão e corrente de soldagem para que a diferença do aporte de calor entre as amostras fosse mantida no menor patamar possível.

Figura 30. Gráficos de tensão x tempo da soldagem das amostras com velocidade de avanço de 10 mm/s (a), 15 mm/s (b) e 20 mm/s (c) indicando os dois diferentes modos de transferência do metal de adição.



Fonte: Autor, 2015

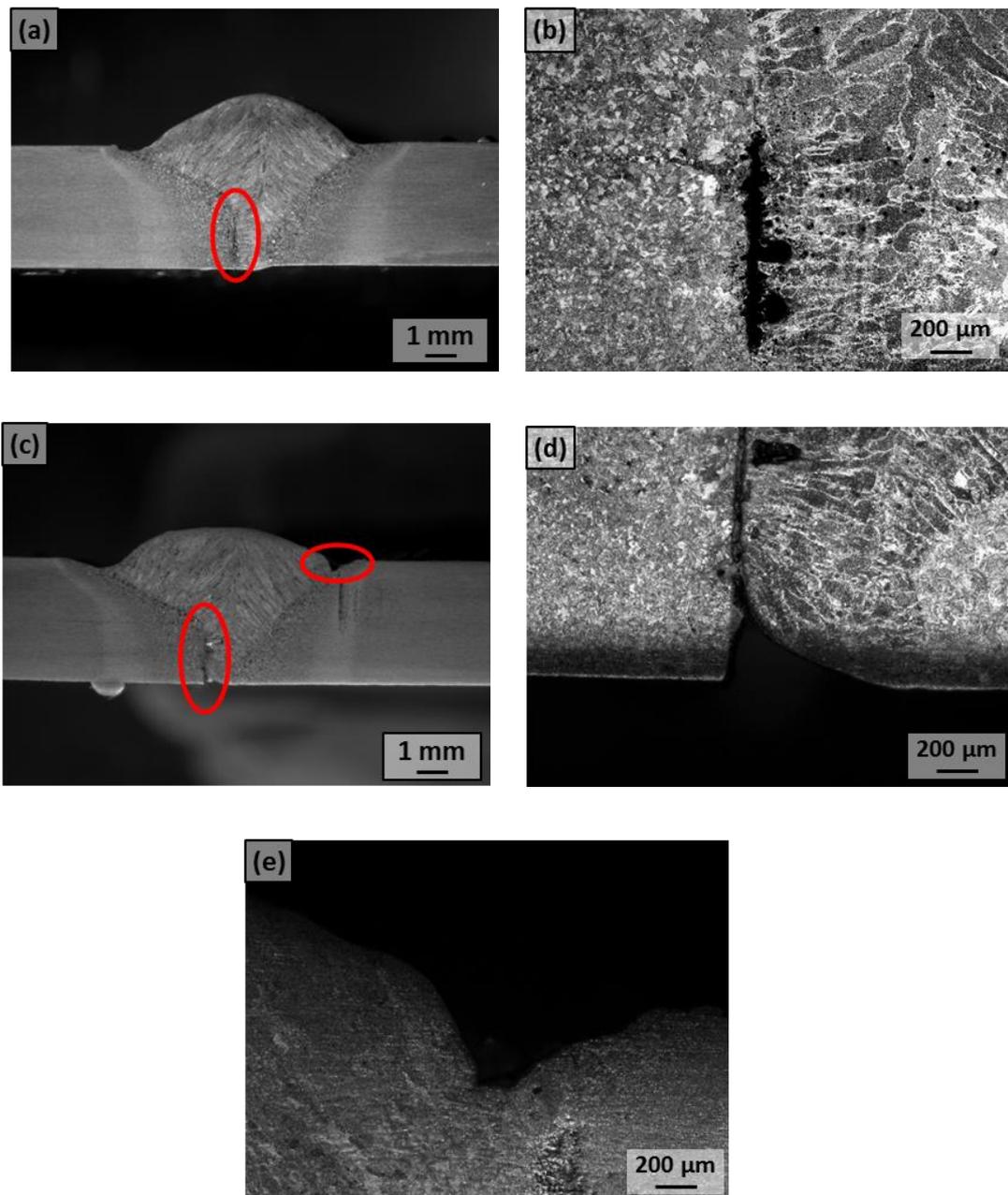
Assim, diante do apresentado, pode-se concluir que com o aumento da velocidade de avanço, temos um aumento proporcional da potência e uma alteração no seu modo de transferência de curto circuito para spray, isto se for necessária a manutenção do aporte de calor na peça soldada.

## 5.2 Macrografias

Através das análises das macrografias, podemos identificar variações nos resultados da soldagem tanto com a alteração da velocidade de soldagem, quanto com a variação do gás de proteção utilizado.

Quanto à velocidade de soldagem, podemos comparar as macrografias das amostras 5 e 6 que foram realizados com 20 mm/s com as amostras 9 e 10, realizadas com 10 mm/s, ambas utilizando o gás 1 e verificar que no caso da menor velocidade de soldagem, o perfil é mais uniforme e não existe a formação de mordedura, defeito que pode ser visto na amostra com 20 mm/s. A mordedura se deve à maior potência de soldagem que foi gerada com o aumento da tensão e da corrente necessários para manter o aporte de calor em um patamar próximo. Outro ponto é que na região de interseção entre a zona fundida e a ZTA, encontramos alguns defeitos quando a velocidade é de 20 mm/s. Nesse caso o defeito se apresenta em formato de trinca e é causado devido à diminuição do aporte de calor que foi 12% mais baixo que no caso da soldagem com 10 mm/s. A diminuição do aporte de calor provoca um aumento na velocidade de resfriamento. Este aumento na velocidade de resfriamento causou o aparecimento destas trincas devido à rápida contração do metal de solda durante o processo de resfriamento. Isto mostra o quanto o aporte de calor é importante, pois mesmo com uma diferença percentual pequena, causou defeitos na junta soldada que inviabilizam a sua aplicação. Estes defeitos podem ser vistos na Figura 31 onde são apresentadas trincas na região entre a zona fundida e a ZTA nas amostras 5 e 6 e um detalhe da mordedura da amostra 6.

Figura 31. Detalhe de defeito encontrado na região de interseção da zona fundida com a ZTA nas amostra 5 (a) e (b) e 6 (c) (d) e (e). Estas soldas foram realizadas com uma velocidade de 20 mm/s e gás 1.

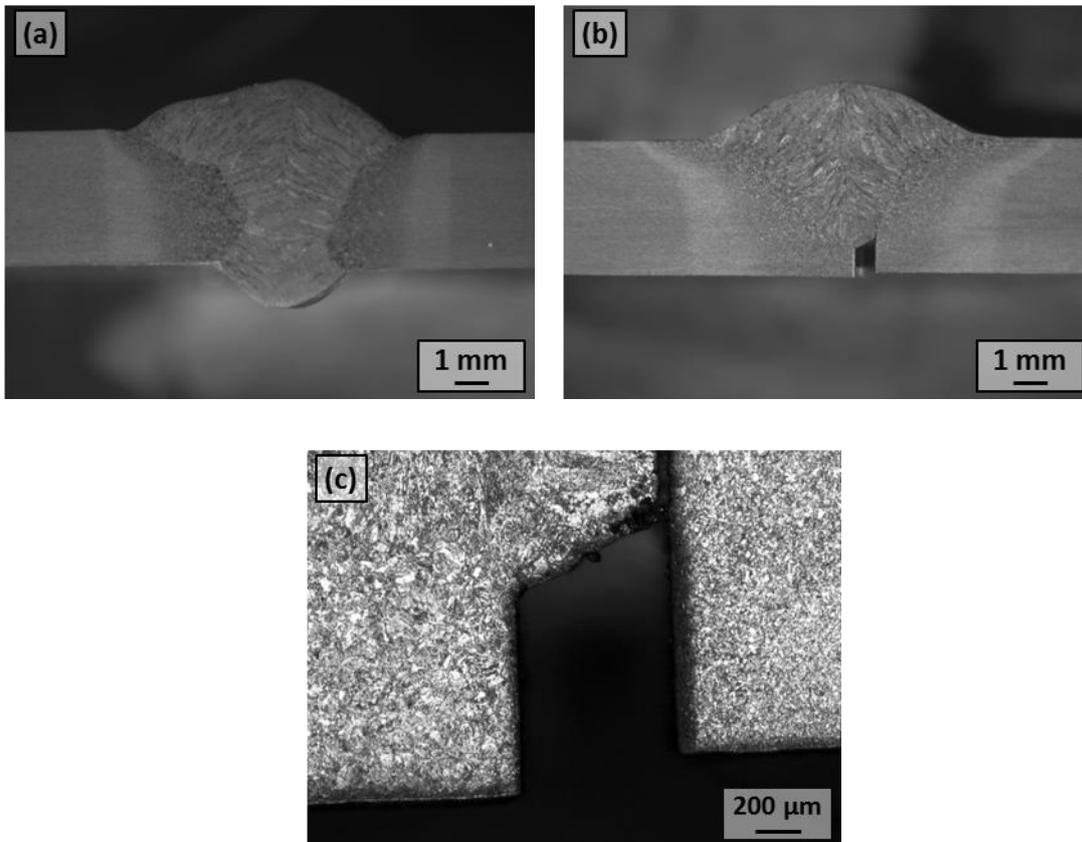


Fonte: Autor, 2015

Quando comparamos as alterações devido ao gás de proteção, encontramos nas macrografias dos perfis das soldas uma diferença principalmente com relação à penetração. Na Figura 24, podemos observar que, para todas as velocidades de soldagem, a alteração do gás para o de menor concentração de  $\text{CO}_2$  fez com que a solda apresentasse uma diminuição considerável na penetração da solda. Segundo Filho et al (2007) e

Scotti e Ponomarev (2008), a maior penetração nos casos onde foi utilizado o gás com maior percentual de CO<sub>2</sub> se deve à propriedade do CO<sub>2</sub> de aumentar a capacidade de transferência de calor para o metal base devido à formação de óxidos, gerando como resultado uma maior penetração da solda. O resultado do aumento de penetração com o aumento do percentual de CO<sub>2</sub> também é citado por Tatagiba *et al.* (2012) e Ebrahimnia *et al.* (2009). Na Figura 32 pode ser visto de forma mais detalhada este efeito comparando as amostras 1 e 3. Ao comparar o mesmo grupo de gás de proteção, variando apenas a velocidade de soldagem, pode-se observar que não existe uma variação significativa na penetração, a não ser na utilização da velocidade de 20 mm/s que apresentou um pouco de falta de penetração como pode ser visto na amostra 6 (Figura 31 d), o que poderia ser corrigido utilizando um metal de adição com maior teor de Si do que o utilizado que é de 0,9%. O Si apresenta uma taxa de desoxidação muito boa, por isso é importante nas soldas utilizando alto teor de CO<sub>2</sub> como metal de adição, porém percentuais acima de 1,0-1,2% podem tornar a solda sensível à fissuração (ESAB, 2005).

Figura 32. Amostra 1 soldada utilizando o gás com 20% de CO<sub>2</sub> (a) e amostra 3 soldada com os mesmos parâmetros, porém utilizando o gás de proteção 2 que possui 2% de CO<sub>2</sub> (b) e (c).



Fonte: Autor, 2015

### 5.3 Micrografias

As análises micrográficas apresentaram pequenas diferenças microestruturais para cada uma das velocidades utilizadas. No caso das velocidades de 15 mm/s e 20 mm/s foram observadas a formação de martensita e ferrita de Widmanstätten na ZF e na ZTA-GG (região mais próxima da ZF). Segundo Lessa (2011), estas microestruturas não são desejadas para soldas em peças de grande responsabilidade, pois diminuem a tenacidade do material. Uma diferença entre estas duas velocidades é que no caso de 20 mm/s a microestrutura da ZTA-GG apresentou uma menor dispersão da bainita e martensita, provavelmente causada por uma maior velocidade de resfriamento.

Para a velocidade de 10 mm/s, foi encontrado na ZF uma microestrutura similar às das velocidades de 15 mm/s e 20 mm/s com a presença de martensita e ferrita de Widmanstätten, porém na ZTA-GG não foi encontrada a presença da ferrita de Widmanstätten, indicando que é uma microestrutura mais apropriada para a aplicação em locais onde melhores propriedades mecânicas são necessárias.

A formação dessas microestruturas mais duras e frágeis como a martensita na soldagem do FB 590 também foram apresentadas no trabalho de Khan *et al.* (2008a) e Tumuluru (2006).

A variação do gás de proteção não apresentou alterações na microestrutura que pudessem ser percebidas utilizando o microscópio ótico.

Além dessas microestruturas, foram identificados na ZF concentrações de ferrita e bainita. A ZTA pode ser dividida em diversas regiões com suas respectivas formações: grãos grosseiros (ferrita e bainita dividindo espaço com a martensita e a ferrita de Widmanstätten para os casos de solda com as velocidades de 15 mm/s e 20 mm/s); grãos mais refinados (ferrita e bainita) e a região subcrítica (ferrita e bainita). Na região subcrítica não houve alteração microestrutural, apenas a perda do sentido da laminação que os grãos apresentam no metal de base. Exemplos dessas microscopias podem ser vistas na Figura 25, Figura 26, Figura 27 e Figura 28. Outras micrografias podem ser vistas no apêndice A.

#### **5.4 Microdureza**

Observando os resultados apresentados na Figura 29, pode-se concluir que quando comparamos os resultados encontrados entre cada uma das velocidades Figura 29 (A, B e C), não foram encontrados resultados que sinalizam uma diferenciação, entre as amostras utilizando uma mesma velocidade de soldagem. Este resultado indica que o gás não interferiu nesta propriedade mecânica, o que pode ser comprovado no gráfico da Figura 29 (E), onde são apresentadas as médias das microdurezas de todas as amostras que

utilizaram o gás 1 com maior percentual de CO<sub>2</sub> versus as médias das microdurezas de todas as amostras que utilizaram do gás 2 que tem um menor percentual de CO<sub>2</sub> em sua composição.

Ainda analisando o gráfico da Figura 29 (E), podemos observar que na zona fundida foi encontrada uma microdureza média de 200 HV<sub>0,1</sub>, que vai decrescendo até o patamar de 180 HV<sub>0,1</sub> quando passando pela ZTA e se mantém nesse patamar que é o mesmo do metal de base. Este é o resultado esperado da soldagem e está de acordo com a formação de microestruturas mais frágeis como a martensita na zona fundida e a diminuição destas microestruturas ao longo da ZTA, pois como foi apresentado na micrografia, ainda temos um pouco destas microestruturas mais frágeis na ZTA de grãos grosseiros e não foram apresentadas microestruturas frágeis na ZTA de grão refinados.

Outra análise que pode ser realizada é com relação às médias de microdurezas encontradas entre as diferentes velocidades de avanço. Neste caso os resultados mostraram que com a velocidade de avanço de 10 mm/s a microdureza na região da zona fundida foi um pouco mais elevada que para as velocidades de 15 mm/s e 20 mm/s, um patamar de 210 HV<sub>0,1</sub> contra um patamar um pouco menor que 200 HV<sub>0,1</sub>. Esta é um valor que não é representativo, pois está dentro do desvio padrão para as medições da zona fundida que é de  $\pm 13$  HV<sub>0,1</sub>.

Comparando com resultados encontrados em trabalhos como o de Khan *et al* (2008a), temos que os resultados da microdureza do processo MAG apresentam uma menor variação entre a zona soldada e o metal de solda. No trabalho de Khan *et al* (2008a), por exemplo, existe uma variação de 100% entre o metal de solda e a zona fundida, enquanto que no processo MAG encontrado nesse trabalho, essa variação foi de 10%. Isto mostra que o processo MAG não causa uma grande variação dessa propriedade de forma que possa comprometer o desempenho do material após o processo de soldagem.

## 5.5 Tração

Na Tabela 6, são apresentados os resultados comparativos dos ensaios de tração versus o metal de base. Considerando resultados de tensão de ruptura e tensão de escoamento maior que 80% em relação ao metal de base, temos que as amostras 1, 2, 8, 9, 10, 11 e 12 atendem a este pré-requisito. Isto mostra que a velocidade tem uma forte influência nesse resultado, pois todas as amostras soldadas com velocidade de avanço de 10 mm/s atenderam. Quando analisamos as velocidades de soldagem de 15 mm/s e 20 mm/s, é observado um comportamento diferente, pois para o caso da velocidade de 15 mm/s e gás com maior percentual de CO<sub>2</sub> (amostras 1 e 2), temos resultados de tensão de ruptura e escoamento superiores à 80%, porém para o caso da velocidade de 20 mm/s, este resultado é bem inferior (amostras 5 e 6).

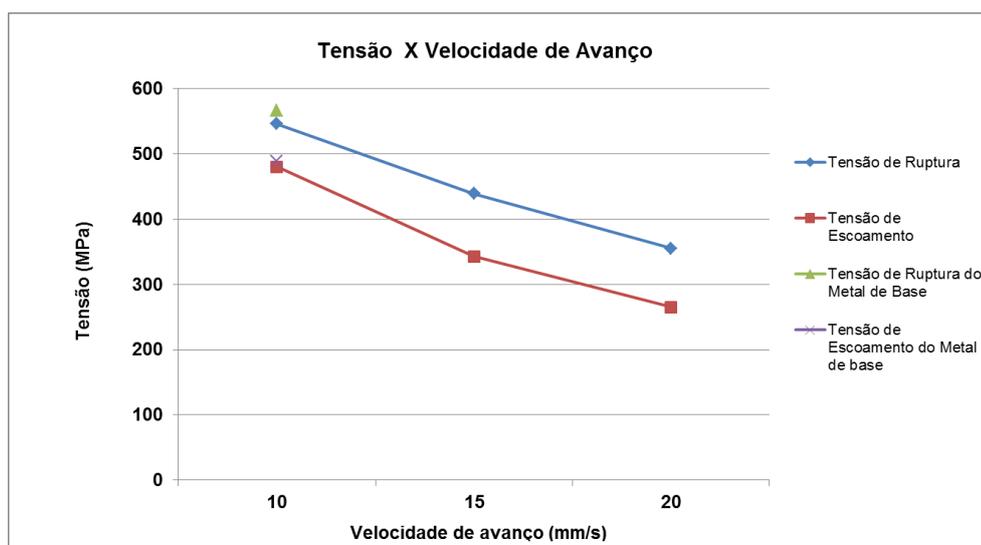
**Tabela 6. Comparação percentual dos resultados dos ensaios de tração nos corpos de prova soldados X metal de base.**

Amostra	% em relação ao MB		
	Tensão de Ruptura	Tensão de Escoamento	Alongamento na Ruptura
1	82,84%	84,17%	68,42%
2	99,73%	94,84%	96,85%
3	48,53%	16,11%	40,90%
4	79,03%	85,84%	43,76%
5	33,82%	14,64%	18,25%
6	46,09%	25,40%	21,02%
7	79,88%	84,40%	42,86%
8	91,24%	92,62%	47,54%
9	92,70%	93,75%	57,38%
10	103,21%	106,41%	77,02%
11	89,52%	91,14%	38,94%
12	100,40%	102,02%	56,47%

Observando os resultados de maneira geral, quando calculadas as médias de tensão de ruptura e de tensão de escoamento das amostras com diferentes velocidades de avanço, podemos observar que com o aumento da velocidade de avanço tanto a tensão de ruptura quanto a de escoamento vão decaindo, demonstrando uma forte influência da velocidade de avanço na fragilização da solda deste material (Figura 33). Além disso, pode-se observar

que para a velocidade de avanço de 10 mm/s os valores de tensão de ruptura e escoamento estão bem próximos dos valores do metal de base. Mesmo com a manutenção do aporte de calor, podemos ter uma perda na eficiência de transferência de energia de soldagem com o aumento da velocidade de avanço, o que causaria um resfriamento mais rápido da solda. Esta maior velocidade de resfriamento também pode ser evidenciado pela diferença de microestrutura na ZTA das soldas de 10 mm/s (Figura 27) e da solda de 20 mm/s (Figura 26) que tem uma microestrutura mais grosseira e com menor dispersão de bainita e martensita provocando assim pontos de fragilização na microestrutura. Este fenômeno poderia explicar a diminuição das propriedades de tensão devido ao aumento da velocidade de avanço.

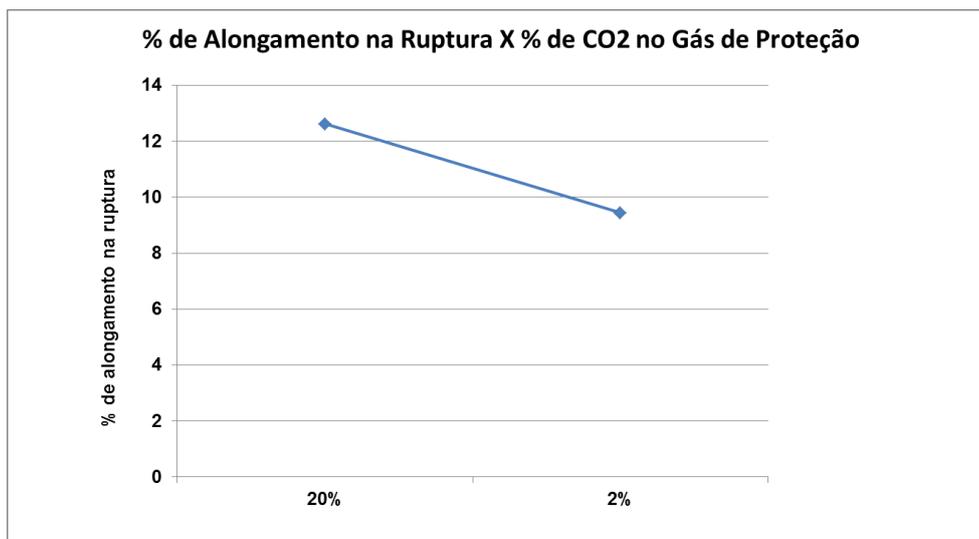
**Figura 33. Tensão de ruptura e de Escoamento das diferentes velocidades de soldagem e do metal de base.**



**Fonte: Autor, 2015**

O percentual de CO<sub>2</sub> no gás de proteção apresentou uma influência nos resultados do percentual de alongamento na ruptura. Isto pode ser explicado devido à menor penetração apresentada nas soldas com o gás com 2% de CO<sub>2</sub>. Esta menor penetração causou uma diminuição do percentual de alongamento até a ruptura. Este resultado é apresentado na Figura 34 onde foi plotado a média do percentual de alongamento na ruptura das amostras utilizando os dois gases de proteção.

**Figura 34. Gráfico mostrando a média do percentual de alongamento na ruptura de todas as amostras com 20% de CO<sub>2</sub> X 2% de CO<sub>2</sub>.**



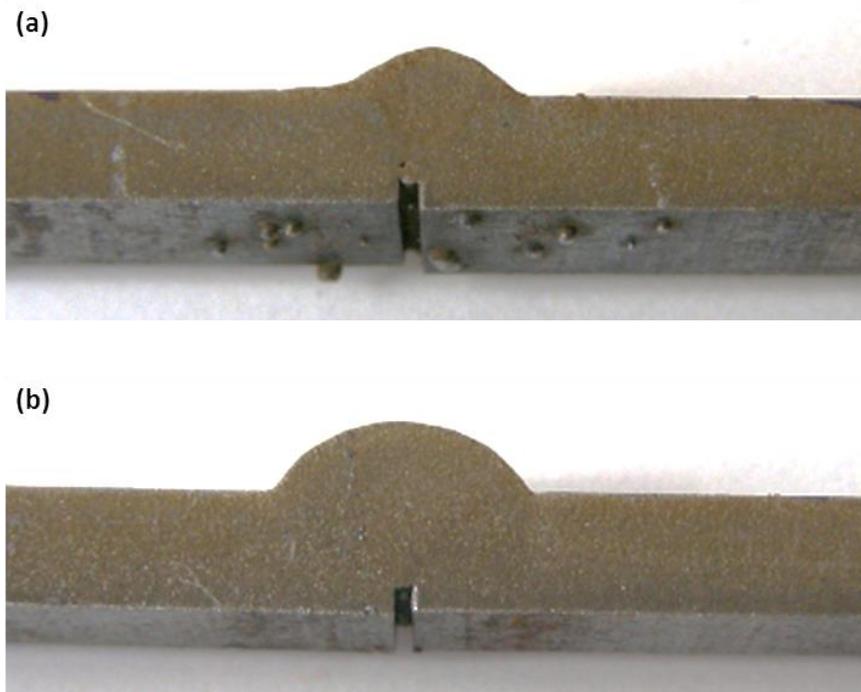
**Fonte: Autor, 2015**

Nas amostras 3, 4, 7, 8, 9, 11 e 12 tivemos um percentual de alongamento até a ruptura muito baixo. Uma característica que pode ser observada em todas estas soldas foi que não houve penetração total da solda em nenhuma delas formando um entalhe na raiz da solda. Este entalhe forma um estado triaxial de tensões localizada na ponta do defeito, fazendo com que esta região tenha o comportamento parecido com o de uma trinca, aumentando a tensão localizada e levando a uma fratura frágil a partir deste ponto (DIETER, 1981).

Podemos observar ainda que deste grupo, alguns corpos de prova tiveram um bom resultado nas tensões de escoamento e ruptura, com resultados acima dos 80% quando comparados ao metal de base (amostras 8, 9, 11 e 12). Este fato traz um forte indicativo que estas soldas apresentaram um bom resultado e a ruptura só aconteceu de forma precoce e com um baixo percentual de alongamento devido à concentração de tensão causada pelo entalhe.

Na Figura 35 temos dois corpos de prova após a soldagem, demonstrando a falta de penetração e na Figura 36 temos estes mesmos corpos de prova após o ensaio de tração, demonstrando que a fratura ocorreu a partir do defeito causado pela falta de penetração.

**Figura 35. Exemplos de falta de penetração das soldas. Nesta figura são apresentados corpos de prova da amostra 7 (a) e amostra 11 (b).**



Fonte: Autor, 2015

**Figura 36. Corpos de prova da amostra 7 (a) e amostra 11 (b) após o ensaio de tração, mostrando que nos corpos de prova onde existia falta de penetração tivemos a fratura acontecendo entre a zona fundida e a ZTA.**



Fonte: Autor, 2015

Ao observar apenas a velocidade de 20 mm/s, pode-se concluir que os resultados da soldagem com o gás com maior percentual de CO<sub>2</sub> (amostras 5 e

6) apresentam resultados inferiores ao do gás com menor percentual (amostras 7 e 8). Isto pode ser explicado devido à defeitos encontrados na região do metal de solda e ZTA das amostras 5 e 6. Estes defeitos podem ser vistos na Figura 37. Já os resultados encontrados nas amostras 7 e 8, que foram realizadas com a mesma velocidade porém com o gás em menor percentual de  $\text{CO}_2$ , foram bem superiores e não foram encontrados defeitos na solda a não ser a falta de penetração. Vale observar que a vazão do gás foi mantida constante para todas as velocidades de soldagem, por isso os defeitos nas soldas das amostras 5 e 6 provavelmente são provenientes de uma maior influência da diminuição da quantidade de gás de proteção na solda causado pelo aumento da velocidade. Esta menor quantidade de gás de proteção teve uma maior influência no caso do gás com maior percentual de  $\text{CO}_2$ , isto devido ao mecanismo de atuação do  $\text{CO}_2$  que age produzindo uma oxidação localizada, oxidação esta que sofreu uma diminuição devido ao menor volume localizado de gás, causando os defeitos na zona fundida e ZTA de grãos grosseiros.

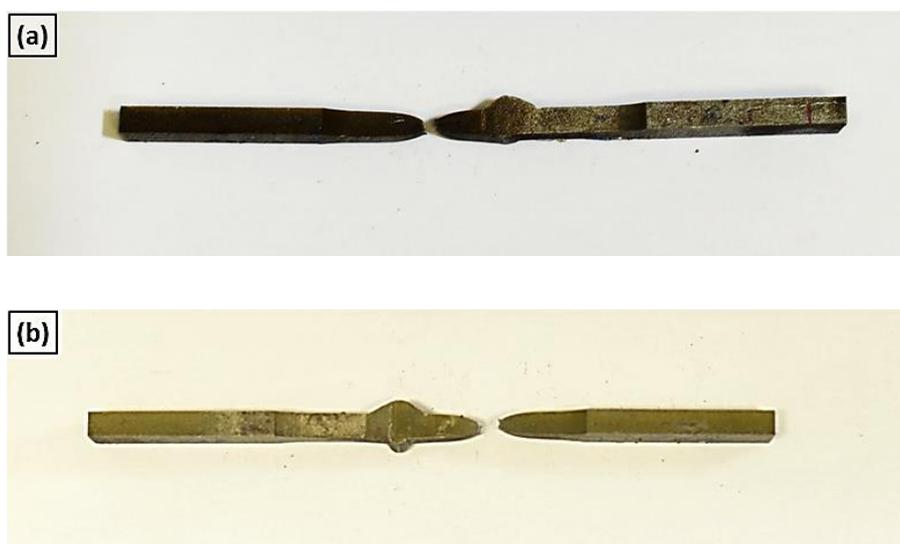
**Figura 37. Corpos de prova das amostras 5 (a) e 6 (b), demonstrando defeitos encontrados no metal de solda e ZTA.**



Fonte: Autor, 2015

Nos corpos de prova 1, 2 e 10, onde tivemos bons resultados tanto para as tensões quanto para os alongamentos, as soldas apresentaram penetração total e não apresentaram defeitos que pudessem ser identificados visualmente. Nestes casos as fraturas ocorreram sempre no metal de base, ficando a região da solda preservada. Portanto apenas soldas com maior percentual de CO<sub>2</sub> e com as velocidades de avanço de 10 mm/s e 15 mm/s apresentaram resultados satisfatórios. Exemplos destes corpos de prova fraturados após o ensaio podem ser vistos na Figura 38.

**Figura 38. Corpos de prova da amostra 2 (a) e amostra 10 (b) após o ensaio de tração, demonstrando que nestes casos a fratura ocorreu fora da região soldada.**



Fonte: Autor, 2015

## 5.6 Custos.

O aumento da potência também tem uma influência no custo da soldagem, pois significa um aumento direto do consumo de energia. Como pode ser visto, houve um aumento de até 95% na potência quando comparadas as velocidades de 10 mm/s e 20 mm/s e um aumento de até 64% quando comparadas as velocidades de 10 mm/s e 15 mm/s. Este aumento na potência de soldagem e alteração da velocidade de soldagem influenciam os custos com energia elétrica, como pode ser visto na Tabela 7 onde se

encontram os valores do custo de eletricidade para cada cordão de solda de 165 mm. Os custos foram calculados com base na Equação 4.

Podemos observar que no caso da velocidade mais alta (20 mm/s), chega-se a uma economia de energia de até 13% em relação à média. Também temos outra economia para a velocidade de 20 mm/s que é em relação ao menor tempo de soldagem. Esta economia não pode ser mensurada aqui em números, pois cada processo e cada empresa terão o seu custo da hora do processo, seja ele realizado por um humano ou por um robô, mas como podemos ver na Figura 19 o custo da mão de obra representa entre 75% e 80% do gasto de uma solda, portanto se temos um processo 50% mais rápido (quando comparamos as velocidades de 10 mm/s e 20 mm/s) temos uma economia que pode chegar a até 40% do custo da soldagem.

**Equação 4. Cálculo do custo com energia elétrica na soldagem. Onde CE é o custo com energia elétrica, PE é o preço da energia elétrica em R\$/kWh, PES é a potência elétrica de saída em kW, t é o tempo de soldagem em hora e E a eficiência elétrica do equipamento (MARQUES *et al.*, 2009).**

$$CE = (PE \times PES \times t) / E \quad (4)$$

**Tabela 7. Cálculo do custo com Eletricidade para cada uma das amostras realizadas. Foi considerado um custo da energia elétrica de R\$ 0,49 / kWh e uma eficiência de 80% da fonte de soldagem.**

Amostra	Custo Eletricidade (R\$)	t (h)
1	0,0175	0,0031
2	0,0169	0,0031
3	0,0185	0,0031
4	0,0184	0,0031
5	0,0146	0,0023
6	0,0149	0,0023
7	0,0164	0,0023
8	0,0162	0,0023
9	0,0165	0,0046
10	0,0174	0,0046
11	0,0168	0,0046
12	0,0174	0,0046

Por último, temos uma economia quando comparado o volume do gás utilizado, já que com o menor tempo de soldagem temos também uma menor quantidade de gás utilizado devido ao menor tempo de soldagem, chegando a uma economia de 50% quando comparada a velocidade de avanço de 20 mm/s (0,00193 m<sup>3</sup>) com a de 10 mm/s (0,00385 m<sup>3</sup>). Estes valores de volume de gás utilizados foram calculados para a solda de 165 mm utilizando a Equação 5.

Tendo em vista que o custo médio do gás 1 é de 17 R\$/m<sup>3</sup> e o do gás 2 é de 25 R\$/m<sup>3</sup>, temos um custo com o gás utilizando o gás 1 de R\$0,065 para a solda de 10 mm/s, de R\$0,044 para a de 15 mm/s e de R\$0,033 para a de 20 mm/s. Para o gás 2 temos um custo de R\$0,096 para a solda de 10 mm/s, de R\$0,064 para a de 15 mm/s e de R\$0,048 para a de 20 mm/s.

**Equação 5. Equação para o cálculo do volume do gás utilizado na solda, onde V é o volume do gás em m<sup>3</sup>, Q é a vazão do gás em m<sup>3</sup>/s durante a soldagem e t é o tempo de soldagem em segundos.**

$$V = Q \times t \quad (5)$$

Assim, podemos concluir que com relação aos custos que, quando considerados custos de energia elétrica e do gás de proteção, temos uma diferença de até 37% de economia em relação à média, para a velocidade de avanço de 20 mm/s e o gás 1 e um custo até 51% maior em relação à média dos ensaios realizados para a velocidade de avanço de 10 mm/s e o gás 2.

Como pode ser visto, percentualmente esta diferença é bastante significativa e justifica o porquê da busca de soldas realizadas com velocidades de avanço mais altas e utilizando gases de proteção mais baratos.

## 6 CONCLUSÕES.

Este trabalho teve como objetivo principal avaliar os efeitos da variação velocidade de soldagem e do gás de proteção no aço FB 590 através do processo de soldagem MAG.

Ao analisar os parâmetros de soldagem utilizados, podemos chegar às seguintes conclusões:

- A diferença do aporte de calor das soldas realizadas em relação à média foi menor que 12%.
- Quando analisada a potência de soldagem, houve uma variação de até 95% (diferença entre as velocidades de 10 mm/s e 20 mm/s).
- Houve uma mudança no modo de transferência de curto-circuito para spray ao aumentar a velocidade de avanço de 10 mm/s para 15 mm/s e 20 mm/s. Isto devido à alteração dos parâmetros de soldagem para que o aporte de calor fosse mantido no mesmo patamar.

Para a análise de microscopia e macroscopia temos as seguintes conclusões:

- O gás com menor percentual de CO<sub>2</sub> apresentou menor penetração para todos os parâmetros utilizados.
- O aumento da velocidade de soldagem provocou mordeduras e trincas entre a zona fundida e ZTA. Isto pode ser comprovado com os resultados da amostra soldada com velocidade de avanço de 20 mm/s.
- As soldas com maior velocidade de avanço apresentaram na ZTA a presença de Ferrita de Widmanstätten, diferentemente da solda com a velocidade de avanço de 10 mm/s que não apresentou esta microestrutura nessa região. Quanto às demais regiões da solda as microestruturas foram similares.
- Quando comparado o gás de proteção utilizado, não foram apresentadas diferenças nas microestruturas entre as soldas que utilizaram os mesmos parâmetros.

Com as análises das propriedades mecânicas de microdureza e tração, podemos chegar às seguintes conclusões;

- O gás de proteção utilizado não influenciou na microdureza das soldas realizadas.
- A velocidade de avanço teve influência na microdureza, sendo maior para a menor velocidade de soldagem utilizada que foi de 10 mm/s.
- A velocidade de avanço teve influência nas tensões de escoamento e ruptura do material nos ensaios de tração, sendo maior para a maior velocidade de soldagem.
- O gás de proteção teve influência na penetração da solda, por isso amostras soldadas com o gás com menor percentual de CO<sub>2</sub> (menor penetração) tiveram um menor percentual de alongamento até a ruptura causado pelo estado triaxial de tensões na região desta falta de penetração que funcionou como um entalhe.
- Soldas realizadas com a velocidade de 20 mm/s e o gás com 20% de CO<sub>2</sub> apresentaram defeitos na solda que influenciaram negativamente nos resultados de tensão de escoamento e ruptura dos corpos de prova.

Analisando os custos chegamos às seguintes conclusões:

- Utilizando a velocidade de avanço de 20 mm/s, temos uma economia na energia de até 13% em relação à média.
- Temos uma economia de 50% em todos os valores que são influenciados pelo tempo, como custos com mão-de-obra e hora-máquina ao utilizar a velocidade de avanço de 20 mm/s, além de um aumento na produtividade do processo de soldagem de 100% (não contabilizando tempo de preparo e sim apenas do processo de soldagem).
- Para os gases temos uma economia de 32% para o gás com maior percentual de CO<sub>2</sub> devido ao seu preço médio de mercado.
- Quando consideradas todas as amostras, temos uma economia de até 37% em relação ao custo de energia e gás de proteção para

amostra soldada com velocidade de avanço de 20 mm/s e o gás com maior percentual de CO<sub>2</sub>

Como considerações finais, podemos observar que apesar do custo de soldagem ser menor utilizando a velocidade de avanço de 20 mm/s, o uso desta velocidade, tecnicamente, ainda não pode ser indicado, principalmente porque apresentou propriedades mecânicas abaixo do esperado. Para se atingir a meta de aumento de produtividade com o aumento da velocidade de avanço, devem ser realizados novos estudos utilizando novos parâmetros de soldagem que possam atender aos pré-requisitos de penetração e resistência mecânica que este material exige.

Também deve ser levado em consideração que para aplicação em escala industrial são necessários mais testes nestas juntas soldadas como: ensaios de corrosão, charpy e de fadiga. Com estes testes complementares é possível verificar as propriedades das juntas sob todas as condições adversas que um automóvel exige. Além disso, vale ressaltar que as análises microestruturais foram feitas de forma qualitativa baseada na morfologia das fases presentes. Coelho *et al* (2013) mostrou, que usando métodos relacionados a técnica de EBSD (*Electron Backscatter Diffraction*) é possível a identificação e quantificação dessas microestruturas. Esse tipo de análise também é proposto como trabalho futuro dessa dissertação.

## REFERÊNCIAS

- A. A. GORNI, Aços Avançados de Alta Resistência: Microestrutura e propriedades Mecânicas. **Corte & Conformação de Metais**, pp. 26-57, Dezembro 2008.
- A. F. Ballesteros, Avaliação da Resistência de Juntas Soldadas Circunferenciais de Aço API 5L X-80 à Corrosão Sob Tensão na Presença de Sulfetos e Susceptibilidade à Fragilização por Hidrogênio. **Tese de Doutorado na Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro**, Certificação digital N° 051137/CA, 290 pp, Abril 2009.
- A. G. GORNI, M. D. XAVIER, H. GOLDENSTEIN e A. P TSCHIPTSCHIN, Transformação da Austenita em Aços Microligados com Microestrutura Ferrítica-Bainítica. **62º Congresso Anual da ABM**, pp 3262-3268, 2007.
- A. R. P. PESSOA, H. C. de MIRANDA, J. P. FARIAS, W. M. AGUIAR e F. de A. FILHO, Seleção dos Parâmetros Através dos Custos de Soldagem para Aplicação de Revestimento com Ligas de Níquel Depositadas pelo Processo MIG/MAG. **Soldagem e Inspeção**, Vol. 16, N°1, pp71-78, Jan/Mar 2011.
- A. SCOTTI e V. PONOMAREV. Soldagem MIG/MAG, Melhor Entendimento, Melhor Desempenho. **Artliber Editora**, 284pp, 2008.
- ARCELORMITTAL, Hot Rolled Ferrite-Bainite Steels. **Product catalogue - European edition**, pp. 1-6, Julho 2013.
- ASTM E8/E8M – 11, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials
- C. M. GARZÓN, A. P. TSCHIPTSCHIN, Modelamento Termodinâmico e Cinético por Meio do Método Calphad do Processamento Térmico e Termoquímico de Aços. **Revista Matéria**, Vol 11, N° 2, pp 70-87, Março 2006.
- R. S. COELHO, M. CORPAS, J. A. MORETO, A. JAHN, J. STANDFUß, A. KAYSSER-PYZALLA, H. PINTO. Induction-assisted Laser Beam Welding of a Thermomechanically rolled HSLA S500MC Steel: A Microstructure and Residual Stress Assessment. **Material Science & Engineering A**, Vol. 578, pp125-133, April 2013.
- C. R. de L. LESSA, Soldagem FHPP – Processo e Metalurgia nas Transformações das Fases de um Aço C-Mn. **Dissertação de Mestrado na Universidade Federal do Rio Grande do Sul**, 100 pp, 2011.
- D. F. FILHO, P. S. S. BÁLSAMO e V. A. FERRARESI, Influência do Tipo de Gás de Proteção da Soldagem MIG/MAG na Qualidade do Cordão de Aço

Inoxidável. **4º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**, Abril 2007.

D. J. RADA KOVIC, M. D. TUMULURU, Predicting Resistance Spot Weld Failure Modes in Shear Tension Tests of Advanced High-Strength Automotive Steels. **Welding Journal**. VOL. 87 pp. 96-105, Abril 2008.

E. A. SILVA, Comparação dos Efeitos Microestruturais Entre o Aço BH Obtido Por Tratamento Térmico e o Aço IF de Alta Resistência Quanto ao Efeito Springback. **VI Conferência Brasileira sobre Temas de Tratamento Térmico**, pp 112-123, Junho 2012.

E. G. FERRACINI, Jr., Formação de Grãos Ferríticos Ultrafinos Através de Transformação de Fase Induzida por Deformação. **Dissertação de Mestrado na Universidade Federal de São Carlos**, 81 pp, 2007

E. NIGRI, Estudo Exploratório da Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica de um Aço TRIP 800. **Dissertação de Mestrado na pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro**, Certificação digital N° 0621375, 105 pp, Agosto 2008.

ESAB, Apostila de Soldagem MIG/MAG, 68pp, Jan 2005. Disponível em: <[http://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/1901104rev0\\_apostilasoldagemmigmag\\_low.pdf](http://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/1901104rev0_apostilasoldagemmigmag_low.pdf)>. Acesso em 16 maio 2015.

G. E. DIETER, Metalurgia Mecânica. **Editora Guanabara Dois**, Segunda Edição, 653pp, 1981.

G. GÖTT, H. SCHÖPP, F. HOFMANN e G. HEINZ, Improvement of the Control of a Gas Metal Arc Process. **Measurement Science and Technology**, 7pp, Dezembro 2009.

G. KRAUSS, S. W. THOMPSON, Ferritic Microstructures in Continuously Cooled Low- and Ultralow-carbon Steels. **ISIJ International**, Vol 35, N°8, pp 937-945, Maio 1995.

G. M. BARBOSA, Processamento de Aço Ferrita-Bainita de Alta Resistência no Laminador de Tiras a Quente da Arcelormittal Tubarão. **Dissertação de Mestrado na Universidade Federal de Minas Gerais**, 80pp, Maio 2008.

H. J. G. PINHEIRO, Estudo da Correlação Entre a Corrente “Shunt” e a Geometria do Ponto de Solda em Função do Espessamento, em Chapa de Aço de Baixo Teor de Carbono e Espessura de 0,8mm. **Dissertação de Mestrado na Faculdade de Tecnologia SENAI CIMATEC**, 2010.

H. K. D. H. BHADESHIA, Bainite in Steels. **The Institute of Materials**, 2º Edição, 460 pp, Março 2001.

H. S. MOREIRA, Estudo da Influência dos Parâmetros de Soldagem MIG e da Morfologia do Cordão no Comportamento à Fadiga de Juntas Soldadas de um Eixo Traseiro Veicular. **Dissertação de Mestrado na Escola Politécnica da Universidade de São Paulo**, 84 pp, Novembro 2008.

J. C. DUTRA, R. H. G. SILVA, C. MARQUES, Características de Fusão e Potência de Soldagem com a Transferência MIG - CMT versus MIG convencional para Alumínio 5183. **Soldagem e Inspeção**, Vol. 18, Nº 01, pp 12-18, 2013

K. HULKA, Characteristic Features of Titanium, Vanadium and Niobium as Microalloy Additions to Steel. **Niobium Information**. 17/98, CBMM, São Paulo, 1998.

L. C. S. TATAGIBA, R. B. GONÇALVES e R. PARANHOS, Tendências no Desenvolvimento de Gases de Proteção Utilizados na Soldagem MIG/MAG. **Soldagem Inspeção**, Vol.17, Nº. 3, pp.218-228, Jul/Set 2012.

M. D. TUMULURU, Resistance Spot Welding of Coated High-Strength Dual-Phase Steels. **Welding Journal**, pp. 31-37, Agosto 2006.

M. EBRAHIMNIA, M. GOODARZI, M. NOURI e M. SHEIKHI, Study of the Effect of Shielding gas Composition on the Mechanical Weld Properties of Steel ST 37-2 in Gas Metal Arc Welding. **Materials & Design**, Vol 30, Nº 9, pp 3891-3895, Outubro 2009.

M. H. P. BRAZ, Propriedade de fadiga de Soldas de Alta Resistência e Baixa Liga com Diferentes Composições Microestruturais. **Dissertação de Mestrado na Universidade de São Paulo**, 101pp, 1999.

M. I. KHAN, M. L. KUNTZ e Y. ZHOU, Effects of Weld Microstructure on Static and Impact Performance of Resistance Spot Welded Joints in Advanced High Strength Steels. **Science and Technology of Welding and Joining**, Vol 13, Nº. 3, pp 294-304, 2008.

M. I. KHAN, M. L. KUNTZ, E. BIRO e Y. ZHOU, Microstructure and Mechanical Properties of Resistance Spot Welded Advanced High Strength Steels. **Materials Transactions**, Vol 49, Nº7, pp 1629-1637, 2008.

N. KAPTUSKA, C. CONRARDY, S.BABU, AND C. ALBIRIGHT, Effect of GMAW Process and Material Conditions on DP 780 and TRIP 780 Welds. **Welding Journal**, VOL. 87, pp. 135-148, Abril 2008.

P. V. MARQUES, P. J. MODENESI e A. Q. BRACARENSE, Soldagem Fundamentos e Tecnologia. **Editora UFMG**, 3ª Edição Atualizada, 362pp, 2009.

R. E. REED-HILL, R. ABBASCHIAN e L. ABBASCHIAN, Physical Metallurgy Principles. **PWS-Kent Publishing Company**, 3ª Edição, 926pp, 1992

R. L. C. MOURA e G. W. A. MIRANDA, Comportamento de Chapas de Aço de Alta Resistência em Processo de Estampagem com Ferramental Revestido de Cromo. **6º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**, Abril 2011.

R. L. O'BRIEN. Welding Handbook – Welding Processes. **American Welding Society**, 8ª Edição Volume 2, 955pp, 1991.

S. KOU, Welding Metallurgy. **Editora Wiley-Interscience**, Second Edition, 461pp, 2002.

V. V. VAIDYA. Shielding Gas Mixtures for Semiautomatic Welds. **Welding Journal**, Vol. 8, N° 9, pp. 43-48, 2002.

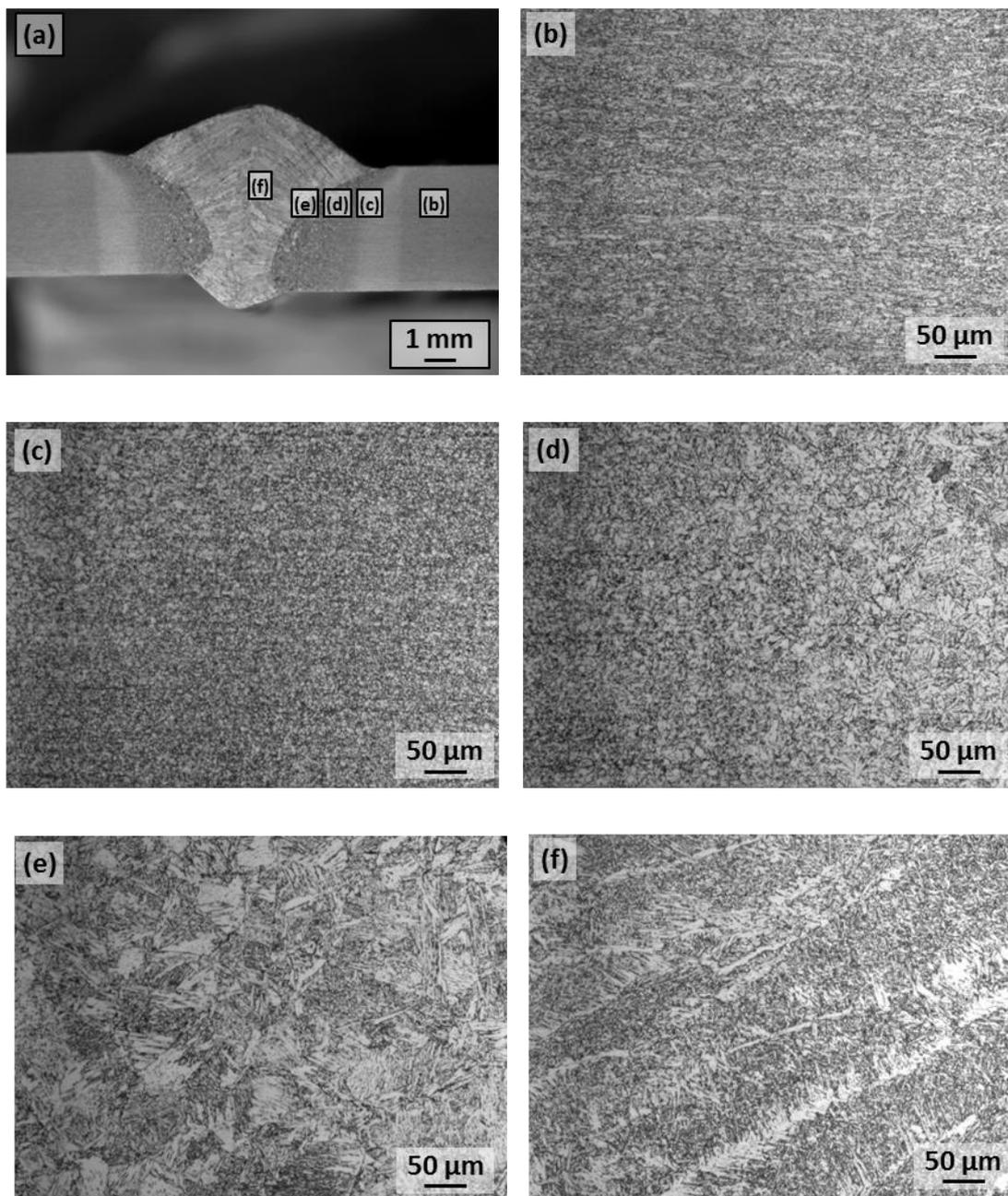
W. D. CALLISTER, Jr., Materials Science and Engineering – An Introduction, **Editora Wiley and Sons**, 7ª Edição, 724 pp, 2007.

W. J. SO, M. J. KANG, D.C. KIM, Weldability of Pulse GMAW Joints of 780 MPa Dual-phase Steel, **International Scientific Journal**, Volume 41, Issue 1, pp 53-60, Janeiro 2010.

## APÊNDICE A

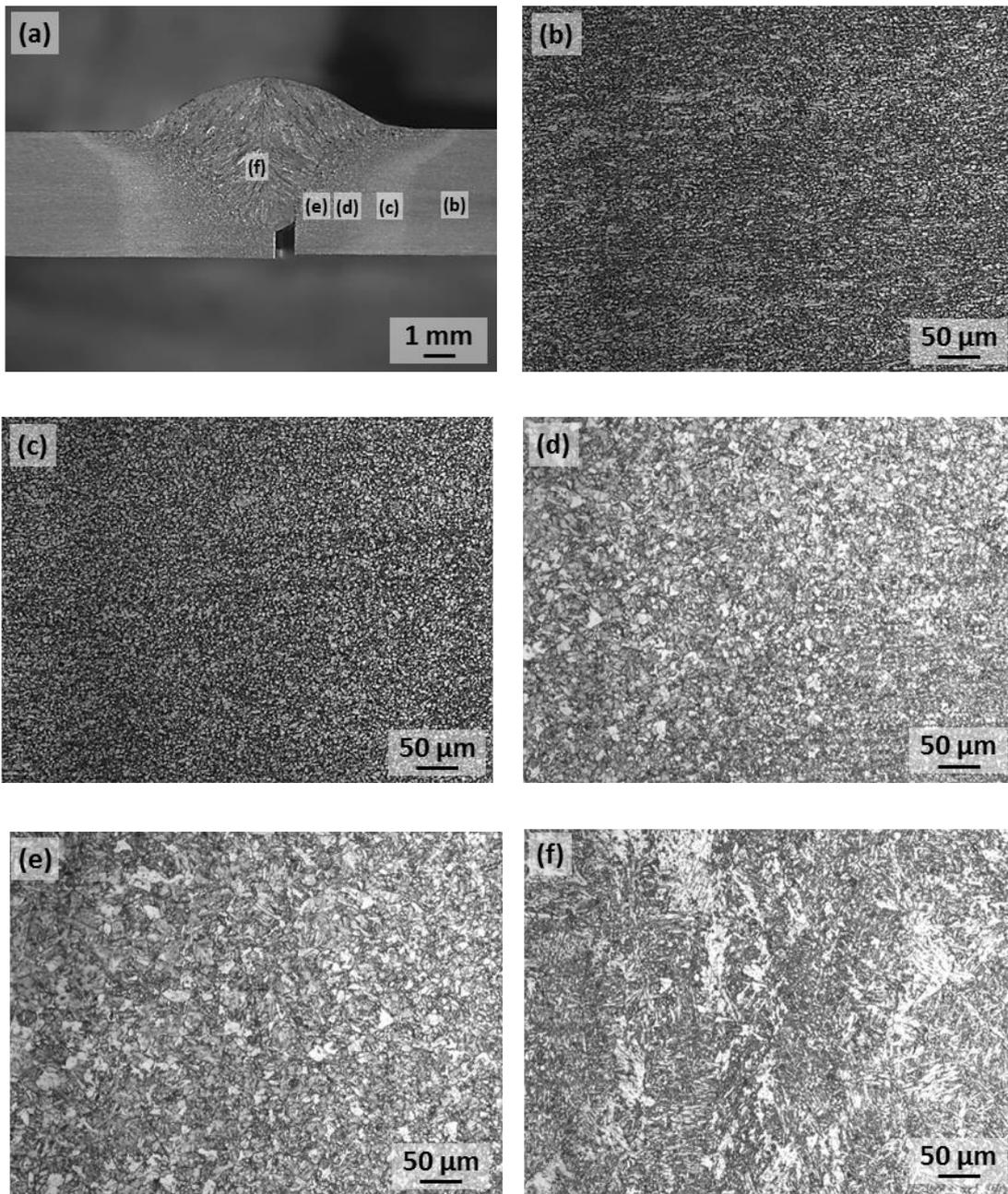
Micrografias e macrografias das amostras soldadas.

Figura 39. Micrografias e macrografias das diversas zonas da solda da Amostra 02.



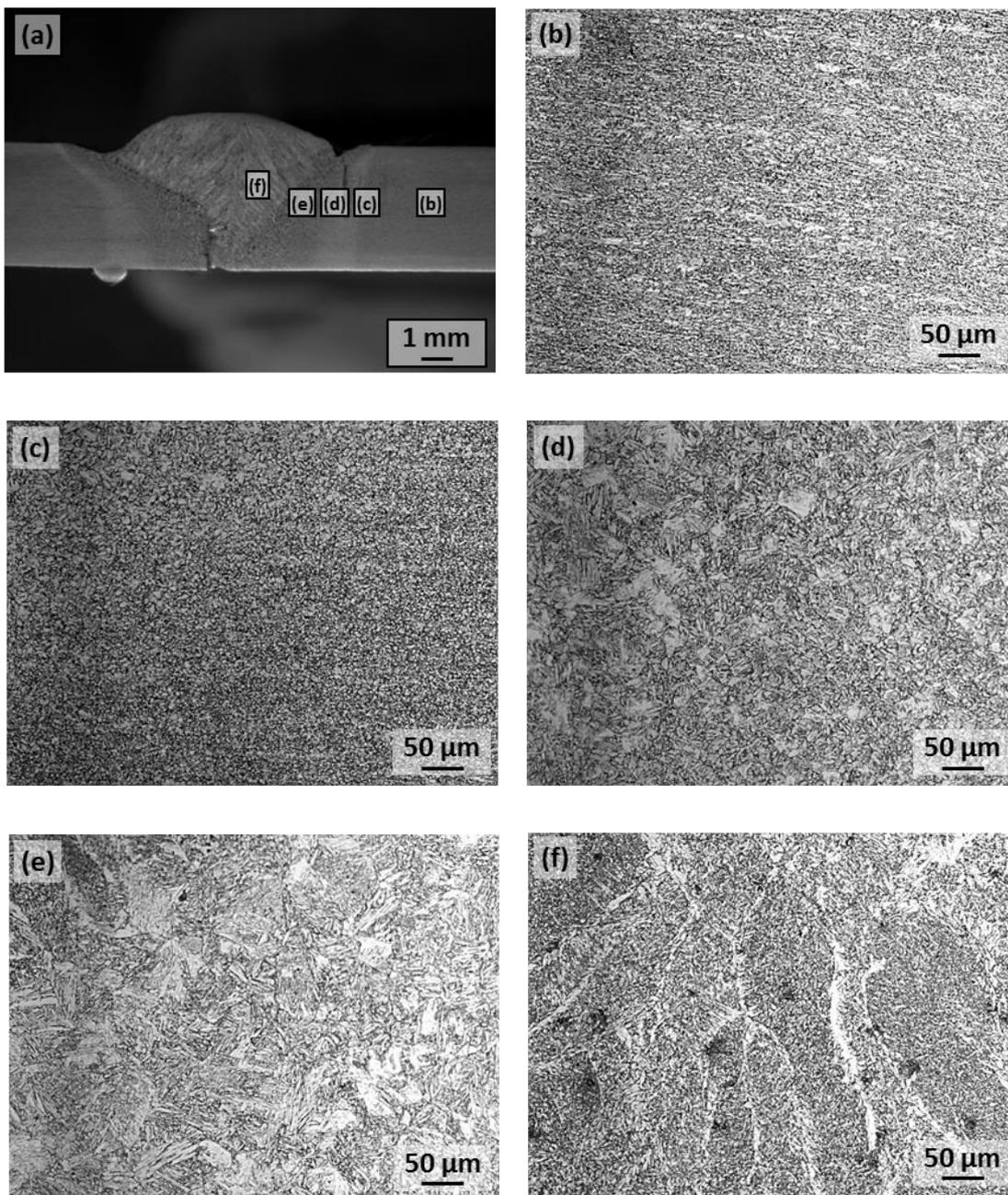
Fonte: Autor, 2015

Figura 40. Micrografias e macrografias das diversas zonas da solda da Amostra 03



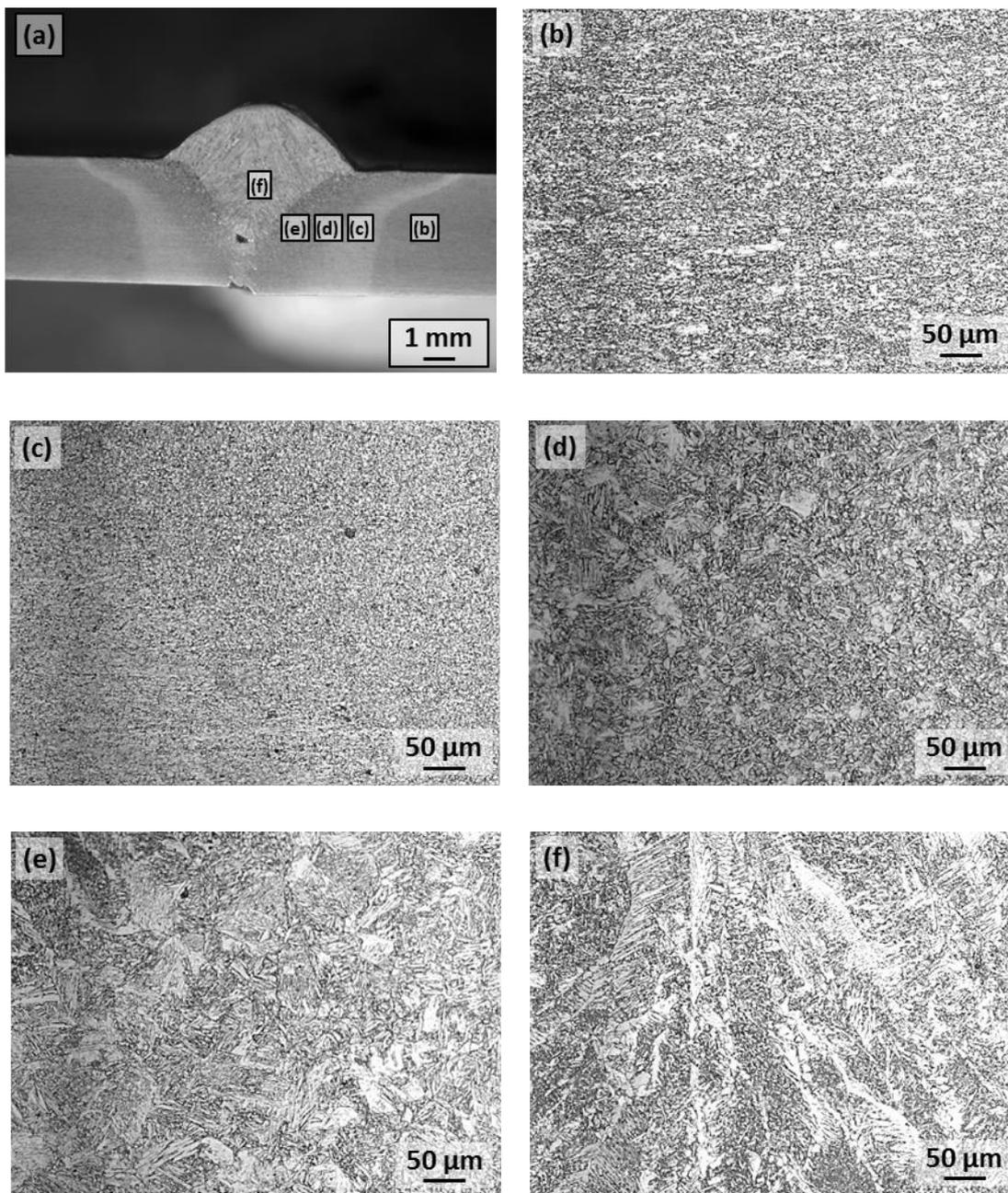
Fonte: Autor, 2015

Figura 41. Micrografias e macrografias das diversas zonas da solda da Amostra 06



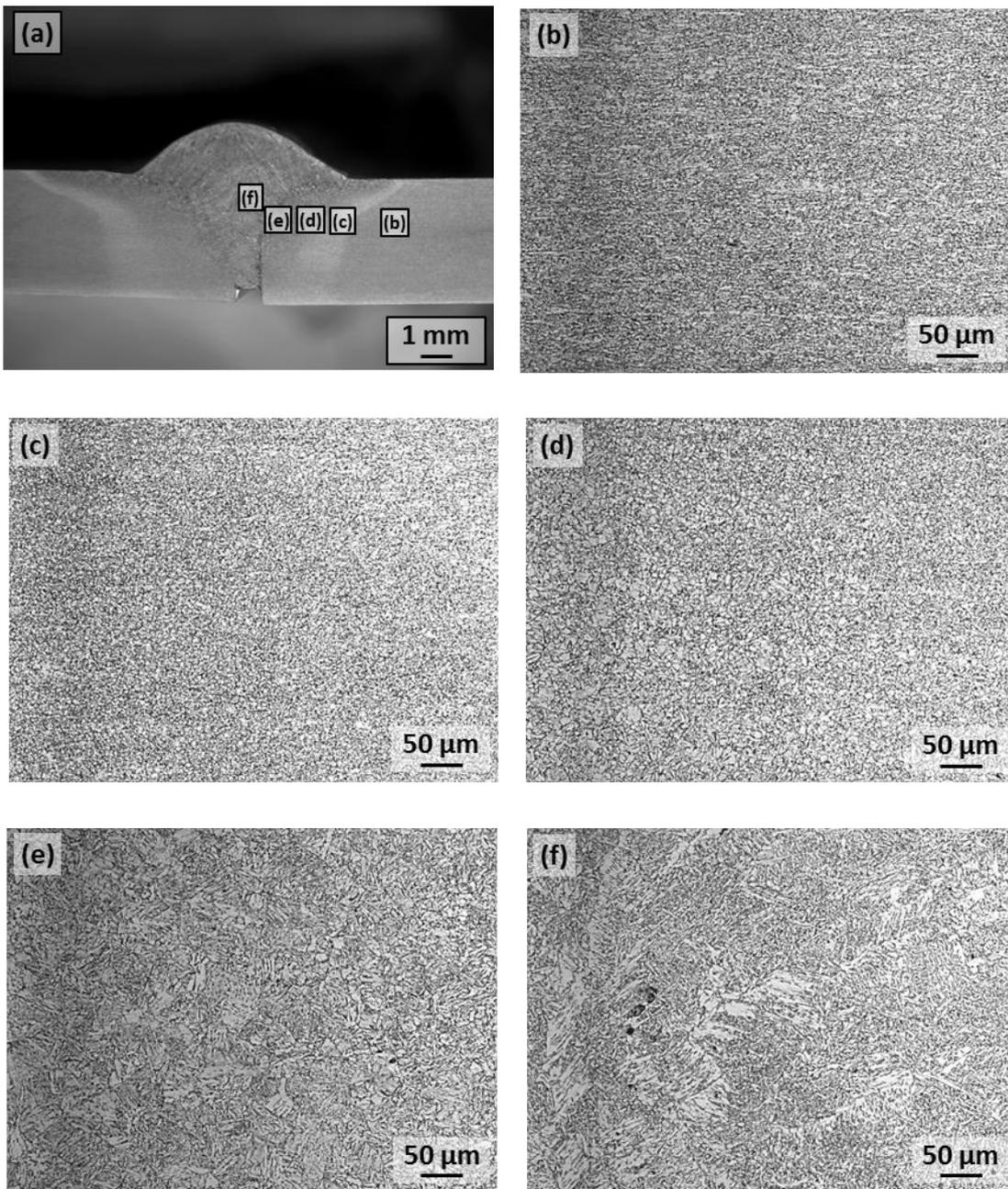
Fonte: Autor, 2015

Figura 42. Micrografias e macrografias das diversas zonas da solda da Amostra 07.



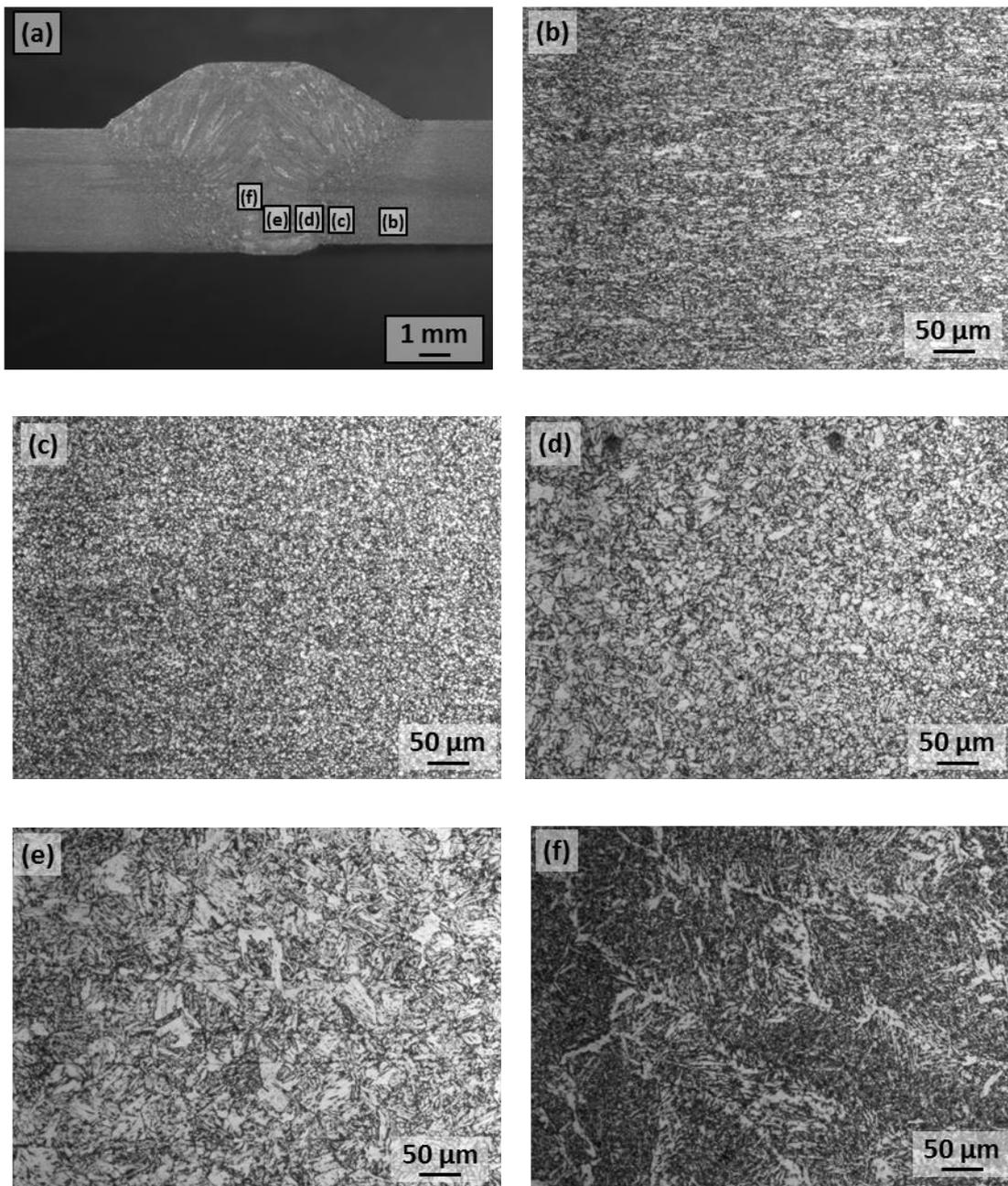
Fonte: Autor, 2015

Figura 43. Micrografias e macrografias das diversas zonas da solda da Amostra 08.



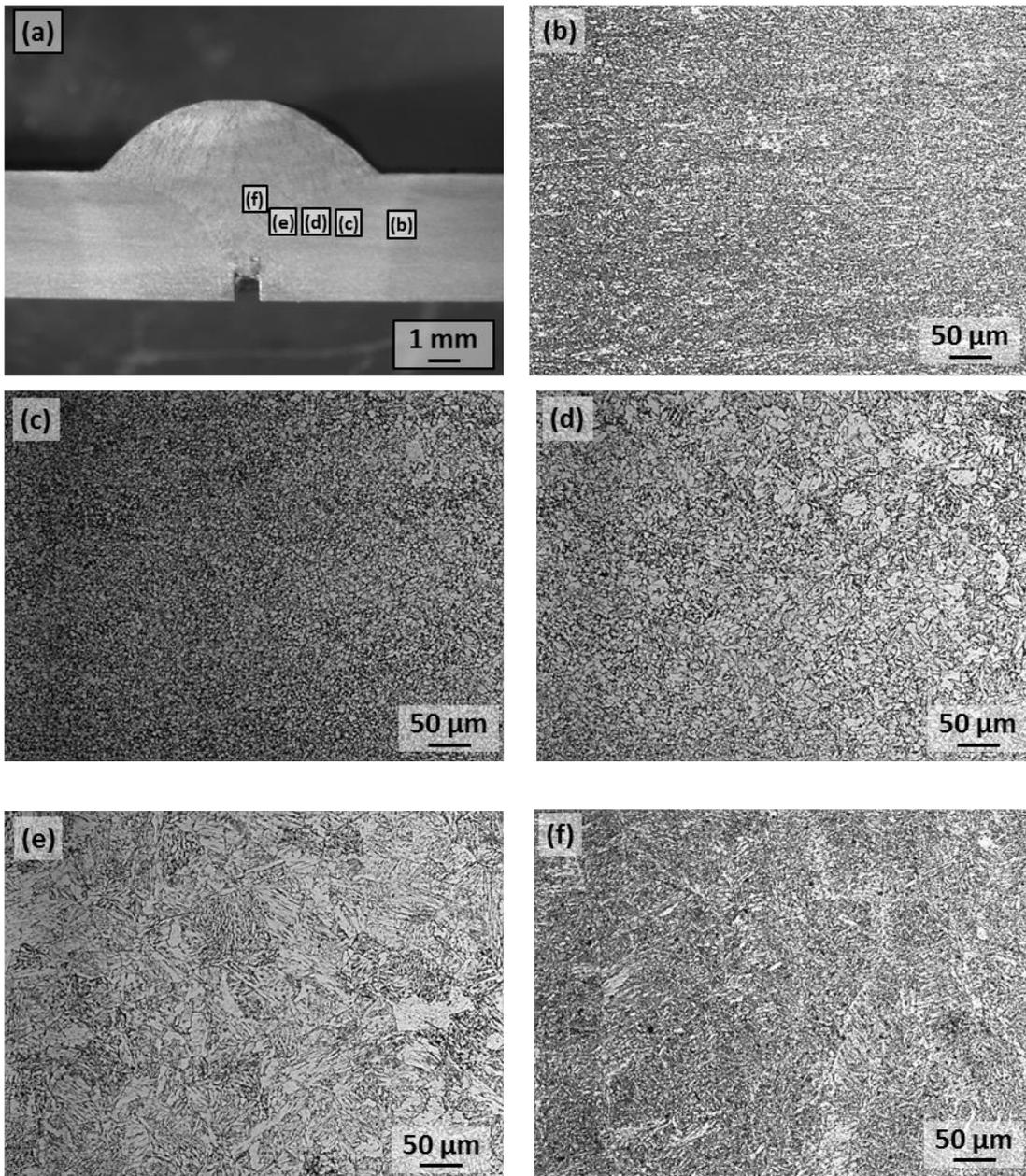
Fonte: Autor, 2015

Figura 44 Micrografias e macrografias das diversas zonas da solda da Amostra 10



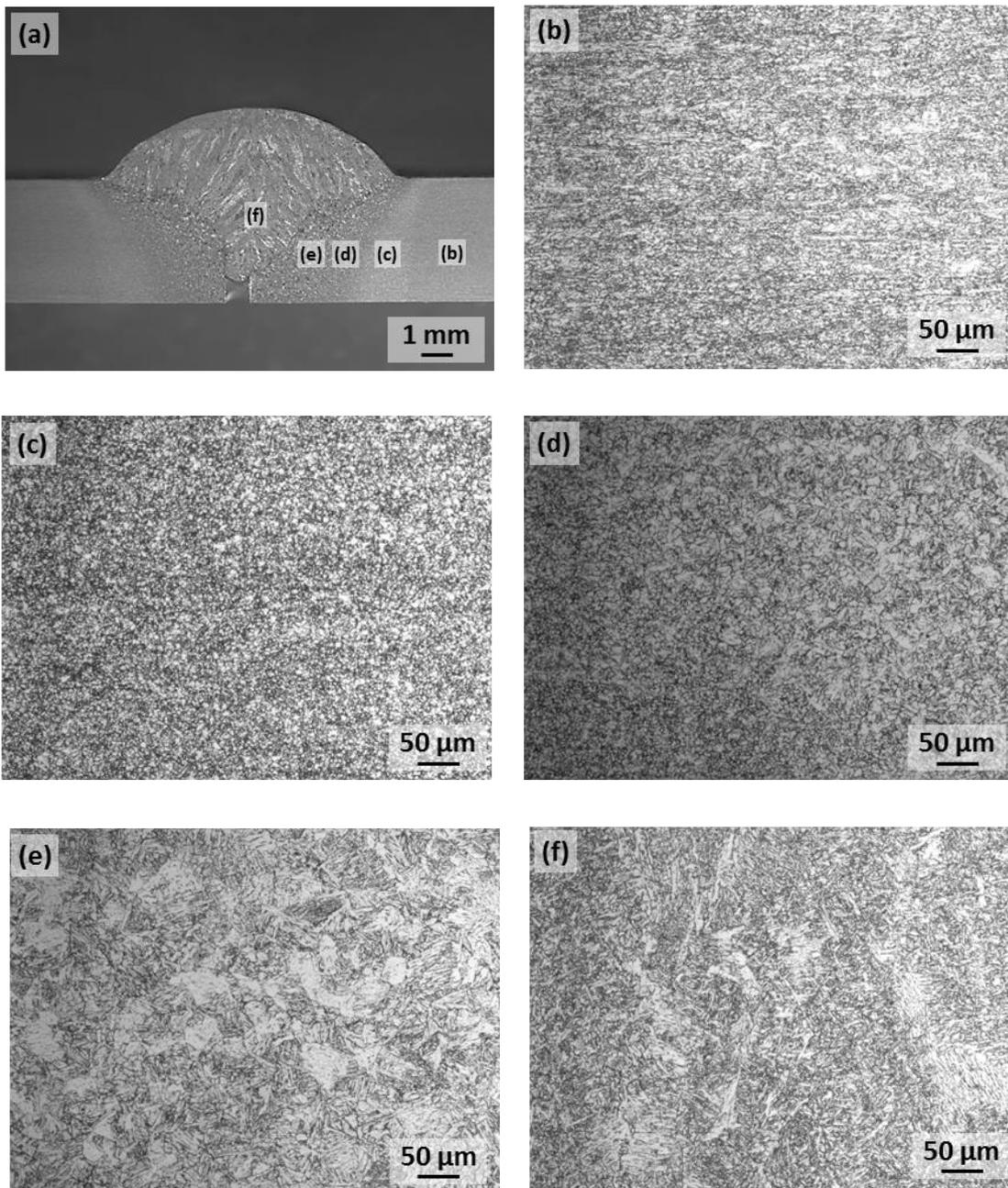
Fonte: Autor, 2015

Figura 45. Micrografias e macrografias das diversas zonas da solda da Amostra 11



Fonte: Autor, 2015

Figura 46 Micrografias e macrografias das diversas zonas da solda da Amostra 12



Fonte: Autor, 2015