

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
INSTITUTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**Estudo da Soldabilidade de Materiais
Dissimilares pelo processo RSW utilizando
um Aço Eletro galvanizado e o Aço 22MnB5**

Autor: Thayla Aparecida Rigo Recla

Orientador: Prof. Dr. Sebastião Carlos da Costa

Co-orientador: Prof. Dr. Gilbert Silva

Itajubá, julho de 2016
MG – Brasil

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
INSTITUTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Thayla Aparecida Rigo Recla

**Estudo da Soldabilidade de Materiais
Dissimilares pelo processo RSW utilizando
um Aço Eletro galvanizado e o Aço 22MnB5**

**Dissertação submetida ao Programa de Pós-
Graduação em Engenharia Mecânica como parte
dos requisitos para obtenção do título de Mestre em
Ciências em Engenharia Mecânica.**

Área de Concentração: Projeto e Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Sebastião Carlos da Costa

Co-orientador: Prof. Dr. Gilbert Silva

Itajubá, julho de 2016
MG – Brasil

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
INSTITUTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Thayla Aparecida Rigo Recla

**Estudo da Soldabilidade de Materiais
Dissimilares pelo processo RSW utilizando
um Aço Eletro galvanizado e o Aço 22MnB5**

Dissertação aprovada por banca examinadora em 7 de
Julho de 2016, conferindo ao autor o título de *Mestre
em Ciências em Engenharia Mecânica*.

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Sebastião Carlos da Costa (Orientador) – IEPG/UNIFEI

Prof. Dr. Gilbert Silva (Co-orientador) – IEM/UNIFEI

Prof. Dr. Geovani Rodrigues – IEM/UNIFEI

Prof. Dr. Rosinei Batista Ribeiro – FATEC

Itajubá, julho de 2016
MG – Brasil

Dedicatória

A Deus que me concedeu a todo instante, força, perseverança e obstinação em começar e concluir mais uma etapa da minha vida ...

Agradecimentos

Ao orientador deste trabalho, Prof. Dr. Sebastião Carlos da Costa e ao Co-orientador Prof. Dr. Gilbert Silva, pelo estímulo e excelente orientação, pelos questionamentos e ideias que foram essenciais para o desenvolvimento e conclusão desta pesquisa.

À minha família, agradeço a vocês que mesmo sem saber, têm compreendido minha ausência, têm me apoiado e dado forças para não desistir.

Ao Instituto de Engenharia Mecânica da UNIFEI, à Pró-Reitora de Pós-Graduação e aos seus dedicados professores e funcionários, pela oportunidade de desenvolver este trabalho.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES), pelo apoio financeiro.

“O sucesso é ir de fracasso em fracasso sem perder o entusiasmo”.

Winston Churchill

Resumo

RECLA, T. A. R. (2016), Estudo da Soldabilidade de Materiais Dissimilares pelo processo RSW utilizando um aço Eletro galvanizado e o aço 22MnB5. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Instituto de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá, Itajubá – MG, p. 120.

O aço 22MnB5 é um aço boro, e foi desenvolvido com a proposta de atender às necessidades crescentes de redução de peso, de peças estruturais e de reforço utilizados na indústria automobilística. O elevado limite elástico, obtido após tratamento térmico, permite produzir componentes estruturais com geometrias complexas e isentos de retorno elástico após a estampagem. Neste estudo, experiências foram realizadas com o objetivo de avaliar a soldabilidade, pelo processo de soldagem RSW, de juntas entre o aço 22MnB5 e um aço eletro galvanizado, um aço amplamente utilizado na indústria automobilística, com elevada resistência à corrosão aliada ao baixo custo. Para tanto, na primeira etapa procurou-se validar a quebra da camada do revestimento de zinco do aço eletro galvanizado, e posterior estudo da influência da inclusão de zinco na resistência do ponto de solda. Além disso, foram feitas análises da influência dos parâmetros de soldagem na formação do ponto de solda e do seu comportamento mecânico, submetendo-os a ensaios de resistência ao cisalhamento, dureza, caracterização microestrutural e análise química. Os resultados mostraram que com o aumento da entrada de calor a um aumento do diâmetro do ponto de solda, que tem proporção direta com a resistência ao cisalhamento. Após o processo de soldagem, a microestrutura da solda é essencialmente constituída de martensita, no entanto regiões dúcteis foram observadas na zona termicamente afetada, com influência direta na microdureza.

Palavras-chave: Aço 22MnB5, Solda a Ponto por Resistência Elétrica, Soldagem de Materiais Dissimilares, Aço Eletro galvanizado.

Abstract

RECLA, T. A. R. (2016), Study of Weldability of Dissimilar Materials by RSW process using a Eletro galvanizado steel and steel 22MnB5. Dissertation (Master in Mechanical Engineering) Institute of Mechanical Engineering, Federal University of Itajubá, Itajubá – MG, p. 120.

Steel 22MnB5 is a boron steel, and was developed with the proposal to meet the growing needs of weight reduction, structural parts and reinforcement used in the automotive industry. The high elastic limit, obtained after heat treatment enables to produce structural components with complex geometries and free of springback following pressing. In this study, experiments were performed in order to evaluate the weldability, the RSW welding process, joints between steel 22MnB5 and eletro galvanizado steel a steel widely used in the automotive industry with high corrosion resistance combined with low cost. For this purpose, in the first step we tried to confirm the breakdown of the zinc coating eletro galvanizado steel layer, and further study of the influence of zinc for inclusion in the weld strength. Furthermore, analysis of the influence of welding parameters on the formation of the spot welding and mechanical behavior were made, subjecting them to shear strength tests, hardness, microstructural characterization and chemical analysis. The results showed that with increasing heat input to a weld point increase in diameter, which is directly proportional to the shear strength. After the welding process, the weld microstructure consists mainly of martensite, however ductile regions were observed in the heat affected zone, with direct influence on microhardness.

Key-words: 22MnB5 Steel, Resistance Spot Welding, Welding Dissimilar Materials, Steel Eletro galvanizado.

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA.....	IV
AGRADECIMENTOS.....	V
RESUMO.....	VII
ABSTRACT.....	VIII
SÚMARIO.....	IX
LISTA DE FIGURAS.....	XII
LISTA DE TABELAS.....	XV
LISTA DE ABREVIACÕES E SIMBOLOS.....	XVI
1 INTRODUÇÃO	1
1.1 Contextualização da pesquisa.....	1
1.2 Objetivos.....	3
1.3 Justificativa.....	4
1.4 Estrutura do Trabalho	6
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	7
2.1 Aços Avançados de Alta Resistência – AHSS (Advanced High-Strength Steels).....	7
2.2 Estampagem a Quente	10
2.3 Aço Boro 22MnB5	13
2.4 Influência de elementos de liga	15
2.5 Revestimento de zinco do Aço Eletro galvanizado	17
2.6 Soldagem	18
2.7 Soldagem por resistência elétrica	19
2.8 Soldagem por resistência elétrica por pontos	20
2.9 Parâmetros de Regulagem e Variáveis do Processo	22
2.9.1 Resistência Elétrica.....	23
2.9.2 Corrente	23
2.9.3 Tempo de Soldagem	24
2.9.4 Força (Pressão)	25
2.9.5 Eletrodo	26
2.9.6 Condições Superficiais do Material Base	27

2.9.7	Máquinas de Solda por Ponto.....	27
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	29
3.1	Sequenciamento do Planejamento Experimental	29
3.2	Materiais	31
3.3	Quebra do revestimento de zinco do Aço Eletro galvanizado.....	32
3.4	Soldagem	33
3.5	Equipamentos e Métodos.....	34
3.5.1	Máquina de soldagem RSW	34
3.5.2	Eletrodos de soldagem.....	35
3.5.3	Produção das juntas	36
3.6	Ensaio e Análises	37
3.6.1	Inspeção visual e indentação	37
3.6.2	Ensaio de Cisalhamento por Tração	37
3.6.3	Análise do diâmetro do ponto de solda após fratura	38
3.6.4	Ensaio de Microdureza	39
3.6.5	Análise Metalográfica.....	40
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	42
4.1	Validação da Quebra da Camada de Zinco	42
4.2	Soldagem com preaquecimento.....	46
4.3	Soldagem sem preaquecimento	60
4.4	Resistência ao cisalhamento	62
4.5	Análises das fraturas sobre cisalhamento	64
4.6	Microdureza.....	66
4.6.1	Direção longitudinal	66
4.6.2	Direção transversal	69
4.7	Análise metalográfica	73
4.7.1	Análise metalográfica no ponto de solda do aço 22MnB5.....	74
4.7.2	Análise metalográfica no ponto de solda no sentido transversal.....	79
4.8	Análise da composição química entre Solda, ZTA e Metal base 22MnB5	83
4.9	Inclusão de zinco	87
5	CONCLUSÕES.....	90
5.1	Conclusões gerais	90
5.2	Sugestão de Trabalhos Futuros.....	92

6	REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA.....	93
	ANEXOS	103

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1: Diagrama global de conformabilidade para os diferentes AHSS de hoje (inclui comparação de aços tradicionais de baixa resistência e aços de alta resistência).	9
Figura 2.2 - Crescimento da utilização dos AHSS na indústria automotiva.	10
Figura 2.3 - Principais componentes automotivos produzidos através de estampagem a quente.	11
Figura 2.4 - Microestrutura do Aço 22MnB5 sem tratamento térmico de têmpera.	13
Figura 2.5- Diagrama TTT.do Aço 22MnB5	14
Figura 2.6 - Influência dos principais elementos de liga no diagrama TTT.....	15
Figura 2.7 - Resistência à passagem de corrente no processo de Soldagem por Ponto.....	23
Figura 2.8 - Representação esquemática do tempo de Soldagem.....	25
Figura 2.9 - Curva de força aplicada no processo de soldagem.	26
Figura 2.10- Refrigeração do Eletrodo	27
Figura 3.1 - Cronograma de atividades para o desenvolvimento do presente trabalho.....	30
Figura 3.2- Equipamento de soldagem RWS utilizado no respectivo trabalho.....	35
Figura 3.3 - Eletrodo de solda RSW.....	36
Figura 3.4 - Dimensões do corpo de prova segundo norma	36
Figura 3.5 - Máquina de ensaio universal.....	38
Figura 3.6 - Representação do procedimento do calculo do diâmetro do ponto de solda.....	39
Figura 3.7 - Microscópio ótico	41
Figura 4.1 - Remoção do zinco com preaquecimento de 50% de corrente e 30 ciclos.	44
Figura 4.2 - Remoção do zinco com preaquecimento de 60% de corrente e 25 ciclos.	44
Figura 4.3 - Remoção do zinco com preaquecimento de 65% de corrente e 12 ciclos.	45
Figura 4.4 - Remoção do zinco com preaquecimento de 65% de corrente e 20 ciclos.	45
Figura 4.5 - Remoção do zinco com preaquecimento de 70% de corrente e 10 ciclos.	45
Figura 4.6 - Remoção do zinco com preaquecimento de 75% de corrente e 7 ciclos.	46
Figura 4.7 - Relação da resistência ao cisalhamento com o tempo de soldagem para as soldas realizadas com o preaquecimento de 70% de corrente de 10 ciclos.....	53
Figura 4.8 - Relação do diâmetro do ponto de solda após fratura com o tempo de soldagem para as soldas realizadas com preaquecimento de 70% e 10 ciclos.	54
Figura 4.9 - Exemplos de fraturas encontradas após ensaio de cisalhamento. (a) Fratura; (b) Arrancamento parcial; (c) Arrancamento total.	55
Figura 4.10 - Relação entre o diâmetro do ponto de solda após fratura e o tipo de fratura.....	57
Figura 4.11 - Valores de resistência para diferentes tipos de preaquecimento e soldagem de 80% e 15 ciclos.....	63
Figura 4.12 - Valores de resistência para diferentes tipos de preaquecimento e soldagem de 83% e 15 ciclos.....	63

Figura 4.13 - Valores de resistência para diferentes tipos de preaquecimento e soldagem de 85% e 15 ciclos.....	63
Figura 4.14 - Modo de falha fratura na interface do ponto de solda.	65
Figura 4.15 - Modo de falha arrancamento parcial do ponto de solda.	65
Figura 4.16 - Modo de falha arrancamento total do ponto de solda dentro da ZTA.	66
Figura 4.17 - Microdureza sentido longitudinal, CDP 18 (65% e 20 ciclos de pre e 70% e 7 ciclos de solda).	67
Figura 4.18 - Microdureza sentido longitudinal, CPD 28 (75% e 7 ciclos de pre e 70% e 15 ciclos de solda).	67
Figura 4.19 - Microdureza sentido longitudinal, CPD 47 (70% e 10 ciclos de pre e 85% e 15 ciclos de solda).	68
Figura 4.20 - Sentido das medidas de microdureza para juntas soldadas por ponto de solda.	69
Figura 4.21 - Microdureza sentido transversal, CPD 47 (70% e 10 ciclos de pre e 85% e 15 ciclos de solda).	70
Figura 4.22 - Microdureza sentido transversal, CPD 67 (75% e 25 ciclos de soldagem).	71
Figura 4.23 - Microdureza sentido transversal, CPD 12 (75% e 7 ciclos de pre e 80% e 20 ciclos de solda)..	72
Figura 4.24 - Chapa do aço 22MnB5 sem têmpera, ataque com Nital 4%, aumento de 500x.	73
Figura 4.25 - Chapa do aço 22MnB5 com têmpera, ataque com Nital 4%, aumento de 500x.	74
Figura 4.26 - Microestrutura da região da solda aço 22MnB5; CDP 18.	75
Figura 4.27 - Microestrutura da região da ZTA aço 22MnB5; CDP 18.	75
Figura 4.28 - Microestrutura da região da solda aço 22MnB5; CDP 28.	76
Figura 4.29 - Microestrutura da região da ZTA aço 22MnB5; CDP 28.	77
Figura 4.30 - Microestrutura da região da solda aço 22MnB5; CDP 47.	78
Figura 4.31 - Microestrutura da região da ZTA aço 22MnB5; CDP 47.	78
Figura 4.32 - Localização dos pontos onde ocorreram as análises metalográficas no sentido transversal.	79
Figura 4.33 - Microestrutura da região da solda próxima ao aço eletrolgalvanizado, CDP 18.	80
Figura 4.34 - Microestrutura da região da solda próxima ao aço 22MnB5, CDP 18.	80
Figura 4.35 - Microestrutura da região da solda próxima ao aço eletrolgalvanizado, CDP 28.	81
Figura 4.36 - Microestrutura da região da solda próxima ao aço 22MnB5, CDP 28.	81
Figura 4.37 - Microestrutura da região da solda próxima ao aço eletrolgalvanizado, CDP 47.	82
Figura 4.38 - Microestrutura da região da solda próxima ao aço 22MnB5, CDP 47.	82
Figura 4.39 - Sentido da medição do Line Scanner nas amostras.	84
Figura 4.40 - <i>Line Scanner</i> da composição química do metal base, ZTA e região da solda do CDP 18.	85
Figura 4.41 - <i>Line Scanner</i> da composição química do metal base, ZTA e região da solda do CPD 28.	85

Figura 4.42 - <i>Line Scanner</i> da composição química do metal base, ZTA e região da solda do CPD 47.	86
Figura 4.43 - <i>Line Scanner</i> da composição química do metal base, ZTA e região da solda do CPD 67.	86
Figura 4.44 - Localização dos pontos de medição do teor de zinco.....	87
Figura 4.45 - Teor de zinco.	88
Figura 4.46 - Comparação entre as resistências de cisalhamento.	89

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Composição Química do aço 22MnB5.	31
Tabela 3.2 - Composição Química do aço eletrogalvanizado USIGALVE-EEP-PC.....	31
Tabela 3.3 - Propriedades Mecânicas do aço 22MnB5.	32
Tabela 3.4 - Propriedades Mecânicas do aço galvanizado.	32
Tabela 3.5 - Parâmetros fixo de regulagem na máquina de solda para validação da quebra da camada de zinco.....	33
Tabela 3.6 - Parâmetros de regulagem do equipamento de soldagem RSW.....	35
Tabela 4.1 - Parâmetros de pré-aquecimento utilizados para validar a quebra da camada de zinco do aço eletrogalvanizado.	43
Tabela 4.2 - Conjunto operacional de parâmetros de soldagem para um preaquecimento de 60 % e 25 ciclos.....	47
Tabela 4.3 - Conjunto operacional de parâmetros de soldagem para um preaquecimento de 65 % e 20 ciclos.....	48
Tabela 4.4 - Conjunto operacional de parâmetros de soldagem para um preaquecimento de 70 % e 10 ciclos.....	49
Tabela 4.5 - Conjunto operacional de parâmetros de soldagem para um preaquecimento de 75 % e 7 ciclos.....	50
Tabela 4.6 - Diâmetro do ponto de solda e Indentação dos testes realizados com preaquecimento de 60% e 25 ciclos e 65% e 20 ciclos.	58
Tabela 4.7 - Diâmetro do ponto de solda e Indentação dos testes realizados com preaquecimento de 70% e 10 ciclos e 75% e 7 ciclos.	59
Tabela 4.8 Conjunto operacional de parâmetros de soldagem sem preaquecimento.	61
Tabela 4.9 - Melhores parâmetros de soldagem.	62
Tabela 4.10 - Valores absolutos para o teor de zinco.....	87

LISTA DE SIMBOLOS E ABREVIACOES

I	Corrente elétrica (A)
Q	Calor gerado (J)
R	Resistência do condutor (Ω)
T	Tempo (s)
AHSS	Advanced High Strength Steel
ARBL	Aos de alta resistência e baixa liga
AWS	American Welding Society
BIW	Body-in-white
CP	Complex Phase
DP	Dual Phase
EURO-CAP	European New Car Assessment Program
FB	Ferritic Bainitic
FSV	Future Steel Vehicle
FW	Flash Welding
HF	Hot-Formed
HFDQ	Hot Forming Die Têmpera
HFRW	High Frequency Resistance Welding
HSLA	High Strength Low Alloy
JNCAP	Japan New Car Assessment Program
Latin NCAP	Latin New Car Assessement Program
MS or MART	Martensitic
RPW	Projection Welding
RSEW	Resistance Seam Welding
RSW	Resistance Spot Welding
RWMA	Resistance Welder Manufacturer's Association
TRIP	Transformation-Induced Plasticity
TWIP	Twinning-Induced Plasticity
ULSAB	UltraLight Steel Auto Body
UHSS	Ultra high strength steel
USA-NCAP	United States New Car Assessmente Program
UW	Upset Welding

1 INTRODUÇÃO

1.1 Contextualização da pesquisa

A indústria automobilística brasileira evolui a passos largos, fato que fica evidente nos processos produtivos, na inovação e desenvolvimento, na tecnologia aplicada e nos produtos que chegam aos consumidores. De acordo com a Associação Nacional de Fabricação de Veículos Automotores – ANFAVEA (2015) e o Ministério do Desenvolvimento, Indústria e Comércio Exterior (2015), a produção brasileira total de autoveículos em 2014 correspondeu a uma fabricação de 3.172.750 unidades, o que representa uma participação de 23% do PIB industrial, e 5% do PIB total, e que gera cerca de 1,5 milhão de empregos diretos e indiretos, colocando o Brasil como o 8º maior produtor mundial de veículos, atrás da China, Estados Unidos, Japão, Alemanha, Coreia do Sul, Índia e México. Diante desta perspectiva, percebe-se a força deste setor na economia nacional e mundial, mostrando que o automóvel continua a ser um dos meios de transporte mais populares e versáteis, e que garante a mobilidade de milhões de pessoas.

Keegan (2005) e Andrade (2000) concordam que, na atmosfera do mercado dinâmico e competitivo atual, muitas empresas percebem que a inovação e o desenvolvimento contínuo de novos produtos, são a chave para a sua sobrevivência e crescimento. Com isso em mente, as empresas siderúrgicas e montadoras mundiais tem empreendido empenho significativo para se posicionar junto ao mercado consumidor como fornecedora de soluções, inovando na oferta de aços mais leves e resistentes, à medida que produtos como o alumínio, materiais poliméricos e compósitos têm avançado significativamente sobre a fatia do mercado. Ainda segundo Keegan (2005) os segmentos consumidores de aço e suas ligas, um dos mais proeminentes mercados do ambiente econômico mundial, têm demandado das siderúrgicas, investimentos tecnológicos e pesquisa e desenvolvimento de novos produtos em um tempo cada vez mais curto.

Nas últimas décadas o aumento da demanda por carros mais leves, econômicos, menos poluentes e com maiores níveis de segurança exigiram das siderúrgicas, montadoras e comunidade científica uma procura incessante para o desenvolvimento de novos aços. A indústria automobilística tem impulsionado avanços no desenvolvimento metalúrgico dos aços ao longo dos anos. Assim, as modernas melhorias dos automóveis apresentam soluções construtivas mais leves, confortáveis e seguras, sem deixar de assegurar os requisitos de rigidez, resistência ao choque e absorção de energia.

Diante desta conjuntura, começaram a surgir os aços de alta resistência e baixa liga – ARBL (HSLA – *High Strength Low Alloy*). Em quase quarenta anos de melhoria contínua, a partir dos anos 1990, a evolução metalúrgica levou ao advento dos chamados aços avançados de alta resistência – AHSS (*Advanced High Strength Steels*), que procuram atender as exigências de conformabilidade e maior resistência mecânica (GORNI, 2008; SOUSA, 2013).

Sob o ponto de vista metalúrgico, o aumento da resistência mecânica destes aços é alcançada pelo aumento do teor de carbono, de modo a ter-se maior fração de perlita na microestrutura, pelo refino do grão da ferrita; e pela introdução de elementos de liga que formem uma solução sólida com a ferrita, endurecendo-a. Esses elementos de liga são, entre outros o manganês, o níquel, o cromo, o molibdênio, o vanádio, o cobre e o boro (CHIAVERINI, 1986). Nos aços AHSS, o carbono é mantido em teores baixos, o aumento do limite de resistência é conseguido pela presença simultânea de vários elementos de liga, mesmo em pequenas quantidades.

Asgari et al. (2008) cita que, a principal diferença entre os aços convencionais e os AHSS, é a microestrutura. Eles possuem matriz de fase ferrítica com variados percentuais de martensita dura, bainita e/ou austenita retida. Tal microestrutura garante a esses aços boa ductilidade e maior resistência do que os aços convencionais.

O aço 22MnB5, objeto de estudo deste trabalho, foi o AHSS, desenvolvido com o objetivo de atender às necessidades crescentes de redução de peso, de peças estruturais e de reforço utilizados na indústria automobilística. Tal aço foi concebido para sofrer uma operação de têmpera, durante a operação de estampagem. Este processo permite produzir componentes estruturais com geometrias complexas e isentos de retorno elástico após a estampagem e seu elevado limite elástico, obtido após tratamento térmico, é adequado para componentes com função anti-intrusão, como barras de para-choques frontal e traseiro, reforços de porta, assoalho e teto dos automóveis, por exemplo. (LI et al., 2014).

De forma geral percebe-se o enorme potencial deste aço como um substituto de qualidade para os aços convencionais. A utilização crescente na indústria dos aços AHSS, justifica o desenvolvimento de estudos mais avançado dos parâmetros de fabricação e processos aos quais estarão submetidos como, conformação, usinagem e soldagem.

Para a indústria automobilística, o processo de soldagem mais utilizado é o de soldagem por resistência elétrica a ponto, onde cada automóvel leva em média de 3000 a 5000

pontos de solda, sendo de essencial importância à garantia da qualidade destas soldas no que se refere à vida útil do veículo e a segurança veicular proposta pelo mesmo (BOSH, 2005).

Observa-se ainda que, por vezes, se faz necessário à soldagem entre materiais dissimilares na fabricação de estruturas automotivas, onde solicitações de resistência, desempenho e comportamento diferentes são exigidas dos materiais. Neste sentido pode-se citar, como exemplo, a soldagem entre um aço avançado de alta resistência (AHSS) e um aço eletro galvanizado, sendo este último um aço amplamente utilizado na indústria automobilística, por apresentar elevada resistência à corrosão aliada ao baixo custo. Neste caso, o desafio para a soldagem assim pretendida consiste em atender as solicitações de resistência e desempenho da solda final pelo comportamento físico dos diferentes materiais.

Poggio et al. (2005) ressalta que parâmetros de soldagem para aços AHSS ainda não estão satisfatoriamente padronizados, levando a indústria, em alguns casos, selecionar condições de soldagem semelhantes a de materiais que possuem resistência similar. Desta forma, procura-se cada vez mais pesquisar a influência dos parâmetros de soldagem nos processos de fabricação e comportamento dos materiais em serviço, permitindo as indústrias conhecerem melhor estas variáveis, como uma forma de se evitar perdas provocadas pelo conhecimento insuficiente das reais condições de deformação aos quais os materiais podem ser submetidos.

Com base nas informações apresentadas até o momento, a proposta deste trabalho foi estudar a soldabilidade entre o aço 22MnB5 e um aço eletro galvanizado, pelo processo de soldagem por resistência elétrica a ponto e por conseguinte, determinar a influência dos parâmetros de soldagem nas transformações microestruturais e propriedades mecânicas dos pontos de solda sob diferentes condições de soldagem.

1.2 Objetivos

O presente trabalho teve como objetivo principal estudar a soldabilidade entre o aço 22MnB5 e um aço eletro galvanizado, pelo processo de soldagem por resistência elétrica a ponto; buscando encontrar as melhores relações de parâmetros de soldagem entre ambos, identificando ainda a influência dos parâmetros de soldagem na microestrutura e nas propriedades mecânicas dos pontos

A partir do objetivo principal, surgem os seguintes objetivos secundários:

- Avaliar a resistência mecânica de cisalhamento das juntas soldadas e relacionar o comportamento mecânico do ponto com os parâmetros de soldagem;
- Avaliar a microdureza dos pontos de solda que apresentaram baixo, médio e bom desempenho mecânico, avaliando a variação desta propriedade ao longo da solda;
- Fazer caracterização microestrutural no ponto de solda das juntas soldadas que apresentaram baixo, médio e bom desempenho mecânico e relaciona-las com o comportamento mecânico das mesmas;
- Avaliar a diluição da composição química dos metais de base na poça de fusão e zona termicamente afetada;
- Analisar o efeito da limpeza de zinco na resistência mecânica do ponto de solda.

1.3 Justificativa

O transporte automotivo é um dos setores que mais contribuem para o conforto e desenvolvimento econômico de uma população. Contudo, este meio de locomoção gera custos externos para a sociedade em geral. Estes custos estão relacionados com o consumo excessivo de combustível, congestionamentos de trânsito, poluição atmosférica, despesas geradas pelos acidentes de trânsito, e muitas vezes a perda de vidas (ELVIK, 2000).

O crescimento da frota mundial trás consigo, a preocupação com o aquecimento global e suas consequências, e o mercado consumidor cada vez mais consciente sobre o tema busca produtos que agridem menos o ambiente. Para as indústrias automobilísticas, não somente a necessidade de atender as novas exigências dos consumidores torna necessário à concepção de produtos que tenham menor impacto ambiental, mas também a obrigação de cumprir as novas legislações cada vez mais rigorosas com os níveis de emissão de poluentes. Tais circunstâncias motivam as produtoras de aços, e indústrias automobilísticas a buscarem por materiais mais leves, que possam contribuir para a diminuição do consumo de combustível do automóvel sem, contudo, perde em resistência mecânica e boa capacidade de conformação para a produção.

Em paralelo o peso médio dos veículos está aumentando constantemente, devido à introdução de dispositivos de segurança e conforto, como os *air bags*, sistemas de navegação, sistemas de ar condicionado e de entretenimento, fazendo com que os projetistas de automóveis precisem lidar com as condições de peso dos veículos, a fim de oferecer um automóvel que consuma níveis aceitáveis de combustível ao mesmo tempo em que observa as regras de emissão de poluentes, mantendo ainda os custos de produção razoáveis. Um dado

interessante é exposto por Helms e Lambrecht (2006) em que diz que, a redução de 100 kg de peso no automóvel iria diminuir o consumo de combustível em 0,35 litros para cada 100 km, ou como mencionado por Galán et al. (2012), a redução de 10% do peso irá melhorar o consumo de combustível de 5,5%.

Ao mesmo tempo, em que se tem a preocupação de reduzir o peso dos automóveis para que fiquem cada vez mais econômicos e emitam menos poluentes, esta redução de massa não pode afetar o desempenho dos mesmos quando envolvidos em colisões, a fim de atender teste de segurança definidos pelas agências regulamentadoras como a EURO-CAP (*European New Car Assessment Program*), USA-NCAP (*United States New Car Assessment Program*), JNCAP (*Japan New Car Assessment Program*) e a Latin NCAP (*Latin New Car Assessment Program*).

Para Orlando (2013) a redução do peso do veículo pode, basicamente, ser obtido por diferentes abordagens: uma possibilidade é o uso de materiais de baixa densidade, tais como o alumínio, magnésio, titânio, plásticos e materiais compósitos; outro é usando os aços avançados de alta resistência (AHSS).

Neugebauer et al. (2006) e Mangino et al. (2007) destacam ainda que, as ligas de alumínio, de magnésio e de titânio são afetadas por uma baixa conformabilidade à temperatura ambiente por causa de sua estrutura cristalina hexagonal; a utilização de temperaturas elevadas nessas ligas pode induzir um aumento perceptível da conformabilidade mas o seu preço é ainda demasiado elevado, o que pesa contra sua ampla difusão. O plástico possui baixa resistência mecânica, em comparação com o aço, e podendo ser usado apenas em zonas limitadas do corpo do carro, e para os materiais compósitos, muitas questões técnicas ainda devem ser pesquisadas antes que esses materiais possam ser amplamente utilizados na indústria automotiva. Por outro lado, o uso de aços avançados de alta resistência pode levar a resultados notáveis.

No setor automobilístico, a segurança, as reduções de peso e consumo de combustível requerem não somente novos materiais, mas também a utilização de componentes híbridos, resultantes, entre outros, da união entre aço inovadores de alta liga, como o aço 22MnB5, e aços automotivos comerciais de baixa liga, como os aços eletro galvanizados. O desempenho destes componentes está atrelado à qualificação de tecnologias adequadas à união de materiais dissimilares, que apresentam grandes diferenças nas suas propriedades físicas e mecânicas.

A soldagem de juntas dissimilares entre aços de alta e baixa liga é um tema não somente de relevância tecnológica e econômica, mas também de alto interesse científico devido a sua complexidade. Algumas das dificuldades encontradas são: a diluição da composição química dos metais de base na poça de fusão e nas zonas parcialmente diluídas, podendo ocorrer à formação de materiais desconhecidos; as diferenças em expansão térmica entre os metais de base, que causam níveis de tensão residual distintos; a migração do carbono a partir do aço de maior teor em direção a aquele de menor teor, podendo fragilizar o aço de baixa liga e amaciar o de alta liga. Neste sentido, o estudo da soldabilidade entre aços dissimilares para o uso na indústria automobilística se justifica.

1.4 Estrutura do Trabalho

Este trabalho possui 5 capítulos. O Capítulo 1 aborda a introdução a qual contextualiza a pesquisa; o Capítulo 2 apresenta a revisão bibliográfica do tema abordado; o Capítulo 3, metodologia utilizada; o Capítulo 4, apresentação e discussão dos resultados do trabalho; e o Capítulo 5 mostra as conclusões obtidas a partir da análise dos resultados.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo apresenta o embasamento teórico relativo ao tema abordado no presente trabalho, abrangendo o conceito de aços avançados de alta resistência e soldagem por resistência a ponto.

2.1 Aços Avançados de Alta Resistência – AHSS (Advanced High-Strength Steels)

De acordo com Anand et al. (2006) e a WordAutoSteel (2014) nas últimas duas décadas, as organizações regulamentadoras de veículos automotivos, vêm emitindo regulamentos que priorizam a redução do consumo de combustíveis e por consequência o decréscimo da emissão de poluentes, além do estabelecimento de normas que visam maior segurança dos passageiros. Ainda segundo Anand et al. (2006) tais regulamentos, levaram as montadoras a buscarem soluções inovadoras, de modo a poderem projetar carros mais leves, que tenham seu gasto de combustível reduzido, ao mesmo tempo em que se melhora a estrutura geral dos veículos, ocasionando assim em maior segurança para os ocupantes. Para que tais exigências sejam atendidas, uma das soluções amplamente utilizada hoje, pelas montadoras é o emprego dos chamados aços avançados de alta resistência – AHSS (*Advanced High Strength Steel*).

A WordAutoSteel (2014) lembra que em 1994, um consórcio de 35 produtores de aço, deram início ao programa ULSAB (*Ultra Light Steel Auto Body*), que tinha por objetivo projetar uma estrutura de aço leve, que iria atender a uma ampla gama de exigências de segurança e desempenho dos automóveis. Em 1998 validaram-se os conceitos de design do programa, e o projeto ULSAB provou ser leve, estruturalmente sólido, seguro, executável e acessível. Um dos principais contribuintes para o sucesso do ULSAB era um novo grupo de aço chamado AHSS (*Advanced High Strength Steel*).

A WordAutoSteel (2014) complementa ainda dizendo que, em 2008 teve início o programa FSV (*Future Steel Vehicle*) que alavancou o desenvolvimento metalúrgico dos AHSS; tal programa aborda projetos de veículos elétricos, híbridos e que utilizam o hidrogênio como combustível. Hoje, por meio da otimização o FSV conseguiu uma redução de massa de 39 % na estrutura de um automóvel.

Prahl et al. (2007) e Samek et al. (2006) escrevem que os AHSS são uma classe de aços que oferecem uma relação de resistência/conformabilidade superior, sem que a sua ductilidade e capacidade de absorver energia sejam afetadas, possuindo assim boa resistência

ao impacto. Dentre esta classe de aços, destacam-se os aços multifásicos como, por exemplo, os *Dual Phase* e os assistidos pelo efeito TRIP, os quais são empregados como componentes estruturais na indústria automotiva.

É ainda importante ressaltar que, habitualmente, na estrutura da carroceria de automóveis são utilizadas chapas de aço de diversas propriedades, espessuras e materiais. Segundo Bosh (2005) a espessura das chapas de uma carroceria pode variar de 0,6 a 3 mm, sendo que chapas de espessura entre 0,75 e 1 mm são mais comumente utilizadas. Esta variação de espessura é devido à diferença das propriedades dos aços utilizados, em relação à resistência, rigidez e ductilidade. Onde normalmente chapas mais espessa são utilizadas em locais de maior solicitação.

Para a WordAutoSteel (2014) os AHSS são materiais complexos, sofisticados, com composições químicas cuidadosamente selecionadas e que possuem microestruturas multifásicas resultantes de processos de aquecimento e resfriamento precisamente controlados. Onde vários mecanismos de fabricação são utilizados para atingir uma gama de resistência, ductilidade, dureza, propriedades de fadiga, boa conformabilidade e resistência ao impacto quando comparados aos aços convencionais. Os AHSS são aços que possuem microestruturas únicas, que utilizam processos de deformação e transformação de fase complexas para alcançar força e ductilidade, combinações que nunca antes foram realizadas.

A família dos AHSS inclui os aços DP (*Dual Phase*), CP (*Complex Phase*), FB (*Ferritic Bainitic*), MS or MART (*Martensitic*) TRIP (*Transformation-Induced Plasticity*), HF (*Hot-Formed*), e TWIP (*Twinning-Induced Plasticity*). Onde cada grupo de aço é excepcionalmente qualificado, para atender as demandas de desempenho funcional de certas partes da carroceria automotiva. Por exemplo, os aços DP e TRIP são excelentes em zonas de colisão do carro, onde é necessária a absorção de alta energia de impacto. Para elementos estruturais do habitáculo, aços de alta resistência, tais como os aços MS (*Martensitic*) e aços endurecidos ao boro apresentam melhor desempenho de segurança.

As propriedades mecânicas destes aços tem origem na complexa microestrutura multifásica. São principalmente aços com uma microestrutura contendo uma fase diferente de ferrita, perlita, ou cementita, por exemplo, martensita, bainita, e/ou austenita retida em quantidades suficientes para produzir propriedades mecânicas únicas. Alguns tipos de AHSS possuem capacidade de encruamento maior, resultando em um saldo força-ductilidade superior aos aços convencionais.

Recentemente, tem havido um aumento do financiamento de pesquisa para o desenvolvimento de novos AHSS. Tais pesquisas buscam melhorar as combinações de força e ductilidade em comparação com os já existentes, a custos mais baixos. Estes estudos refletirão em ligas originais e microestruturas que permitem alcançar as propriedades desejadas (WordAutoSteel, 2014). Na **Figura 2.1** pode-se comparar o alongamento total para diferentes tipos de AHSS.

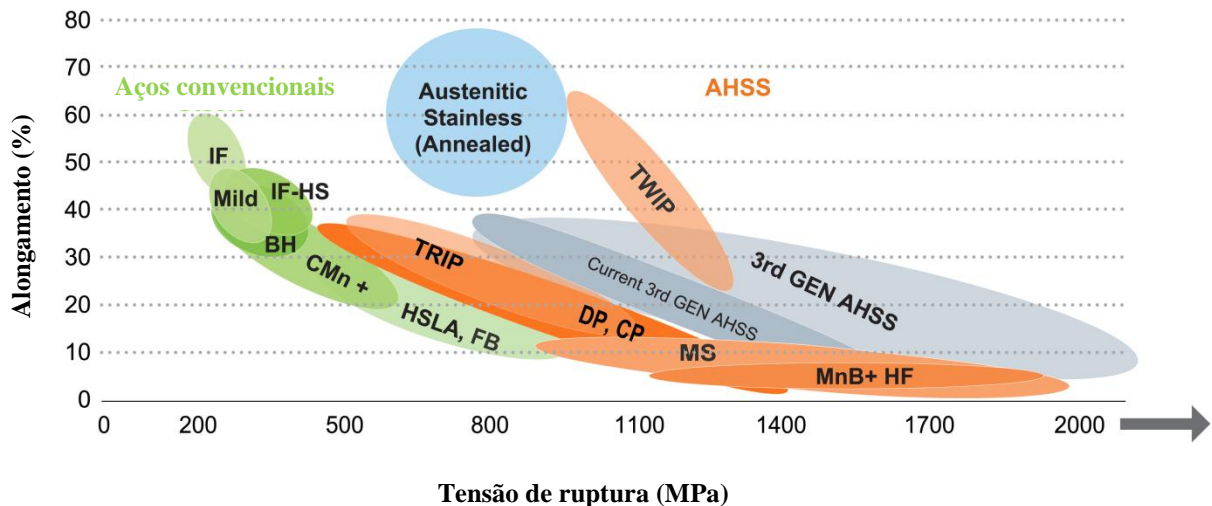


Figura 2.1: Diagrama global de conformabilidade para os diferentes AHSS de hoje (inclui comparação de aços tradicionais de baixa resistência e aços de alta resistência).

Fonte: Adaptado de WordAutoSteel (2014).

Os aços com níveis de resistência à deformação superior a 550 MPa, são geralmente referidos como AHSS. Já os aços que apresentam resistência à tração superior a 780 Mpa são também chamados de aços de ultra-alta resistência – UHSS (Ultra high strength steel). Outra categoria de aços, representado na **Figura 2.1** são os *Austenitic Stainless Steel*. Estes materiais apresentam excelente combinação de resistência e ductilidade, e assim cumprem muitas exigências funcionais do veículo. No entanto, devido ao conteúdo da liga, tais aços são escolhas caras para muitos componentes.

Rosado (2011) complementa dizendo que, o aumento do uso dos aços AHSS pela indústria automotiva, também pode ser explicado, pois podem proporcionar a construção de estruturas mais leves, com a utilização de chapas mais finas e que ainda assim preservam a alta resistência mecânica, reduzindo o consumo de combustível pelos veículos; outro ponto é o aumento da segurança dos passageiros, devido à melhor resistência ao impacto que apresentam, além da forte concorrência de materiais leves, tais como o alumínio, ligas de magnésio e plásticos.

E com todas essas vantagens, a indústria do aço cresce o emprego dos AHSS em automóveis; na **Figura 2.2** observa-se o aumento das aplicações dos AHSS na indústria automotiva.

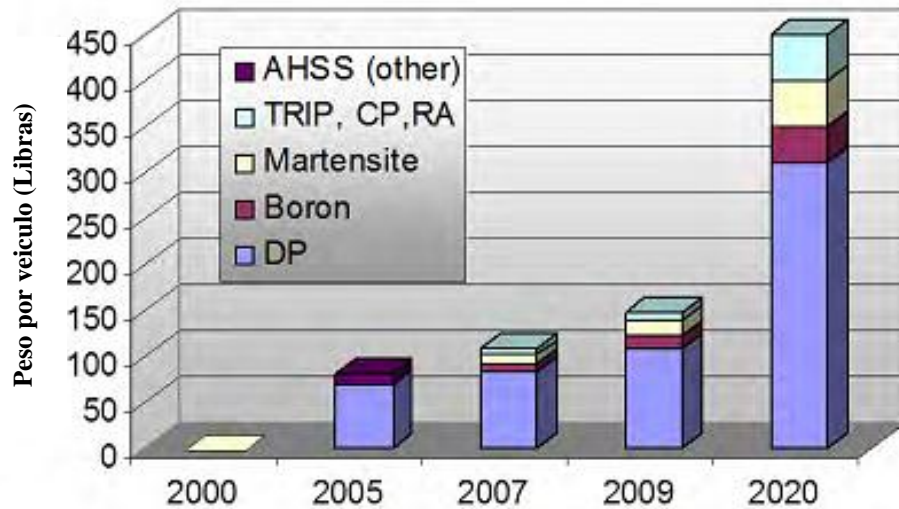


Figura 2.2 - Crescimento da utilização dos AHSS na indústria automotiva.
Fonte: Adaptado de WordAutoSteel (2014).

Em resposta a alta demanda dos AHSS para aplicações automotivas, laboratórios de pesquisas de siderúrgicas, montadoras e instituições acadêmicas continuam procurando por novos tipos de aço ou modificações dos exemplares já existentes. O objetivo da pesquisa está em melhorar a conformabilidade para uma determinada faixa de resistência, reduzindo os problemas de produção e fabricação associados a aços com uma elevada porcentagem de austenita, com grãos ultrafinos, baixa densidade ou alto módulo de Young.

2.2 Estampagem a Quente

A necessidade de implantar uma infraestrutura adequada para atender às necessidades da humanidade, e a sucessiva evolução tecnológica de bens de consumo duráveis, impõem a necessidade do desenvolvimento de materiais de custo relativamente baixo e cujo desempenho devam atender as propriedades químicas, físicas, mecânicas, ambientais e de segurança impostas as mais diversas aplicações. Como mencionado anteriormente, a metalurgia dos aços nos últimos anos vem evoluindo continuamente, no intuito de proporcionar eficiência e economia na fabricação de bens de consumos. Nas aplicações automotivas, o impacto dessas melhorias é facilmente percebido em implicações ambientais e consumo de combustível.

Para Bardelcik et al. (2012), no âmbito da indústria automotiva, componentes estampados a quente convencionais com um estado martensítico completo, apesar de serem mais resistentes, não podem satisfazer as exigências de aplicação, em termos de submeter à estrutura a uma carga de impacto. A estrutura ideal deve ter alta resistência na sua região superior, a fim de resistir à intrusão, e baixa resistência na zona inferior para absorver a energia de impacto. Portanto, um novo tipo de material, que formará os componentes mecânicos estampados a quentes com propriedades adaptadas precisa ser desenvolvido, a fim de combinar as capacidades de anti-intrusão e absorção de energia em uma única peça, minimizando custos de produção adicional (KARBASIAN e TEKKAYA, 2010; LI et al., 2014).

Gorni (2010) escreve que, a estampagem a quente não é um processo exatamente novo. Embora a estampabilidade dos aços AHSS tenha evoluído consideravelmente, ainda é inadequada em várias situações práticas. O principal problema encontrado não é precisamente a conformabilidade, mas sim o chamado “efeito mola” ou retorno elástico (*spring-back*) que ocorre após as operações de estampagem, e que é bastante relevante nas chapas de aço AHSS. A chapa mesmo depois de conformada sofre distorção imediatamente após sair da matriz devido a tensões residuais. Essa distorção afeta, em menor ou maior grau, a precisão dimensional da peça. Na **Figura 2.3** encontra-se os principais componentes automotivos produzidos atualmente por estampagem a quente.

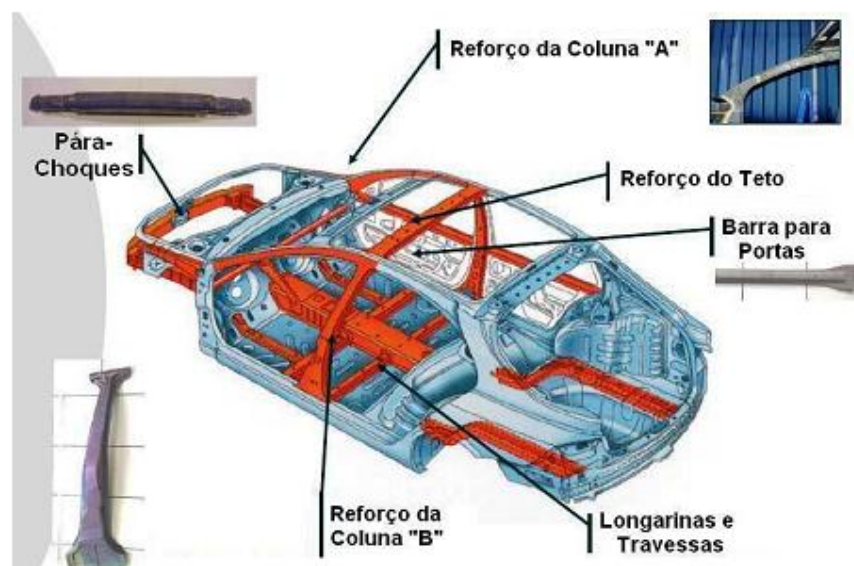


Figura 2.3 - Principais componentes automotivos produzidos através de estampagem a quente.
Fonte: Hein (2005)

Para os componentes convencionais estampados a quentes, a principal microestrutura encontrada é a martensita, mas para peças com propriedades mecânicas específicas, como os aços AHSS, especialmente para a sua região de baixa resistência, a microestrutura pode consistir de martensita, bainita e ferrita (LI et al., 2014).

Longhi e Button (2013) colocam que, a estampagem a quente é um processo de conformação de chapas com diferentes espessuras e composições químicas, que ocorre simultaneamente ao tratamento térmico do aço, resfriando a peça quando esta ainda se encontra na prensa entre as ferramentas, fabricando-se peças com elevada resistência mecânica, ainda que mais leves e com menor número de componentes para a montagem, levando à otimização na utilização de materiais com as devidas propriedades mecânicas e espessuras na região onde são necessárias.

O princípio do processo é relativamente simples. De acordo Merklein et al. (2006), Abdulhay et al. (2010) e Longhi e Button (2013) a estampagem a quente é dividida em três etapas: a primeira consiste no aquecimento da chapa entre 900 e 950°C, de 5 a 10 minutos, de modo a incidir a completa austenitização do aço; a segunda, pela conformação do aço, em prensa hidráulica, ainda quando o aço permanece na fase austenítica, devido à baixa tensão de escoamento em altas temperaturas é garantido uma melhor deformação das peças com geometria complexa; já a terceira etapa ocorre concomitantemente com a segunda, onde o resfriamento da chapa se inicia com o contato da chapa nas matrizes, para o resfriamento é importante que o gradiente superior de temperatura atinja a 27°C/s, para que as características mecânicas de elevada resistência sejam conseguidas.

Gorni (2010), Suehiro et al. (2003) e Longhi e Button (2013) lembram ainda, que uma das dificuldades da estampagem a quente é a decarbonetação da superfície das chapas e a formação de uma camada oxidada, formada imediatamente quando em contato com o ar a altas temperaturas, que deve ser retirada por jateamento, aumentando os custos da produção, e que pode afetar irreversivelmente as tolerâncias geométricas. Segundo Gorni (2010) uma alternativa comum é revestir a superfície da peça com uma camada de AlSi, ou dispensar o revestimento e usar atmosfera protetora no interior de forno.

A estampagem a quente é um processo de produção comumente utilizado para se obter peças com altíssima resistência, boa ductilidade, alta precisão dimensional, com diminuição do efeito *spring-back*, e possibilidade de fabricação de peças com geometrias complexas. Os aços tais como o 22MnB5, 8MnCrB3, 20MnB5, 27MnCrB5 e 37MnB4 são materiais que estão sendo amplamente empregados em tal processo (AZIZ e AQIDA, 2013).

2.3 Aço Boro 22MnB5

Pessard et al. (2013) e Karbasian e Tekkaya (2010) observam que, o aço 22MnB5, comercialmente conhecido como Usibor 1500 da Arcelor Mittal, foi desenvolvido com o objetivo de reduzir a massa de componentes estruturais utilizados na indústria automotiva. Este material é obtido por laminação a quente e é caracterizado por uma excelente temperabilidade. A boa capacidade de têmpera de aços boro pode ser obtida usando o processo de estampagem a quente - HFDQ (*Hot Forming Die Têmpera*), em que a chapa de metal é austenitizada e, posteriormente, estampada e resfriada em uma matriz.

As propriedades iniciais do aço Boro 22MnB5 formam uma microestrutura ferrítica-perlítica, **Figura 2.4**, com resistência à tração de 600 Mpa. Depois de ser estampado a quente, ou sofrer tratamento térmico de têmpera, o aumento da resistência pode chegar a 1500 Mpa devido à transformação martensítica. Na **Figura 2.5** é possível visualizar o diagrama TTT do aço 22MnB5.

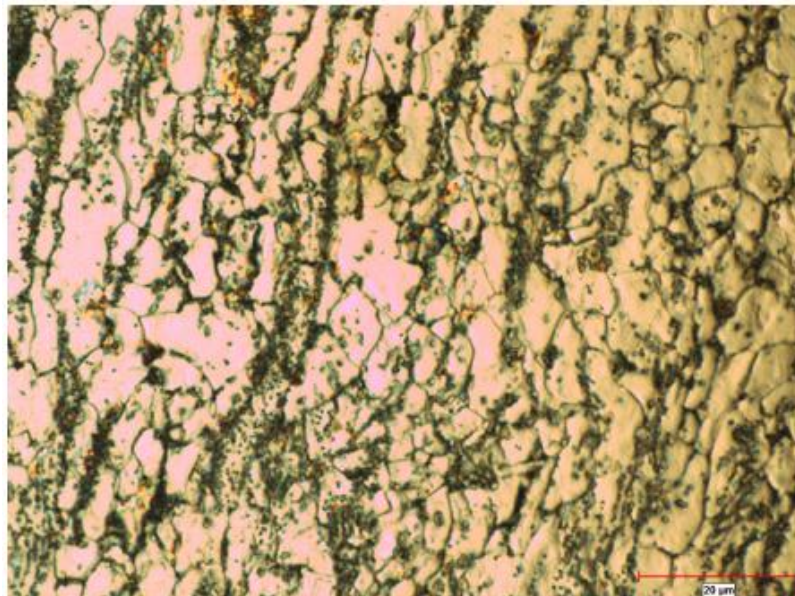


Figura 2.4 - Microestrutura do Aço 22MnB5 sem tratamento térmico de têmpera.
Fonte: Güler (2013)

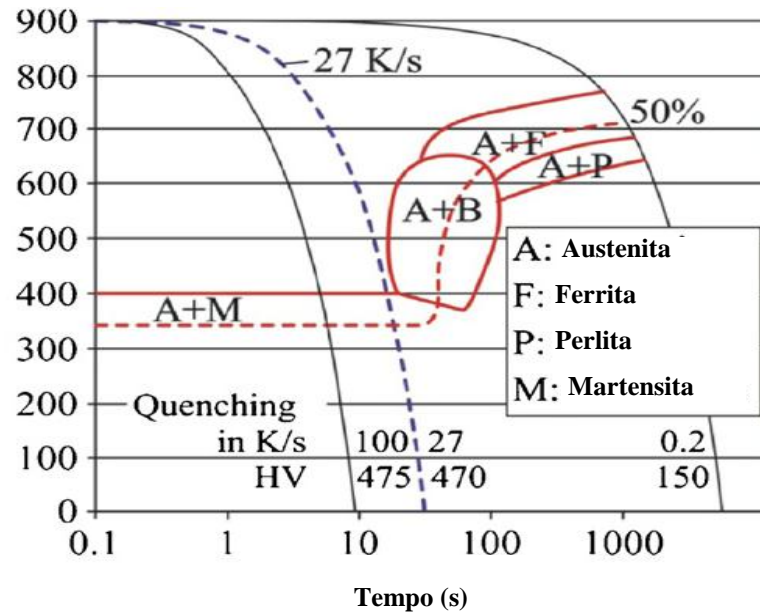


Figura 2.5- Diagrama TTT do Aço 22MnB5
 Fonte: Adaptado de Aziz e Aqida (2013).

O boro é o elemento com maior influência na temperabilidade do aço 22MnB5, esse elemento, quando presente na forma de solução sólida, segrega para os contornos de grão austeníticos e impede a nucleação da ferrita; seu teor deve ser da ordem apenas alguns milésimos de unidades percentuais. Teores mais elevados desse elemento levam à formação de boretos nos contornos de grão austeníticos, o que reverte seu efeito sobre a temperabilidade. Além disso, uma vez que o boro possui grande afinidade com o oxigênio e nitrogênio, é necessária a adição de elementos de liga suplementares para evitar sua reação com esses elementos. Por esse motivo é requerida a respectiva presença de alumínio e titânio nos aços ao boro (GORNI, 2011; KARBASIAN, 2010).

Conforme Bardelcik (2010), Liu (2012) e Pessard et al. (2013) para controlar o processo de estampagem a quente, diversas investigações tem sido dedicada à caracterização do comportamento termomecânico de aços boro, onde preparações de microestruturas adequadas requerem o conhecimento de transformações de fase.

Min et al. (2012) verificaram em seu trabalho que o período de incubação da transformação da ferrita no 22MnB5 é significativamente reduzido por deformação isotérmica. Grandes deformações a quente no processo de estampagem exige um controle rigoroso do processo de resfriamento de modo que uma taxa de resfriamento maior facilita a formação completa de martensita.

Li et al. (2014) escrevem em sua pesquisa que o controle e previsão da microestrutura do aço é fundamental para assegurar as propriedades mecânicas do 22MnB5. Ainda segundo

os resultados obtidos pela pesquisa de Li et al. (2014), as microestruturas ferrita, bainita e martensita podem ser obtidas por têmpera da peça quando expostas diretamente a temperatura ambiente com a taxa de arrefecimento de 2, 10 e 50 ° C/s. Ferrita e bainita são as fases que mais facilmente aparecem durante o arrefecimento quando a amostra é temperada com uma pequena taxa de resfriamento, ou reside na temperatura ou próximo do intervalo de cada transformação. Para o processo de estampagem a quente com propriedades mecânicas sobre medida, a região de baixa resistência à tração com ferrita e bainita é melhor controlável e mais fáceis de obter. Para assegurar uma região de alta resistência que consiste principalmente de martensita, a taxa de resfriamento alta e condição de refrigeração contínua devem ser assegurada.

2.4 Influência de elementos de liga

Um material que consiste em apenas um tipo de átomo é simplesmente um metal puro. Cada elemento de liga do aço tem um efeito substancial. Por esta razão é de primordial importância entender suas ações e interação. Os elementos de liga e as taxas de resfriamento são cruciais quando se deseja controlar com precisão as transformações de fase, a fim de atingir propriedades mecânicas adequadas (ORLANDO, 2013). Os elementos com teores de maior representatividade e que influenciam na temperabilidade, na ductilidade e na transformação de fase do aço ao Boro 22MnB5 são descritos a seguir. A **Figura 2.6** ajuda a interpretar o efeito dos elementos adicionados ao aço sobre o diagrama TTT.

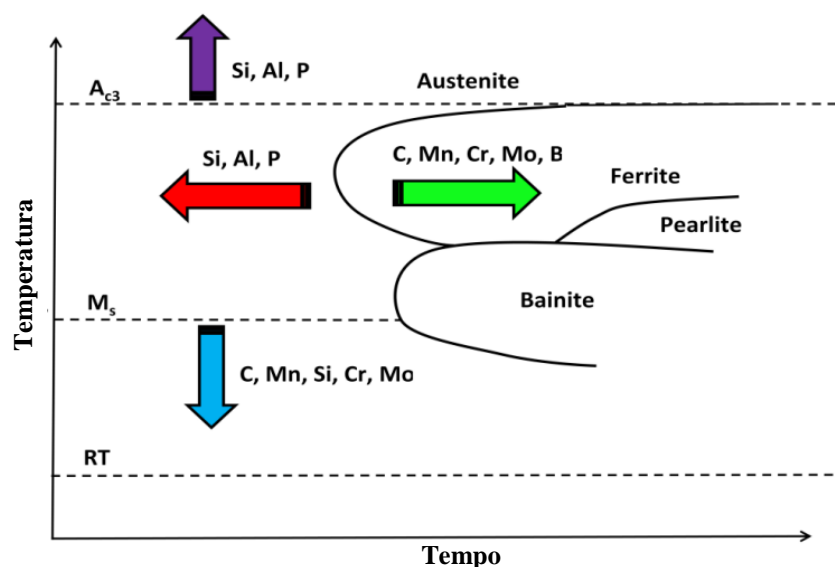


Figura 2.6 - Influência dos principais elementos de liga no diagrama TTT.
Fonte: Adaptado de Orlando (2013).

Os metais formam o mais importante grupo de materiais de construção, graças as suas inúmeras aplicações nos vários segmentos da engenharia. O seu substancial aumento neste emprego deve-se principalmente ao conhecimento contínuo que a humanidade vem adquirindo de suas propriedades, comportamento e métodos de fabricação e manuseio.

Para alguns produtos siderúrgicos, normalmente, além do carbono, seu principal elemento de liga, uma variada gama de impurezas de natureza não metálica ou metálica podem ser encontradas, e que originam reações entre as matérias primas. Essas impurezas são normalmente o enxofre e o fósforo, no entanto o manganês, silício e o alumínio podem também ser considerados impurezas, e às vezes o cobre. A maior parte delas reage entre si ou com outros elementos não metálicos como o oxigênio e às vezes o nitrogênio, e formam inclusões não metálicas que se dá em grande parte, na fase final de desoxidação dos aços. No entanto, algumas inclusões podem ser consideradas benéficas (CHIAVERINE, 1986).

Convém lembrar que o estudo da influência dos elementos químicos nas propriedades de uma liga, deste trabalho, focará nos elementos de maior relevância para o aço 22MnB5. Como o Silício que para a maioria dos aços carbonos, e também para o 22MnB5, contém proporções que variam de 0,05 a 0,3%. Esta quantidade tende a formar com o ferro uma solução sólida, e que nessas proporções não exerce influência acentuada nas propriedades mecânicas da liga, sendo somente um elemento de adição para atenuar a formação de bolhas nos lingotes. A influência do silício é mais acentuada em ferros fundidos, nos quais facilita a formação de grafita por tornar menos estável a cementita (COLPAERT, 2008).

Ainda segundo Colpaert (2008) e Chiaverine (1986), o Manganês, um dos constituintes de maior importância para a avaliação do aço em questão, é intencionalmente adicionado como desoxidante, favorecendo as fundições. O Manganês aumenta a forjabilidade do aço, sua temperabilidade, resistência ao choque, diminui o limite elástico e reduz sua ductilidade. O aço rico em manganês possui maior tendência em trincar durante a têmpera.

Já o Alumínio possui poder desoxidante maior que o silício e o manganês, e é empregado para diminuir ou extinguir o desprendimento dos gases que se agitam na solidificação; favorece ainda a obtenção de texturas granuladas mais finas e atua como elemento controlador do crescimento de grãos nos aços. O Níquel tende a melhorar o refino do grão, diminuindo a velocidade de transformação na estrutura do aço e aumentando a tenacidade de aços ferrítico-perlíticos a baixas temperaturas, com isso aumenta a resistência à tração e aumenta a ductilidade.

Aços com baixo teor de carbono ($>0,25\%p$) não respondem a tratamento térmico que vise à formação da martensita, neste caso o aumento da resistência é conseguido por trabalho a frio. No entanto, ligas com baixo teor de carbono, mas que contenham elementos de liga como cobre, vanádio, níquel e molibdênio em concentrações combinadas apresentam valores de resistência bem superiores às encontradas em aços liga comum quando submetidos a tratamentos térmicos.

2.5 Revestimento de zinco do Aço Eletro galvanizado

Segundo a Intermachinery (2003), a resistividade elétrica de um metal influencia diretamente no seu aquecimento durante a soldagem, onde uma má ajustagem dos parâmetros de soldagem pode produzir variações no processo, tais como, pontos de solda não circulares, com diâmetro abaixo do especificado, expulsão de material ou falta de fusão, e até mesmo eletrodo aderindo na chapa. Ainda segundo a Intermachinery (2003), em especial para a soldagem do aço galvanizado, outro problema que pode ser encontrado, além da diferença de resistividade entre o aço e o zinco, está na diferença do ponto de fusão dos metais. Neste sentido, deve se ter em consideração que o ponto de ebulição do zinco ($905^{\circ}C$), é menor que o ponto de fusão do aço ($1427/1537^{\circ}C$), o que, durante a soldagem, promoverá a sua evaporação.

Outros aspectos de especial atenção é o risco de contaminação da poça de fusão pelo zinco, podendo o elemento incrustar-se a poça atribuindo baixa resistência ao ponto de solda e, da migração do zinco para os eletrodos durante o processo de soldagem, o que pode diminuir sua vida útil. Diante deste contexto, se faz necessário avaliar condições que permitam a remoção do revestimento de zinco antes da soldagem entre duas chapas de aço eletro galvanizado. Adicionalmente, na soldagem dissimilar onde uma das chapas é de aço eletro galvanizado, tais efeitos devem ser criteriosamente avaliados, sendo este um dos objetivos desta pesquisa.

Gedeon e Eagar (1986) analisaram de forma criteriosa os efeitos da remoção da camada de zinco e, entre outros aspectos, estabeleceram um padrão visual para a remoção desta camada de zinco consistindo na formação de uma auréola de zinco ao redor da zona de contato, entre a peça e o eletrodo, e a diferença aparente de tonalidade entre a chapa de aço e o zinco, na medida em que o revestimento é removido.

2.6 Soldagem

Marques et al. (2007) afirma que os procedimentos para unir metais podem ser divididos em duas categorias, os que utilizam a forma macroscópica de união entre os componentes a serem ligados, tais como, a utilização de parafusos e rebites, em que a força de ligação é mantida pela resistência ao cisalhamento e pelo atrito entre as superfícies de contato, e o método baseado nas forças microscópicas (interatômicas e intermoleculares), em que a união é obtida pela aproximação dos átomos, em distâncias suficientemente pequenas onde são formadas as ligações químicas, metálicas e de Van der Waals, como no caso dos processos de soldagem, brasagem e colagem.

Wainer et al. (1992) define soldagem como uma técnica de união entre duas ou mais partes, que assegura a continuidade do material e suas características mecânicas e químicas. Ainda segundo a AWS (2001), soldagem é:

Um processo de união de materiais usado para obter a coalescência localizada de metais e não metais, produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a utilização de pressão e/ou material de adição.

Ou seja, pode ser aplicado a diversos tipos de materiais, como o vidro, o plástico, o ferro, o aço e suas ligas. É uma das atividades mais relevantes no meio industrial, está presente desde os processos de produção até a manutenção. Usado não somente para a união de peças, mas também na deposição de materiais sobre superfícies, no intuito de recuperá-las ou produzir um revestimento com características apropriadas (MARQUES et al., 2007).

Independente do processo, projeto ou procedimento de soldagem, o material fundido e suas adjacências são expostos a ciclos de deformação, ciclos térmicos e, principalmente, transformações metalúrgicas severas, as quais acarretam heterogeneidades de caráter metalúrgico, microestrutural e mecânico. Tais fenômenos têm profunda relação com a resistência mecânica, tenacidade, aparecimento e propagação de trincas, o que faz com que exerçam grande influência na segurança de estruturas soldadas. Do ponto de vista mecânico, portanto, surgem alterações na resposta estrutural dos componentes, ao mesmo tempo em que, do ponto de vista metalúrgico, as diferentes propriedades de material resultantes em cada área podem se mostrar fortemente deletérias à resistência à fratura do sistema (MARQUES et al., 2007, WAINER et al., 1992).

2.7 Soldagem por resistência elétrica

Marques et al. (2007) e Zang e Senkara (2006) dizem que soldagem por resistência elétrica compreende a um grupo de processos, em que, a união de peças metálicas é obtida através do calor gerado na junta pela resistência à passagem de uma corrente elétrica, Efeito Joule, e pela aplicação de pressão, nas peças que tiveram suas superfícies sobrepostas ou em contato topo a topo.

A RWMA (1989) destaca que o processo de soldagem por resistência elétrica diferencia-se dos demais processos de soldagem por não apresentar necessidade de material de adição, fluxos ou gases de proteção. Acrescentando a esse raciocínio, Fonseca e Bracarense (1999) colocam que a soldagem por resistência é bastante utilizada devido a sua alta versatilidade, velocidade e facilidade de automatização.

Segundo Wainer et al. (1992) as peças a serem soldadas por um processo de soldagem por resistência elétrica são colocadas sobrepostas ou topo a topo, e em seguida pressionadas uma contra a outra por meio de eletrodos. Por esses eletrodos ocorre à passagem de uma corrente elétrica elevada, e devida principalmente à resistência elétrica nos pontos de contato entre as peças, incide o aquecimento e posterior fundição na região de contato.

Marques et al. (2007) afirma que em todos os processos de soldagem por resistência ocorre a aplicação simultânea de passagem de corrente elétrica e pressão mecânica, ambas com intensidade e duração apropriadas. O aquecimento é provocado pela passagem de corrente, e a pressão permite a continuação do circuito elétrico; com isso, é possível obter soldas com baixo nível de contaminação. O resfriamento da junta de solda ocorre ainda sobre pressão. Marques et al. (2007) e Wainer et al. (1992) destacam ainda, que a superfície das peças a serem soldadas deve estar livre de óxidos não condutores de eletricidade, camadas de carepas e substâncias orgânicas, garantindo assim a qualidade da solda. Para cada metal, é indicado um procedimento de preparo das superfícies a serem soldadas.

De acordo com Marques et al. (2007, p 296) “o equipamento para soldagem por resistência deve apresentar três sistemas básicos: elétrico, mecânico e de controle”.

O sistema elétrico, nada mais é do que uma fonte de energia, direta ou indireta que pode fornecer corrente contínua ou alternada, conectada a eletrodos. O material dos eletrodos é constituído de ligas com elevada condutividade elétrica e térmica, normalmente com a base feita de cobre, são resistentes ao desgaste e a deformação, sendo que, a geometria na ponta dos eletrodos possui grande controle na qualidade da solda. O resfriamento correto dos

eletrodos tem grande importância na execução das soldas e no tempo de vida útil dos mesmos (HWANG et al., 2011)

Já o sistema mecânico é constituído por um chassi, que tem a função de suportar o transformador de soldagem e todos os outros componentes do sistema elétrico, além de conter um dispositivo para a fixação das peças que serão soldadas e aplicar a pressão nas mesmas durante a soldagem.

Ainda segundo Marques et al. (2007), existem diversos tipos de processos de soldagem por resistência, como:

- Soldagem por ponto (*Resistance Spot Welding* - RSW);
- Soldagem por costura (*Resistance Seam Welding* - RSEW);
- Soldagem por projeção (*Projection Welding* - RPW);
- Soldagem de topo por resistência (*Upset Welding* - UW);
- Soldagem de topo por centelhamento (*Flash Welding* - FW);
- Soldagem por resistência a alta frequência (*High Frequency Resistance Welding* - HFRW); entre outros processos.

Dentre as principais variações do processo, podemos citar a soldagem por resistência elétrica por pontos (*Spot Welding*), largamente utilizada para a soldagem de chapas metálicas, a soldagem por resistência por projeção (*Projection Welding*), muito utilizada para a soldagem de componentes de fixação em chapas e peças e a soldagem de telas de aço galvanizado, e a soldagem por resistência por costura (*Seam Welding*), amplamente utilizada na soldagem de tanques de combustíveis automotivos.

2.8 Soldagem por resistência elétrica por pontos

Zang e Senkara (2006) e Wainer et al. (1992) nos dizem que Soldagem por resistência elétrica por pontos - RSW (*Resistance Spot Welding*) é um processo de soldagem por resistência, onde as duas partes a serem soldadas são pressionadas uma contra a outra, até que o calor gerado pela passagem de corrente entre os eletrodos seja suficiente para soldar as peças. Ou seja, a ligação se dá pela fundição da área de contato entre as peças.

Na RSW é possível obter várias soldas simultaneamente quando são utilizados múltiplos pares de eletrodos. Deste modo, a RWMA (1989) diz que o principal uso da RSW é a união de peças metálicas sobrepostas, em juntas que não necessitam de desmontagem, visando-se ainda o baixo custo e alta velocidade de produção. Marques et al. (2007)

complementa dizendo que a RSW, em geral, é empregada na fabricação de conjuntos e peças, que possuem em sua estrutura chapas metálicas finas, de espessura até 3 mm, onde a estanqueidade da junta e a desmontagem não são necessárias.

O processo pode ser aplicado para diversos tipos de materiais, dentre eles o aço carbono, aços inoxidáveis, alumínio, cobre, magnésio, níquel e suas ligas. Em casos especiais, chapas com 6 mm de espessura também são soldadas pelo processo RSW.

Como mencionado, a Soldagem por resistência elétrica por pontos é o coalescimento localizado de chapas metálicas, que se dá devido ao calor gerado pela resistência do material à passagem de corrente elétrica, em um intervalo de tempo definido, com aplicação de uma força localizada por meio de pressões exercidas pelos eletrodos. A corrente é aplicada até a fusão do material e a força dos eletrodos é aplicada antes, durante e depois da aplicação da corrente elétrica.

Branco (2004) e Marques et al. (2007) escrevem ainda que a geração de calor para a fusão se dá por efeito *Joule*, e pelo fato do curto caminho percorrido pela corrente elétrica no material base e ao baixo tempo de soldagem, altas correntes elétricas são necessárias para a realização da soldagem. Marques et al. (2007) cita ainda que a geração de calor no local da solda resulta da ação combinada de três parâmetros:

- 1 – Corrente elétrica;
- 2 – Resistência Ôhmica da junta a ser soldada;
- 3 – Tempo de aplicação da corrente de soldagem.

Agrupando estes termos em uma só expressão, apresenta-se na equação abaixo, à lei de *Joule* aplicada ao condutor:

$$Q = I^2 \times R \times t \quad [1]$$

Onde:

Q = calor gerado (J),

I = corrente elétrica (A),

R = resistência do condutor (Ω),

T = tempo (s).

Por esta equação, pode-se concluir que o fator que mais influência no calor gerado é a corrente elétrica, por ser o termo de maior expoente. Branco (2004) e Fonseca e Bracarense (1999) colocam que parte do calor gerado, durante a soldagem, é utilizada para provocar a solda e parte é perdida por condução, convecção e radiação para o material de base e eletrodo. Ainda segundo Branco (2004) a proporção destas perdas é geralmente desconhecida.

A lei de *Joule* aplicada a condutores é comumente utilizada para representar a quantidade de calor gerada no processo RSW, entretanto ela pode ser considerada muito simplificada para esse processo, pois a resistência varia de modo complexo durante a soldagem em função de fatores como: a força aplicada pelos eletrodos, a temperatura, o tempo e características do material soldado. Sendo assim, pode-se expressar o calor gerado no processo como a integral da potência elétrica durante o tempo de soldagem conforme a equação abaixo (WANG et al., 2009):

$$Q = \int_0^t I^2 \times R \times dt \quad [2]$$

Onde:

Q = calor gerado (J),

I = corrente elétrica (A),

R = resistência do condutor (Ω),

T = tempo (s).

2.9 Parâmetros de Regulagem e Variáveis do Processo

Os parâmetros e as variáveis de um processo são os principais fatores que determinam o sucesso de uma boa execução do procedimento, além de garantir as propriedades mecânicas desejadas, garantem também uma adequada qualidade ao produto final. Na soldagem por pontos existem três parâmetros principais que regulam o processo, sendo esses a intensidade de corrente, o tempo de soldagem e a força exercida pelos eletrodos. Já as variáveis, existem inúmeras, sendo as principais: o material e geometria dos eletrodos, refrigeração dos eletrodos e espessura e material das chapas. A resistência elétrica da peça não é um parâmetro direto do processo de soldagem, mais é um fator governante na geração de calor.

2.9.1 Resistência Elétrica

Nascimento (2008) em seu trabalho sobre os parâmetros de soldagem por ponto, diz que o calor gerado pelo efeito Joule é o responsável pela união das chapas durante a soldagem, e este efeito depende diretamente da corrente, do tempo e da resistência elétrica do material.

Na **Figura 2.7** observa-se que a resistência final é a soma das resistências no circuito por onde a corrente passa, sendo as resistências dos eletrodos (R_{B1} e R_{B4}), as resistências das chapas (R_{B2} e R_{B3}), as resistências de contato (R_{C1} , R_{C2} e R_{C3}) e (R_{C2}) a resistência da solda, local onde se deseja obter a maior temperatura. Para que isso ocorra, os eletrodos são fabricados com materiais de baixa resistência elétrica e que se deformam facilmente, diminuindo assim as resistências elétricas R_{C1} e R_{C3} . Nascimento (2008) coloca ainda que, a resistência elétrica na interface entre as peças permanece entre valores de 50 a 500 $\mu\Omega$, contudo pode atingir valores de 20 $\mu\Omega$ para o caso do alumínio. Ainda segundo Nascimento (2008) quanto menor o valor da resistência, maior deve ser a intensidade de corrente.

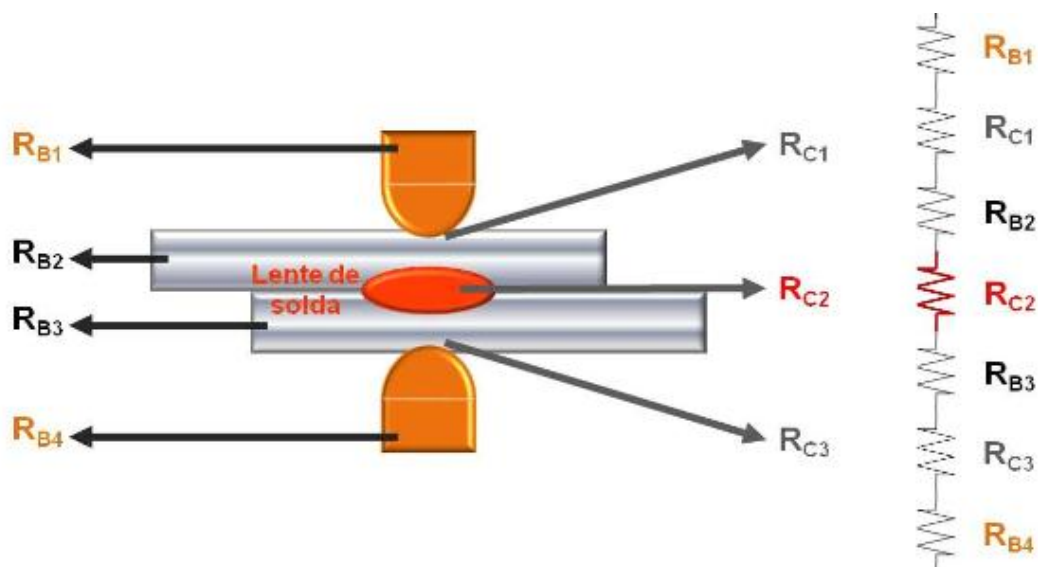


Figura 2.7 - Resistência à passagem de corrente no processo de Soldagem por Ponto.
Fonte: Nascimento (2008).

2.9.2 Corrente

Para Vargas (2006) a corrente é o parâmetro que mais influência na geração de calor durante a soldagem por ponto, sendo que, as variações em sua magnitude alteram expressivamente as propriedades da solda. As variações na corrente podem atingir valores

muito baixos, para soldas de componentes eletrônicos, e valores elevados no caso da indústria automobilística. Tanto a corrente alternada quanto a contínua podem ser utilizadas no processo.

As variações na magnitude da corrente podem afetar a densidade de corrente na interface da solda. Branco (2004) e Nascimento (2008) concordam que existe um limite inferior e um limite superior para a densidade de corrente. Se o limite inferior não for observado, não ocorrerá fusão, e se a densidade de corrente ultrapassar o limite superior o eletrodo penetrará na peça, abaixando com isso, a vida útil do eletrodo. De tal modo, para uma dada força de aplicação dos eletrodos, há uma corrente máxima, acima do qual o metal sob os mesmos parâmetros é expulso violentamente provocando soldas com defeito.

Branco (2004) ressalta ainda que a projeção de metal é um importante fenômeno que pode ser observado comumente durante o processo de soldagem por resistência, a expulsão envolve perda de metal do ponto de solda, e conseqüentemente reduz as forças de soldagem.

2.9.3 *Tempo de Soldagem*

Assim como a corrente, o tempo de soldagem é um parâmetro relevante para o processo. De acordo com Machado (1996) e conforme pode ver visto na **Figura 2.8** este tempo é dividido em frações. O tempo de acostamento é o momento que se leva do início do movimento das pinças até quando os eletrodos apoiam-se às chapas a serem soldadas, em andamento segue-se o tempo de pré-pressão, o tempo de subida de corrente (“*slope-up*”) que é o tempo necessário para que a corrente atinja o seu valor programado. Alcançado este valor, sucede-se o tempo de corrente, período este em que ocorre a soldagem, e em seguida o tempo de descida de corrente (“*slope-down*”). De acordo com Vargas et al. (2007) altas corrente e tempo menores favorecem a resistência e acabamento do ponto de solda.

Finda a passagem de corrente, o tempo de retenção é o período onde o sistema ainda é mantido sobre pressão, é neste momento que ocorre a solidificação do metal fundido, completando assim a união das chapas. Por último, sobrevém o tempo de abertura (cadência), onde ocorre o descarregamento das forças e afastamento dos eletrodos. Fonseca (1999) cita que o calor gerado na junta de solda é diretamente proporcional ao tempo de aplicação da corrente elétrica, portanto é importante que o tempo seja otimizado em função dos parâmetros de soldagem.

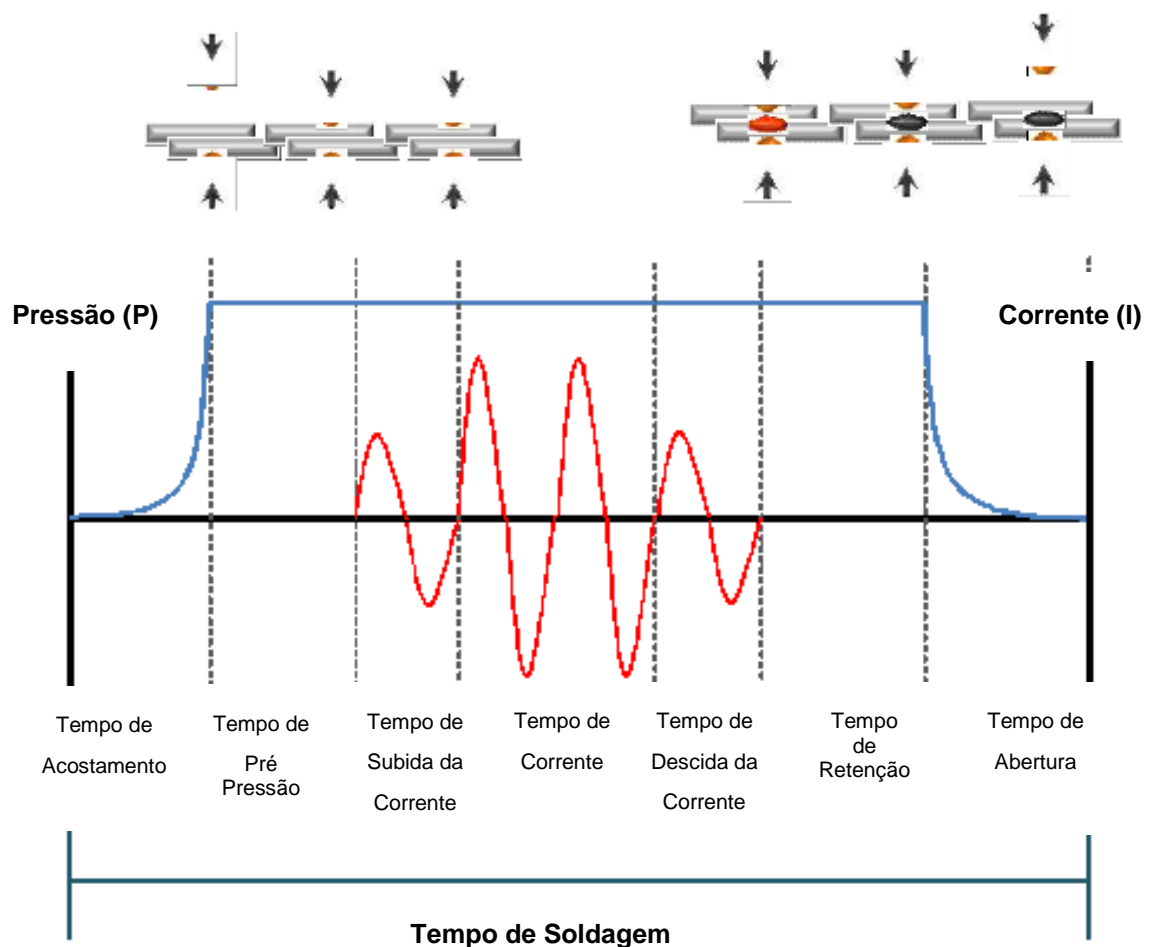


Figura 2.8 - Representação esquemática do tempo de Soldagem.
Fonte: Adaptado de Nascimento (2008).

2.9.4 Força (Pressão)

Wainer et al (1992) afirma que a força aplicada durante o processo de soldagem por pontos é um parâmetro de grande influência na resistência elétrica do sistema e na qualidade dos pontos de solda. Kaiser et al. (1982) reforça ainda dizendo que, forças pequenas aumentam a resistência elétrica, devido ao contato incompleto entre as superfícies, e elevadas pressões podem ocasionar marcas superficiais ou deformação excessiva no material base. Concordando com esse raciocínio Machado (1996) escreve que a força aplicada aos eletrodos se comporta de forma inversamente proporcional à resistência elétrica do sistema.

Fonseca e Bracarense (1999) constataram que a força exercida pelo eletrodo mensurada por uma célula de carga posicionada no sistema mecânico de acionamento da pinça, varia ao longo da soldagem, como pode ser visto na **Figura 2.9**.

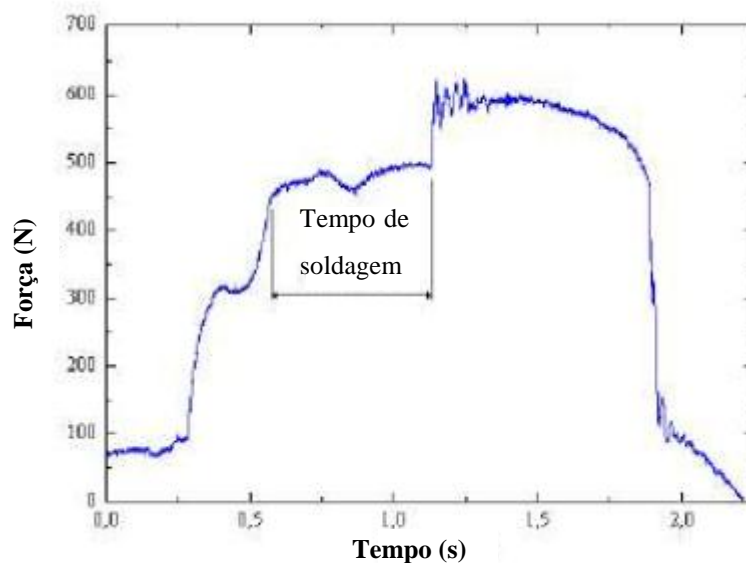


Figura 2.9 - Curva de força aplicada no processo de soldagem.
Fonte: Fonseca e Bracarense (1999).

2.9.5 Eletrodo

Branco (2004) e Vargas (2006) concordam que os eletrodos exercem um papel fundamental no processo de soldagem por pontos, pois, é por eles que flui a corrente, o que permite a geração de calor, além de exercerem a pressão necessária sobre as peças e refrigerar a região de solda.

A dissipação de calor no ponto de solda deve ser feita ainda sobre pressão dos eletrodos, e com o auxílio de um sistema de passagem de água sobre pressão pelos mesmos. Tal sistema pode ser visto na **Figura 2.10**. Baseado em tal definição, Nascimento (2008) verifica que o sistema de refrigeração funciona com eficácia, uma vez que estabiliza as temperaturas no eletrodo, permitindo o prolongamento de sua vida útil. Vargas (2006) coloca ainda que o tempo de vida dos eletrodos é determinado em função do número de soldas que ele pode realizar.

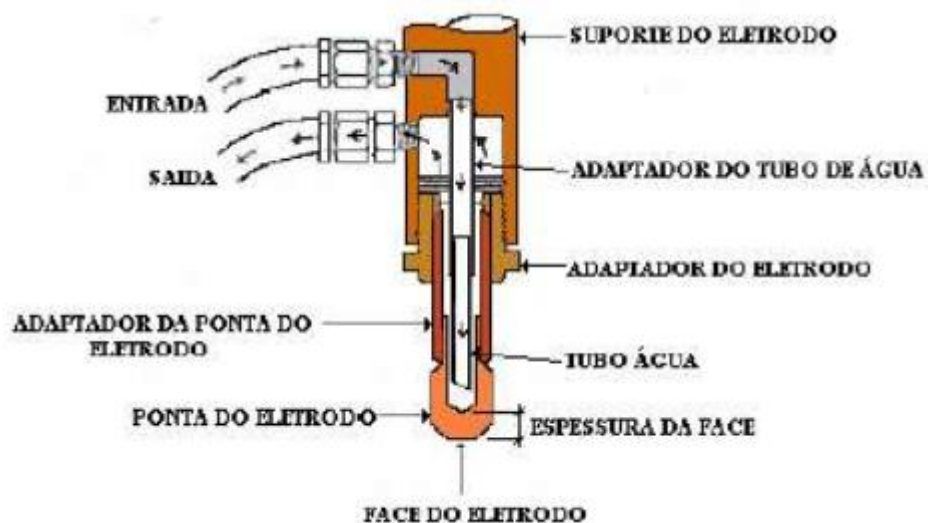


Figura 2.10- Refrigeração do Eletrodo
 Fonte: Adaptado de Nascimento, (2008).

Machado (1996) destaca que pelos eletrodos terem um papel muito importante na soldagem por pontos, eles são fabricados com diferentes geometrias, sendo que cada uma tem a sua finalidade e aplicação. Estas geometrias definem a densidade de corrente que vai passar pelas peças a serem soldadas.

Segundo a RWMA (1989) os eletrodos utilizados nos processos de soldagem por resistência elétrica, são subdivididos em vinte classes, em que cada classe atende a um determinado grupo de aplicação. Essas classes ainda são definidas em função do material a ser soldado, intensidade de corrente, força de compressão e condutividade.

2.9.6 Condições Superficiais do Material Base

Para Wainer et al. (1992) as condições da superfície das peças a serem soldadas são de fundamental importância para se obter soldas de boa qualidade. As superfícies devem ser livres de óxidos, sujeira, óleos e outros contaminantes, pois influenciam diretamente na resistência de contato. Ainda segundo Wainer et al. (1992) as condições de preparo da superfície variam para cada material.

2.9.7 Máquinas de Solda por Ponto

Segundo Branco (2004) o equipamento empregado para realizar os pontos de solda é chamada de “máquina de solda a ponto”, sendo que, este equipamento pode ser estacionário ou como pinça suspensa.

Wainer et al (1992) define que as máquinas utilizadas em processos de Soldagem por Resistência são compostas por três componentes fundamentais: Sistema mecânico, circuito elétrico e sistema de controle.

O sistema mecânico é aquele em que a peça é fixada e a força do eletrodo é aplicada por meios hidráulicos, pneumáticos, magnéticos ou mecânicos. Deve proporcionar rápida aproximação dos eletrodos sem, contudo, danificá-los por pancadas.

O circuito elétrico consiste de um transformador, que tem por função regular a corrente de soldagem. E o sistema de controle, como seu próprio nome diz, controla o processo de soldagem. Esses três elementos juntos, regulam as três principais variáveis da soldagem por resistência: intensidade de corrente, tempo de soldagem e força do eletrodo.

As soldas a ponto são amplamente utilizadas na indústria automobilística, porque são fáceis de usar e não adiciona peso ao corpo do automóvel. No entanto, esta técnica tem deficiências em termos de durabilidade, ou seja, a maioria dos danos ocorridos em carrocerias de automóveis é devida a fadiga ocasionada em juntas soldadas. Portanto, a compreensão das características mecânicas das juntas soldadas a ponto, é crucial para avaliar a solidez da estrutura.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Os materiais e métodos são apresentados neste capítulo de forma resumida em três etapas distintas, a primeira etapa descreve os materiais utilizados no trabalho, a segunda apresenta os equipamentos e métodos para a produção dos pontos de solda e, por fim, a terceira parte demonstra os ensaios realizados para caracterização dos pontos de solda, bem como o planejamento experimental desenvolvido, para avaliação da influência dos parâmetros de processo de solda a ponto, aplicado a soldagem dos aços dissimilares 22MnB5 e o aço eletrogalvanizado.

3.1 Sequenciamento do Planejamento Experimental

Por ser uma soldagem pouco explorada, foi indispensável à realização de testes preliminares para conhecer o comportamento dos materiais quando submetidos à soldagem a ponto. Nesta etapa, foram realizados inicialmente experimentos de simulação física, variando de forma crescente o tempo de preaquecimento e corrente de preaquecimento em condições diversas, que permitissem verificar a quebra da camada de zinco. A validação da quebra da camada ocorreu pela inspeção visual amplificada com um microscópio de obtenção de imagem macroscópica.

Estabelecidos os níveis de pré-aquecimento, que tornavam efetiva a quebra da camada de zinco do aço eletrogalvanizado, novos ensaios foram feitos. Neste momento do trabalho, aplicaram-se as fases de pré-aquecimento e soldagem nas chapas de aços dissimilares. Com os níveis de pré-aquecimento já estabelecidos na fase anterior, estabeleceu-se um arranjo combinatório entre os níveis de pré-aquecimento e as variações de tempo e corrente de soldagem. Os melhores parâmetros foram escolhidos, levando-se em conta quatro principais fatores: a inspeção visual da região soldada, indentação do ponto de solda, resultado do ensaio de cisalhamento e a medição do diâmetro do ponto de solda fraturado. O ponto deveria inicialmente apresentar boa aparência, e indentação entre 10% e 30% da espessura da chapa. A união não era considerada se houvessem defeitos facilmente visíveis e indentação muito superficial ou deveras profunda. Caso a aparência na inspeção visual e de indentação fossem atendidas, a amostra soldada era submetida ao ensaio de cisalhamento e posterior teste de medida do diâmetro do ponto de solda fraturado. A união era considerada válida caso a amostra não apresentasse defeito visuais aparentes.

Com os melhores envelopes operacionais estabelecidos, novas soldas foram realizadas e posteriormente submetidas a análises metalográficas, ensaio de dureza e caracterização metalográfica. Definindo assim, o melhor arranjo de parâmetros de pré-aquecimento e soldagem para a produção de soldas a ponto entre o aço 22MnB5 e um aço eletro galvanizado. Na **Figura 3.1** pode-se observar de forma esquemática a metodologia adotada.

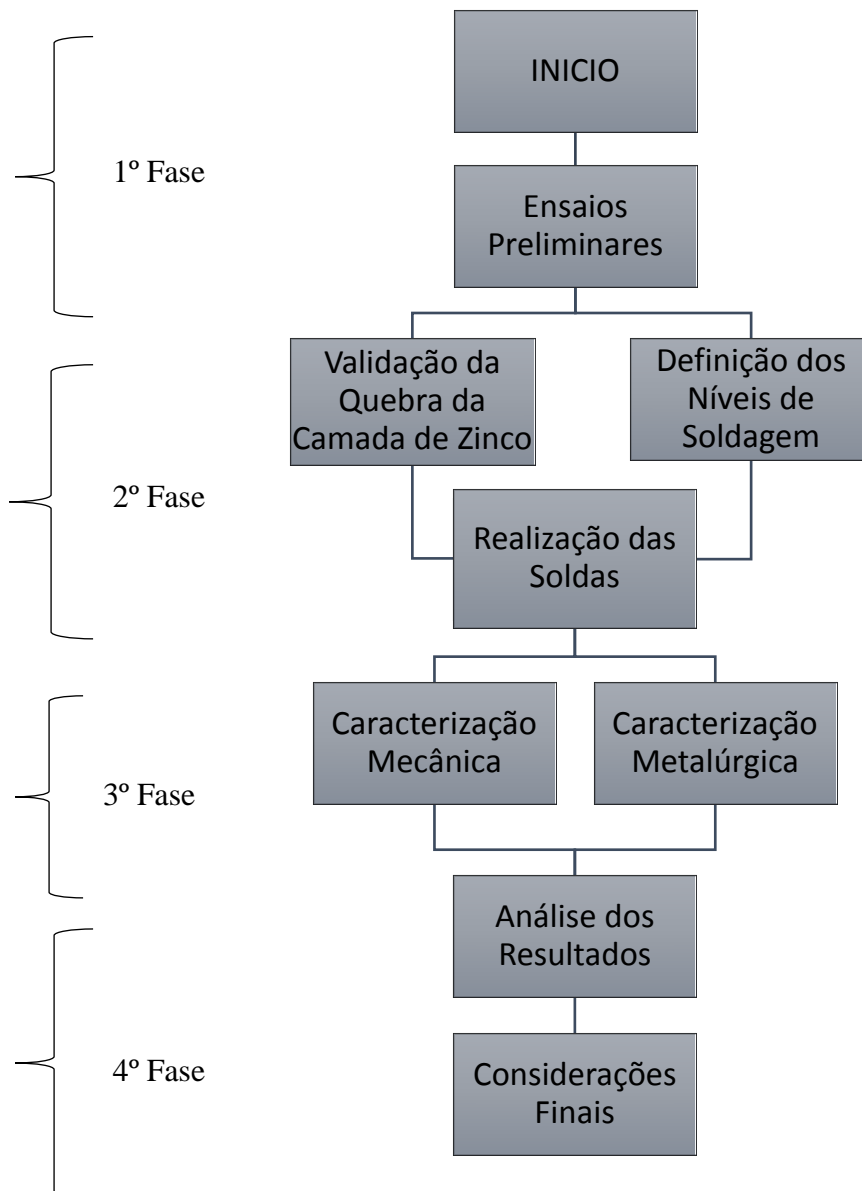


Figura 3.1 - Cronograma de atividades para o desenvolvimento do presente trabalho.

3.2 Materiais

Foram utilizadas neste trabalho chapas do aço boro 22MnB5, comercialmente conhecido como USIBOR 1500 e chapas do aço carbono AISI 1006 galvanizadas por eletrodeposição, comercialmente conhecido como USIGALVE-EEP-PC, ambas as chapas com espessura de 1 mm e dimensões especificadas na norma do teste de cisalhamento AWS/SAE D8.9M (2002). O procedimento experimental foi aplicado para a soldagem de juntas dissimilares entre os aços 22MnB5 e USIGALVE-EEP-PC. A composição química nominal do fabricante do aço 22MnB5 está expressa na **Tabela 3.1**, e a composição química do aço eletro galvanizado USIGALVE-EEP-PC está indicada na **Tabela 3.2**.

Tabela 3.1 - Composição Química do aço 22MnB5.

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Nb	V
	%	%	%	%	%	%	%	%	%
Material	0,24	0,23	1,24	0,021	0,002	0,047	0,01	0,003	0,003
22MnB5	Ti	Cr	Ni	Mo	Sn	N	B	CA	Pb
	%	%	%	%	%	%	%	%	%
	0,048	0,20	0,01	0,01	0,001	0,0052	0,0036	0,0021	0,004

Fonte: Fornecido de Usiminas (2015).

Nota: Composição química (% peso)

Tabela 3.2 - Composição Química do aço eletro galvanizado USIGALVE-EEP-PC.

Material	C	Mn	P	S	Al	Zn
	%	%	%	%	%	g/m ²
USIGALVE-EEP-PC	0,06	0,35	0,025	0,025	0,02	40-60

Fonte: Adaptado de Usiminas (2010)

Nota: Composição química (% peso)

Foi realizado no aço 22MnB5 tratamento térmico de têmpera a 910° C com permanência no forno de 5 minutos e resfriamento em água a temperatura ambiente, de modo a se obter uma microestrutura martensítica semelhante a encontrada após o processo de estampagem a quente. Segundo Lian-fang et al. (2011) tais características de tratamento condicionam ao aço melhor combinação de resistência, alongamento e dureza. Antes do tratamento térmico as amostras foram limpas, com feltro, para eliminar impurezas e óleos,

prejudiciais ao tratamento. Nas **Tabelas 3.3 e 3.4** estão apresentadas as propriedades mecânicas do aço 22MnB5 e do aço eletrogalvanizado respectivamente.

Tabela 3.3 - Propriedades Mecânicas do aço 22MnB5.

Propriedades Mecânicas 22MnB5	Limite de escoamento	Limite de Resistência	Alongamento	Dureza
	MPa	MPa	% min	HV
Antes da Estampagem	415	580	28,4	190
Depois da Estampagem	1132	1480	6,5	540

Fonte: Adaptado de MatWeb (2016)

Tabela 3.4 - Propriedades Mecânicas do aço galvanizado.

Propriedades Mecânicas	Limite de escoamento	Limite de Resistência	Alongamento	Dureza
	MPa	MPa	% min	H RB
USIGALVE-EEP-PC	130/200	250/350	37	50 máx

Fonte: Fornecido de Usiminas (2010)

3.3 Quebra do revestimento de zinco do Aço Eletrogalvanizado

Baseando-se nos estudos realizados por Gedeon e Eagar (1986), Nascimento (2008) e Baldim (2014), procurou-se validar a quebra da camada de zinco, com a aplicação de uma corrente de pré-aquecimento anterior à aplicação da corrente de solda. A comprovação do efeito da limpeza foi observada pela avaliação da região no microscópio, obtendo imagens macroscópicas, lembrando que a remoção para ser completa deve ocorrer tanto na face externa como na interna da chapa.

Para a realização dos experimentos foram preparados corpos de prova com dimensões conforme recomendação da norma AWS/SAE D8.9M (2002). O equipamento de soldagem foi ajustado para realizar a Pré-pressão e a execução apenas da etapa de preaquecimento, sem, contudo realizar a fase de soldagem do ponto, visto que o objetivo desta etapa era a avaliação da limpeza da região a ser soldada. Por observação de melhores resultados de limpeza do zinco, a chapa de aço galvanizado foi mantida na parte superior da junta. A **Tabela 3.5** apresenta os ajustes dos parâmetros fixo utilizados na realização deste trabalho.

Vale lembrar que, após sofrer tratamento térmico de têmpera, as chapas do aço 22MnB5 apresentaram alguma deformação em virtude da pouca espessura da chapa. Devido ao retorno elástico característico do material, não foi possível remover tal deformação; o que tornou necessária a aplicação de uma força de compressão e tempos de pré-pressão maiores para garantir um perfeito contato entre as chapas durante o procedimento de soldagem. Ensaio no laboratório mostraram que um bom valor de força de compressão dos eletrodos de trabalho era de 4,5 bar; esse valor de compressão foi utilizado durante todo o experimento. Tal observação também foi feita pela WordAutoSteel (2014), que diz que forças de compressão maiores são necessárias em aços de alta resistência em comparação com as utilizadas em aços macios.

Tabela 3.5 – Parâmetros fixo de regulagem na máquina de solda para validação da quebra da camada de zinco.

Parâmetro	Valor
Pré Pressão 1	4,5 bar/ 50 ciclos
Pré Pressão 1	4,5 bar/ 50 ciclos
Subida/Descida de corrente	0/0
Pós Pressão	4,5 bar/ 30 ciclos
Impulso	1
Intervalo/Resfriamento	0/0

Para a realização dos experimentos, foram estabelecidos níveis de corrente de preaquecimento, e o tempo de sua aplicação, dado em ciclos, foi alterado de forma crescente, até que, para aquele nível de corrente previamente definido ocorresse à soldagem entre as chapas. Após cada experimento realizado, nas amostras onde não ocorreu a união, as chapas foram separadas umas das outras para avaliação.

3.4 Soldagem

De posse dos parâmetros de preaquecimento que apresentaram melhor representatividade na limpeza da camada de zinco, as chapas de aço eletro galvanizado e do aço 22MnB5 foram soldadas conforme metodologia proposta anteriormente. Para todos os parâmetros de preaquecimento selecionados na etapa anterior, foram realizados novos ensaios; no entanto, neste momento, as etapas de preaquecimento e soldagem foram aplicadas conjuntamente. Como todos os desenvolvimentos realizados tem a pretensão de melhor caracterizar o processo em questão, optou-se por trabalhar com uma metodologia, que melhor abrangesse as possibilidades de conjuntos operacionais de parâmetros possíveis, de se utilizar

durante a soldagem dos aços em questão, sem deixar de lado a qualidade do processo. Sendo assim, para cada parâmetro de preaquecimento tido como ótimo, combinou-se com diferentes níveis de corrente de soldagem bem como tempo de aplicação desta corrente, de modo a formar um arranjo completo que englobasse ao máximo as possibilidades de trabalho de soldagem entre esses dois aços.

A escolha dos níveis de corrente e tempo de aplicação da corrente foram baseados nos trabalhos de Baldim (2014) e Bacic (2016) e no comportamento de soldagem entre os dois aços, observado durante o trabalho. Baldim (2014) buscou avaliar a influência dos principais parâmetros de solda a ponto entre duas chapas de aço eletro galvanizado, mesmo material utilizado no presente trabalho, encontrando valores ótimos dos parâmetros de soldagem, utilizando para isto, ferramentas estatísticas com base no projeto e análise de experimentos. Bacic (2016), por sua vez, estudou o comportamento de formação do ponto de solda entre duas chapas do aço 22MnB5. Sendo assim, pelo estudo dos dois trabalhos mencionados acima, procurou-se encontrar os melhores parâmetros de soldagem a ponto que melhor atendesse as características estruturais e de comportamento entre os dois aços. As respostas escolhidas no experimento foram à resistência ao cisalhamento, a deformação observada na força máxima de ruptura, o diâmetro da lentilha de solda, a indentação e o tipo de fratura observada posterior ao ensaio de cisalhamento, além de respostas auxiliares, como a microdureza e microestruturas encontradas no ponto de solda e ZTA.

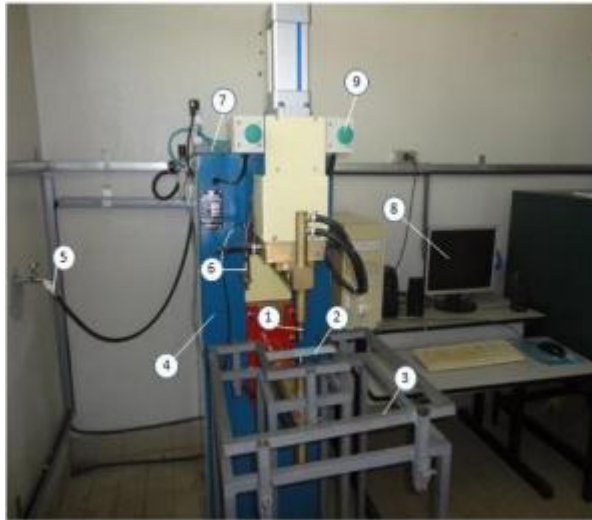
Os ensaios de solda foram duplicados, de modo a confirmar a repetibilidade dos resultados, nos casos onde as respostas foram discordantes, um terceiro ensaio de solda foi realizado. Outro cuidado tomado durante a realização dos experimentos foi a sua execução de forma randômica, evitando realizar as soldas de forma crescente nos níveis de corrente. Para que, com isso fosse evitado o efeito de interação linear entre as variáveis de planejamento.

3.5 Equipamentos e Métodos

3.5.1 Máquina de soldagem RSW

O equipamento de soldagem é de fundamental importância na obtenção de soldas a ponto, dentro dos padrões de qualidade exigidos. O equipamento de soldagem a ponto por resistência elétrica utilizado neste trabalho, foi uma máquina estacionária da marca Presol Transweld®, modelo TWPRV50, com potência nominal de 50 kVA, CA, alimentação de 220V e corrente máxima de 6kA, **Figura 3.2**, do Laboratório de Soldagem – LSO da

Universidade Federal de Itajubá. O equipamento possui uma capacidade de ajuste de 15 parâmetros, o que possibilita o ajuste do equipamento para isolar diferentes etapas da soldagem.



1. Eletrodo
2. Corpo de prova
3. Dispositivo para fixar o corpo de prova
4. Estacionária Presol TWPRV50 6kA
5. Água de refrigeração
6. Sensor LVDT Metrolog
7. Condicionador digital Metrolog SD 20
8. Interface
9. Botão de acionamento pneumático

Figura 3.2- Equipamento de soldagem RWS utilizado no respectivo trabalho.

Na **Tabela 3.6** é possível encontrar os 15 parâmetros de regulagem que são permitidos pela máquina. Os parâmetros podem ser ajustados de forma independentes que acordo com a necessidade e aplicação requeridas.

Tabela 3.6 - Parâmetros de regulagem do equipamento de soldagem RSW.

Pré Pressão 1	Corrente solda	Pós-pressão
Pré Pressão 2	Intervalo	Impulsos
Ciclo de Preaquecimento	Resfriamento	Subida de corrente
Corrente de Preaquecimento	Ciclo de Revenimento	Descida de corrente
Solda ciclo	Corrente de Revenimento	Pressão da rede de ar comprimido

3.5.2 Eletrodos de soldagem

Os eletrodos de trabalho, **Figura 3.3**, são de cobre cromo zircônio, classificados, segundo RWMA (1989), como sendo do grupo A, classe 2. Ambos os eletros são do tipo “cap” fêmea, com formato cone truncado a 15°, diâmetro da ponta de 5 mm, diâmetro do corpo 15,8 mm (5/8”) e comprimento total de 70 mm. Pela recomendação do fabricante, os eletrodos devem sofrer refrigeração durante o processo de soldagem, de modo a garantir desempenho adequado e assim evitar sua excessiva degradação.



Figura 3.3 - Eletrodo de solda RSW.

3.5.3 Produção das juntas

Foram produzidas juntas sobrepostas conforme norma AWS/SAE D8.9M (2002), exemplificada na **Figura 3.4**.

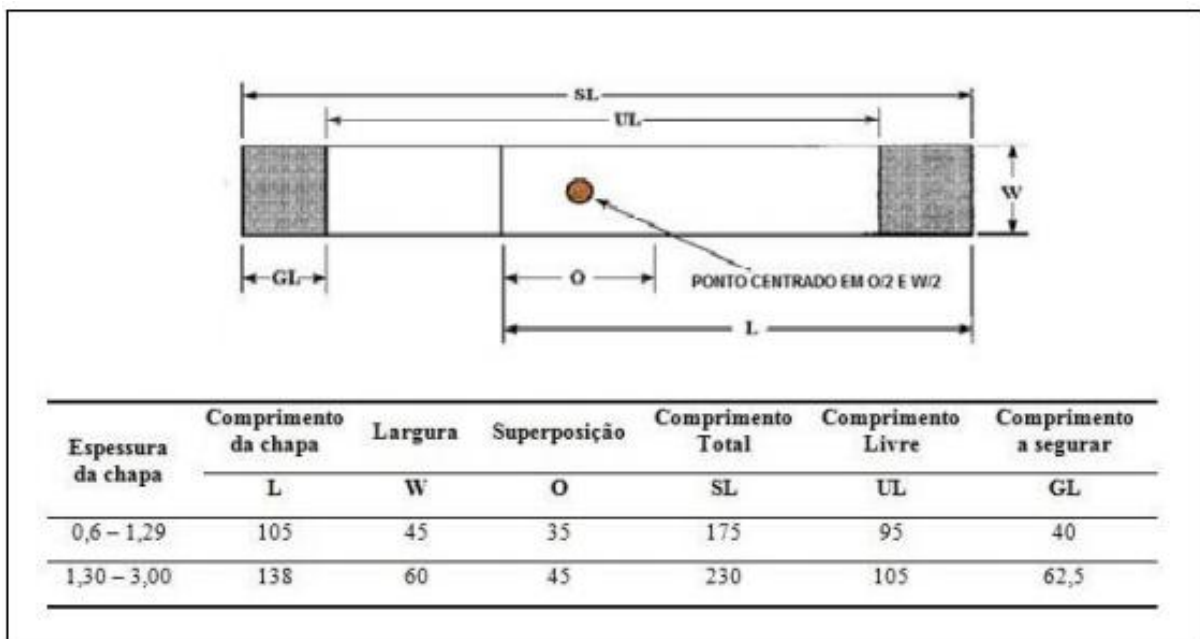


Figura 3.4 - Dimensões do corpo de prova segundo norma
Fonte: AWS/SAE D8.9M (2002).

As superfícies das chapas do aço 22MnB5 foram limpas com lixa e pano, momentos antes da soldagem, para eliminar possíveis elementos contaminantes, como graxas, óleos, óxidos e outras impurezas que pudessem interferir nos resultados dos testes de soldagem.

As soldas foram realizadas sempre com a chapa do aço eletro galvanizado na parte superior da união. Tal posicionamento das chapas foi selecionado depois da observação da melhor condição da quebra da camada de zinco.

3.6 Ensaios e Análises

Ensaios e análises foram realizados para avaliação da qualidade da solda. Os pontos de solda obtidos em cada faixa de soldabilidade foram analisados envolvendo os itens de análises externas; análises internas e propriedades mecânicas.

3.6.1 *Inspeção visual e indentação*

A inspeção visual embora simples é um método bastante utilizado pela indústria. Nas análises externas dos pontos de solda deste trabalho, observou-se a indentação, a expulsão e a deformação da geometria dos pontos de solda. Para estas análises os corpos de provas não necessitaram de preparação prévia.

Os critérios de avaliação foram observar se a superfície do ponto de solda estava uniforme, relativamente plana, livre de fusão superficial, descoloração ao redor da solda, indentação profunda, trincas e outros fatores que indicassem a fragilização do ponto ou mau funcionamento do equipamento, bem como a necessidade de manutenção dos eletrodos.

Já a indentação, impressão deixada nas chapas soldadas devido à aplicação de pressão e corrente por meio dos eletrodos, segundo a AWS/SAE D 8.9 (2002) não é um fator de reprovação. Mas sabe-se que indentações muito pequenas é um sinal de que a solda é de má qualidade e indentações muito elevadas é sinal de parametrização indevida, além de comprometerem o acabamento das soldas. Como valor orientativo, normalmente em aplicações industriais relacionados ao setor automotivo, esta indentação máxima se situa na faixa aceitável de 20% da espessura da peça.

As medidas das indentações foram realizadas com o auxílio de uma mesa de desempenho e um relógio comparador com 0,01 mm de resolução. O instrumento de medição foi fixado a uma base magnética e colocado sobre a mesa de desempenho, zerado no ponto mais profundo da indentação e realizada a medida nas bordas do ponto de solda. Quatro medidas defasadas em 90° foram aferidas para cada ponto de solda, de modo a compensar empenamentos.

3.6.2 *Ensaio de Cisalhamento por Tração*

A facilidade de reprodução e a reprodutibilidade dos resultados tornam o ensaio de cisalhamento por tração, um dos mais importantes de aplicação, para avaliação de soldas a ponto. Tal ensaio permite que as deformações promovidas no material sejam distribuídas

uniformemente por toda a área do ponto de solda, até ser atingida à carga máxima, permitindo com isso medir satisfatoriamente a resistência do ponto (SOUZA, 1982). A resistência mecânica das soldas foi avaliada segundo a norma AWS/SAE D8.9M (2002) por meio da realização de testes de cisalhamento por tração. O ensaio consiste na aplicação de uma carga de tração uniaxial crescente no corpo-de-prova até a ruptura, medindo com isso, a variação do comprimento em função da carga. A principal vantagem do ensaio é fornecer dados quantitativos das características mecânicas do material e ponto de solda (ZHANG; SENKARA, 2006).

O corpo de prova foi colocado em um equipamento universal de ensaios, **Figura 3.5**, que por meio de um movimento de tração solicita o ponto de solda a esforços de cisalhamento. Após os ensaios, obteve-se a resistência máxima de ruptura da solda juntamente com o gráfico de tensão x deformação fornecido pelo equipamento. A velocidade de ensaio foi de 1 mm/min e carga de 7000 N. O ensaio foi realizado no Laboratório de Ensaios Destrutivos da Universidade Federal de Itajubá, por meio da utilização de uma máquina de tração EmicDL2000®.

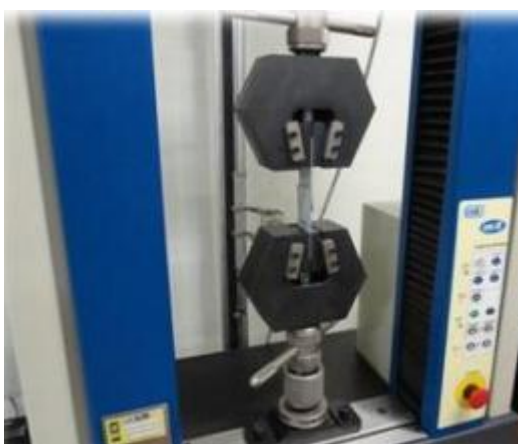


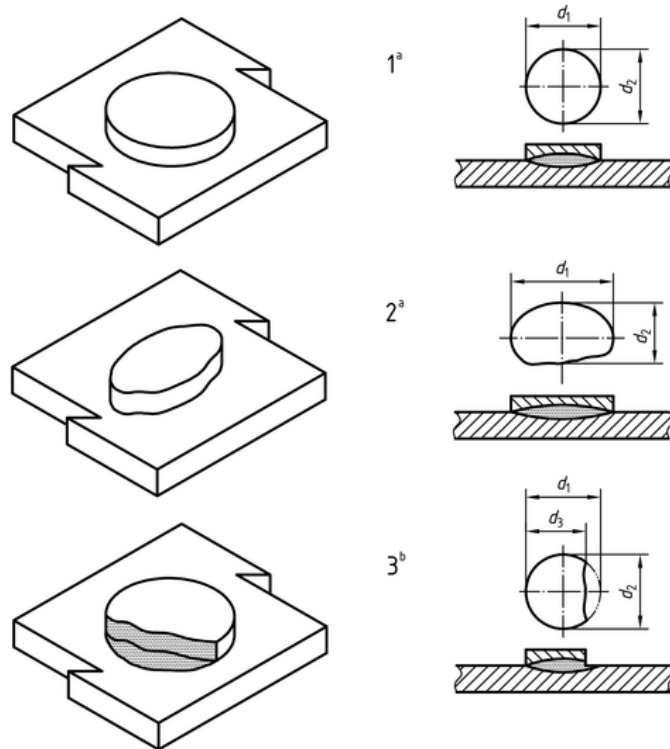
Figura 3.5 - Máquina de ensaio universal.

3.6.3 *Análise do diâmetro do ponto de solda após fratura*

Os testes de cisalhamento por tração são realizados pela aplicação de uma força, predominantemente de tração, que resulta em uma sollicitação primariamente normal à interface entre as chapas soldadas, e que permitem avaliar o modo de fratura ocorrido durante o ensaio e o diâmetro da lente de soldagem.

O teste de cisalhamento por tração para o presente estudo foi realizado como metodologia citada acima. Em seguida a fratura, o procedimento para avaliação do ponto de solda, recomenda que sejam realizadas duas medições da zona fundida da lente, conforme

demonstrado na **Figura 3.6**, o ponto deve ser medido duas vezes (d_1 e d_2), com uma defasagem de 90° em relação às duas medições, o diâmetro resultante será a média aritmética. A medição do diâmetro da lente foi realizada com o auxílio de um paquímetro com 0,05 mm de resolução, e obedeceram à norma DIN EN ISO14273 (2002). Segundo Branco (2004), a qualidade da solda é avaliada pelo diâmetro da lente de solda que ficará aderido a uma das partes, e pelo modo de ruptura obtido.



1 Simétrica

2 Assimétrica

3 Parcial

$$^a d = dp = (d_1 + d_2)/2$$

$$^b d = (d_1 + d_2)/2 \text{ e } dp = (d_2 + d_3)/2$$

Figura 3.6 - Representação do procedimento do cálculo do diâmetro do ponto de solda

Fonte: DIN EN ISO 14273 (2002)

3.6.4 Ensaio de Microdureza

Um aspecto que deve ser considerado na previsão do comportamento mecânico da solda e da região termicamente afetada pela mesma, está relacionado com a microdureza máxima obtida durante a sua medição. A microdureza é uma propriedade influenciada pela composição química e possui relação direta com a estrutura obtida. Do ponto de vista prático a microdureza é em função da variação térmica. O valor de microdureza máximo depende essencialmente do teor de carbono que condiciona a dureza da martensita presente na região analisada. Embora também seja influenciada por outros elementos de liga como o manganês

ou silício. No presente trabalho foram realizadas medidas de microdureza longitudinalmente na chapa do aço 22MnB5, em corpos de prova que apresentaram soldas de desempenho mecânico insatisfatório, desempenho relativamente aceitável e bom desempenho. Além de medidas de microdureza transversais em juntas soldadas, ou seja, sem a separação das chapas do aço 22MnB5 e o aço eletrogalvanizado.

As amostras foram analisadas por meio de ensaios de microdureza Vickers utilizando um microdurômetro da marca *Time*, modelo TH712, no Laboratório de materiais da Universidade Federal de Itajubá. Os procedimentos para os ensaios de microdureza foram realizados segundo a norma ASTM E384:2011. A microdureza foi realizada na interface da solda e nas regiões próximas tanto do lado do aço 22MnB5 quanto do lado do aço galvanizado. O perfil de microdureza HV, *Hardness Vickers*, com carga de 9,8 Newtons; foi realizado com o intuito de avaliar as mudanças ocorridas nesta propriedade pela variação dos parâmetros de soldagem e condições de aporte térmico na zona fundida (ZF) e da zona termicamente afetada (ZTA) das amostras.

3.6.5 Análise Metalográfica

Para a obtenção das amostras, o procedimento de preparação foi realizado segundo a norma ASTM E3:2011. Os corpos de prova foram cortados perpendicularmente às superfícies das chapas na região do ponto de solda para as amostras que não sofreram o ensaio de cisalhamento, e cortadas longitudinalmente nas chapas do aço 22MnB5 depois que sofreram ensaio de cisalhamento. Posteriormente foram embutidas a quente. Os cortes foram realizados sobre refrigeração para evitar alterações na microestrutura do material por aquecimento. Na sequência, todos os corpos de provas foram lixados com lixas subsequentes 100, 220, 320, 400 e 600 e 1200 micras, refrigeradas em água e polidas com alumina de 1 μm e pasta de diamante de 0,4 μm , sendo posteriormente lavadas em álcool etílico e secas com secador. O ataque químico, para revelação da microestrutura, se deu com solução de Nital 4%, e tempo de ataque entre 15 a 30 s.

Para a análise metalográfica, obtenção de imagens macroscópicas, e possível verificação de defeitos e inclusões o equipamento utilizado foi um microscópio óptico com aumento de 50x, 100x, 200x, 400x e 500x, com câmera acoplada para aquisição de imagem diretamente transferida para um computador, **Figura 3.7**. Um microscópio eletrônico de varredura (MEV) marca Zeiss modelo EVO/MA15 e um EDS acoplado ao MEV do

fabricante Bruker modelo XFlash 6/10 foi utilizado para avaliações em corpos de prova que apresentaram baixo, médio e bom desempenho mecânico.



Figura 3.7 – Microscópio ótico

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este capítulo descreve e analisa os resultados obtidos para o estudo da união de juntas sobrepostas entre o aço 22MnB5 e um aço eletrogalvanizado soldadas pelo processo RSW. As análises se concentraram inicialmente no efeito da presença da camada de zinco nas chapas de aço eletrogalvanizados. Após estas avaliações, o trabalho se concentrou na união dissimilar preconizada acima. A caracterização das juntas foi efetuada por meio de análise metalográfica da seção transversal do ponto de solda, ensaio de microdureza e resistência mecânica sobre sollicitação de cisalhamento por força de tração. O desempenho dos ensaios realizados neste trabalho é descritos a seguir.

4.1 Validação da Quebra da Camada de Zinco

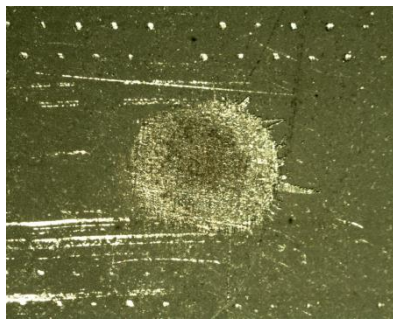
As macrográficas dos pontos de contato do eletrodo com a peça, nas chapas do aço eletrogalvanizado, em ambas as interfaces, interna e externa, foram tiradas através de um microscópio óptico com lente de aumento de 20x. De posse das imagens, para cada interface interna e externa onde ocorreu a limpeza da camada de zinco, foi atribuído um nível qualitativo de remoção do zinco. Tais níveis consistem em não remoção do zinco, remoção parcial do zinco, remoção ideal do zinco e remoção excessiva do zinco. Os parâmetros selecionados da fase de preaquecimento foram aqueles que apresentaram remoção ideal em ambas as faces. Na **Tabela 4.1** é possível visualizar os parâmetros utilizados nesta primeira etapa, bem como os níveis de remoção do zinco que a aplicação de tais parâmetros provocou na chapa de aço galvanizado.

Tabela 4.1 - Parâmetros de pré-aquecimento utilizados para validar a quebra da camada de zinco do aço eletrogalvanizado.

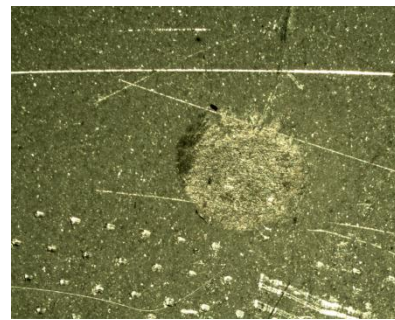
Teste	Corrente de preaquecimento	Tempo de aplicação da corrente de Pré-aquecimento	Interface Interna	Interface Externa
	% kA	Ciclos		
1	50	10/20/30	Não Removeu	Não Removeu
2	60	10	Não Removeu	Não Removeu
3	60	15	Remoção Parcial	Não removeu
4	60	20	Remoção Ideal	Remoção Ideal
5	60	25	Remoção Ideal	Remoção Ideal
9	65	12	Remoção Ideal	Remoção Parcial
10	65	15	Remoção Ideal	Remoção Parcial
11	65	20	Remoção Ideal	Remoção Ideal
12	65	25	Remoção excessiva	Remoção excessiva
13	65	30	Solda	Solda
14	70	5	Remoção Parcial	Não Removeu
15	70	7	Remoção Parcial	Remoção Parcial
16	70	10	Remoção Ideal	Remoção Ideal
17	70	12	Remoção excessiva	Remoção excessiva
18	70	15	Solda	Solda
19	75	5	Remoção Parcial	Remoção Parcial
20	75	7	Remoção Ideal	Remoção Ideal
21	75	10	Solda	Solda
22	80	5	Remoção excessiva	Remoção excessiva
23	80	7	Solda	Solda

Nota: 100% equivale a 6 kA.

Nas análises das imagens macrográficas dos pontos de remoção do zinco, observa-se que, com a corrente de preaquecimento de 50% notou-se nenhuma ou pouca remoção da camada de zinco, mesmo com o aumento significativo do número de ciclos. Na **Figura 4.1**, pode ser notado, para 50% e 30 ciclos, a não formação da auréola de zinco ao redor da zona de contato entre peça e eletrodo, condição necessária para uma efetiva limpeza. A aplicação de ciclos maiores, neste caso, foi descartada, visto que a utilização de corrente maiores e ciclos menores são por vezes mais eficazes para a indústria. Desta forma, a zona de contato mostra uma queima insuficiente, sem remoção do zinco. Fato semelhante ocorreu para a corrente de 60%, com tempo de aplicação inferior a 20 ciclos. Uma remoção satisfatória observou-se com a aplicação de 25 ciclos, **Figura 4.2**, para uma corrente de 60%. Acima de 30 ciclos, para a mesma corrente é observada a formação da solda entre as chapas.



Interface interna

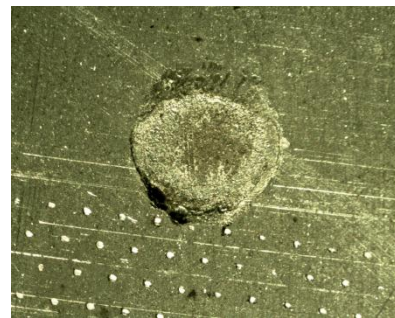


Interface externa

Figura 4.1 - Remoção do zinco com preaquecimento de 50% de corrente e 30 ciclos.



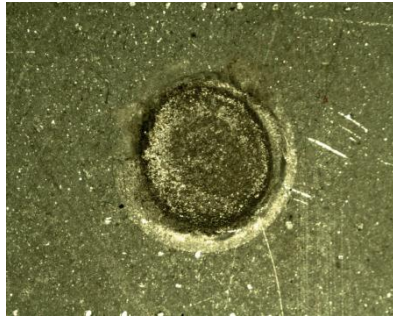
Interface interna



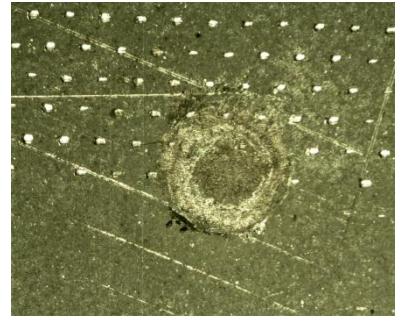
Interface externa

Figura 4.2 - Remoção do zinco com preaquecimento de 60% de corrente e 25 ciclos.

Aumentando a corrente para 65% da corrente máxima e empregando 12 ciclos, observou-se a remoção da camada de zinco na superfície interna, contudo, a superfície externa ainda apresentou remoção insatisfatória, **Figura 4.3**. Porém, os parâmetros de preaquecimento de 65% e 20 ciclos, **Figura 4.4**, foram satisfatórios. Observa-se a formação de uma auréola de zinco ao redor da zona de contato na interface interna e externa, o que comprova uma adequada remoção do zinco com estes parâmetros. Para a mesma corrente de 65% e tempo de ciclo superior a 20, ocorreu à soldagem das chapas.



Interface interna

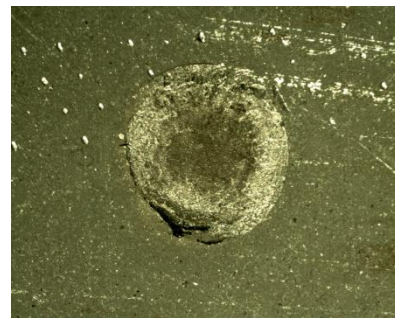


Interface externa

Figura 4.3 - Remoção do zinco com preaquecimento de 65% de corrente e 12 ciclos.



Interface interna



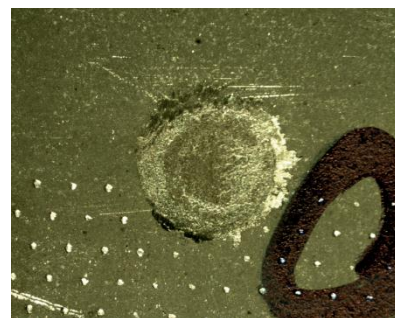
Interface externa

Figura 4.4 - Remoção do zinco com preaquecimento de 65% de corrente e 20 ciclos.

Como esperado, para a utilização de correntes de preaquecimento de 70 e 75%, é necessário à aplicação de ciclos inferiores a 12, uma vez que, para ciclos maiores nota-se uma remoção excessiva do zinco, ocasionando a sua queima, caracterizada pelo escurecimento das auréolas de zinco. Sendo assim, a remoção ideal para as correntes de 70 e 75%, ocorreram com a aplicação de 10 e 7 ciclos respectivamente, **Figuras 4.5 e 4.6.**



Interface interna



Interface externa

Figura 4.5 - Remoção do zinco com preaquecimento de 70% de corrente e 10 ciclos.

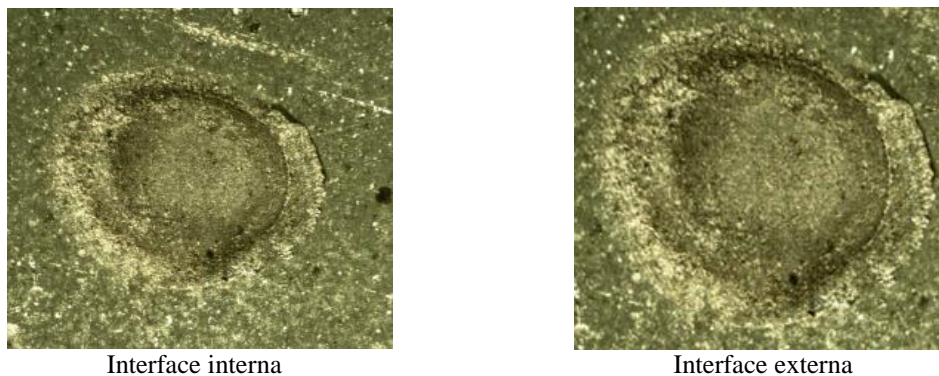


Figura 4.6 - Remoção do zinco com preaquecimento de 75% de corrente e 7 ciclos.

Com isso, em função dos resultados observados nesta etapa e em consenso com os estudos realizados por Baldim (2014), pode-se auferir que a remoção ideal do zinco ocorre em diferentes ciclos para diferentes intensidades de corrente, sendo que, quanto maior a intensidade, menor o tempo de aplicação da corrente. Portanto, considerando a metodologia proposta, observa-se que os testes 5 (60%, 25 ciclos), 11 (65%, 20 ciclos), 16 (70%, 10 ciclos) e 20 (75%, 7 ciclos) demonstraram melhor resposta de limpeza do zinco, tanto na superfície interna quanto na externa.

Por se tratar de uma pesquisa exploratória na soldagem de aços dissimilares, todos os parâmetros que apresentaram remoção efetiva foram utilizados na formação dos envelopes operacionais para a realização das soldas. É ainda importante lembrar que a remoção da camada de zinco antes da realização da solda tem como principal objetivo aumentar a vida útil do eletrodo e reduzir possíveis inclusões de zinco na região da solda e ZTA, evitando sua fragilização.

4.2 Soldagem com preaquecimento

As **Tabelas 4.2, 4.3, 4.4 e 4.5** trazem os conjuntos de parâmetros de soldagem utilizados para os parâmetros de preaquecimento de 60 % e 25 ciclos, 65 % e 20 ciclos, 70 % e 10 ciclos, 75 % e 7 ciclos respectivamente. Os valores encontrados nas tabelas são os parâmetros de soldagem, força máxima de ruptura, deformação máxima de ruptura e tipo de fratura encontrada depois da ruptura do ponto de solda, correspondente ao ensaio de maior valor de resistência ao cisalhamento entre os dois ensaios realizados para aquele nível de soldagem, lembrando que a diferença da força máxima de cisalhamento entre os testes de repetibilidade não foram superior a 400 N.

Tabela 4.2 - Conjunto operacional de parâmetros de soldagem para um preaquecimento de 60 % e 25 ciclos.

Teste	Corrente de Solda	Tempo de Solda	Força máxima de ruptura	Deformação máxima de ruptura	Tipo de fratura
	% kA	Ciclos	N	mm	
1	70	10	3676,2	1,15	Arrancamento parcial
2	70	12	3626,4	1,20	Fratura
16	70	15	3690,1	0,98	Fratura
35	70	18	3732,2	0,86	Arrancamento parcial
44	70	20	3770,0	0,63	Fratura
36	75	7	3028,2	0,73	Fratura
40	75	10	3766,1	0,85	Arrancamento parcial
41	75	15	4233,7	0,95	Arrancamento parcial
43	75	18	4558,8	7,15	Arrancamento total
69	75	23	2923,9	0,54	Splash
3	80	7	3860,4	2,01	Arrancamento parcial
14	80	10	4221,4	1,00	Arrancamento total
4	80	13	4369,4	1,13	Arrancamento total
70	80	15	4902,8	2,24	Arrancamento total
53	83	7	4372,9	1,05	Arrancamento total
15	83	10	4499,9	2,01	Arrancamento total
71	83	15	4511,9	3,15	Arrancamento total
57	85	7	4723,8	1,43	Arrancamento total
72	85	15	4771,1	2,15	Arrancamento total

Nota: 100% equivale a 6 kA

Tabela 4.3 - Conjunto operacional de parâmetros de soldagem para um preaquecimento de 65 % e 20 ciclos.

Teste	Corrente de Solda	Tempo de Solda	Força máxima de ruptura	Deformação máxima de ruptura	Tipo de fratura
	% kA	Ciclos	N	mm	--
18	70	7	2628,6	0,32	Fratura
17	70	10	3219,3	0,45	Fratura
21	70	15	3492,0	0,87	Fratura
31	70	18	3537,4	0,48	Fratura
45	70	20	3664,0	0,68	Arrancamento parcial
32	75	7	4030,6	0,76	Arrancamento parcial
46	75	10	4346,5	0,76	Arrancamento parcial
20	75	15	4527,5	1,21	Arrancamento total
82	75	18	4749,9	1,23	Arrancamento total
73	75	23	4866,3	2,39	Arrancamento total
42	80	7	4011,5	1,18	Arrancamento total
33	80	10	4086,2	1,04	Arrancamento total
19	80	13	4730,8	1,14	Arrancamento total
74	80	15	4850,6	2,55	Arrancamento total
54	83	7	4127,9	1,68	Arrancamento total
55	83	10	4491,0	1,60	Arrancamento total
75	83	15	5048,7	3,11	Arrancamento total
76	85	7	3940,3	1,23	Arrancamento parcial
77	85	15	4918,4	1,92	Arrancamento total

Nota: 100% equivale a 6 kA

Tabela 4.4 - Conjunto operacional de parâmetros de soldagem para um preaquecimento de 70 % e 10 ciclos.

Teste	Corrente de Solda	Tempo de Solda	Força máxima de ruptura	Deformação máxima de ruptura	Tipo de fratura
	% kA	Ciclos	N	mm	--
24	70	7	3997,6	0,76	Fratura
37	70	10	4164,4	0,97	Fratura
9	70	15	4461,2	0,91	Arrancamento parcial
23	70	18	4510,6	0,90	Arrancamento parcial
48	70	20	4687,2	0,94	Arrancamento parcial
5	75	7	3466,0	0,70	Fratura
6	75	10	4249,5	1,04	Arrancamento parcial
26	75	15	4412,3	0,76	Arrancamento parcial
49	75	18	4596,4	1,68	Arrancamento total
78	75	23	4746,4	1.17	Arrancamento total
30	80	7	3973,3	1,25	Arrancamento total
8	80	10	4206,1	1,39	Arrancamento total
25	80	13	4683,9	1,88	Arrancamento total
79	80	15	4748,1	1.92	Arrancamento total
7	83	7	4193,9	1,12	Arrancamento total
56	83	10	4501,4	1,35	Arrancamento total
80	83	15	4748,1	1.78	Arrancamento total
81	85	10	5031,3	1.78	Arrancamento total
47	85	15	5316,3	2.15	Arrancamento total

Nota: 100% equivale a 6 kA

Tabela 4.5 - Conjunto operacional de parâmetros de soldagem para um preaquecimento de 75 % e 7 ciclos.

Teste	Corrente de Solda	Tempo de Solda	Força máxima de ruptura	Deformação máxima de ruptura	Tipo de fratura	
	% kA	Ciclos	N	mm	mm	--
11	70	10	3219,3	0,43	Fratura	
28	70	15	4007,8	0,82	Arrancamento parcial	
27	70	18	4825,6	0,81	Arrancamento parcial	
10	70	20	4842,2	1,22	Arrancamento total	
51	75	7	3526,8	0,62	Arrancamento parcial	
52	75	10	4018,5	0,87	Arrancamento parcial	
29	75	15	4553,6	1,63	Arrancamento total	
50	75	18	4690,8	1,73	Arrancamento total	
83	75	23	4757,2	1.35	Arrancamento total	
53	80	7	4442,4	1,03	Arrancamento total	
85	80	15	4814,8	1,78	Arrancamento parcial	
69	80	20	3980,2	1.05	Arrancamento parcial	
13	83	7	4051,5	1,22	Arrancamento total	
38	83	15	4890,7	1,63	Arrancamento total	
39	85	7	4203,4	1,25	Arrancamento total	
84	85	15	4235,6	1.52	Arrancamento total	
12	85	20	Splash	-	-	

Nota: 100% equivale a 6 kA

Valores de corrente de solda de 50 a 65%, mesmo com ciclos altos de corrente não mostraram vantagens de sua utilização, às vezes por falta de soldagem ou em casos de aplicação de altos ciclos, expulsão de material. Pela análise dos resultados obtidos no ensaio de cisalhamento, percebe-se também que para os parâmetros de preaquecimento de 60 % e 25 ciclos, 65 % e 20 ciclo e 70 % e 10, soldas realizadas com 70 e 75% de corrente e tempo de 7 a 18 ciclos de aplicação de corrente, os resultados não se mostraram satisfatórios,

apresentando resultados de força máxima de cisalhamento inferior a 4000 N. Apesar de alguma melhora, tempos de corrente de 7 ciclos para níveis de corrente de soldagem de 80%, 83% e 85% também não demonstraram níveis suficientes de resistência. Níveis de corrente de soldagem acima de 85% demonstraram claramente que o material não suportava tal aquecimento, mesmo para baixos ciclos.

Para um mesmo nível de corrente, alterou-se de forma crescente o número de ciclos de aplicação desta corrente, até que, para aquele nível de corrente previamente definido ocorresse expulsão de material durante a soldagem. Para as correntes de 70% e 75% a junta não suportou um tempo de soldagem superior a 23 ciclos; já as correntes de 80%, 83% e 85% a união não suportou um tempo de soldagem maior do que 15 ciclos. É importante lembrar ainda que, tais análises são feitas para o comportamento de chapas de 1 mm de espessura, pois a espessura do material influencia substancialmente no suporte de corrente e tempo de solda tolerada pela junta. Para valores de preaquecimento de 60 % e 25 ciclos, 65 % e 20 ciclos, 70 % e 10, soldas realizadas com 75% de corrente com tempo de soldagem superior a 18 ciclos até o limite superior de 23 ciclos demonstraram desempenho de resistência mecânica satisfatória. A partir do aumento do tempo de ciclo de 23, ocorreu expulsão de material pela junta soldada. Vale lembrar que, para parâmetros que apresentaram expulsão de material ou defeitos superficiais visíveis, o aumento da corrente de soldagem e do ciclo de soldagem foi interrompido, de modo a evitar danos aos eletrodos e ao operador.

Aumentando a corrente para 80, 83 e 85% da corrente total, valores de 10, 13 e 15 ciclos apresentaram desempenho superior aos demais parâmetros. Para esses níveis de corrente de solda, valores superiores a 15 ciclos de tempo de solda provocavam expulsão de material e em alguns casos aderência das chapas ao eletrodo.

O que vai de encontro aos resultados encontrados por Baldim (2014), que utilizou o mesmo material do aço eletro galvanizado que este trabalho, onde valores de corrente de 84 a 90 % e 10 a 14 ciclos de tempo de aplicação de corrente demonstraram melhor desempenho. Outro aspecto relevante para observação é o valor máximo de cisalhamento encontrado, no presente trabalho, onde as condições de soldagem foram de 70% de corrente e 10 ciclos de preaquecimento e 85% de corrente e 15 ciclos de soldagem, com resistência ao cisalhamento de 5316,305 N; e o melhor ensaio realizado por Baldim foi para as condições de soldagem de 80% de corrente e 11 ciclos de preaquecimento e 90% de corrente e 14 ciclos de soldagem, com resistência ao cisalhamento de 5947 N. Os maiores valores de corrente de preaquecimento são devido a duas interfaces a mais de camada de zinco nos experimentos de

Baldim (2014), uma vez que foram soldadas duas chapas de aço eletrogalvanizado. E valores de resistência ao cisalhamento maior são esclarecidos, devido à formação química da junta e ZTA, já que a soldagem de materiais dissimilares de composição química diferente tende a sofrer reações e formações microestruturais complexas e desconhecidas.

No entanto, a diferença de maior resistência encontrada entre os dois trabalhos não é superior a 650 N, o que pode ser considerado como sinal positivo ao melhor conjunto de parâmetros encontrados no presente trabalho. Considerando que a maior resistência de cisalhamento encontrada na soldagem entre materiais dissimilares é a resistência ao cisalhamento do material de menor resistência, uma vez que a fratura da solda, durante o ensaio de cisalhamento, ocorra por rasgamento da chapa.

Já em comparação com o trabalho realizado por Bacic (2016), os melhores desempenhos de solda foram encontrados sem a utilização da etapa de preaquecimento, pois não era justificável devido à falta da camada protetora de zinco. Com 75% de corrente e 40 ciclos de soldagem, Bacic (2016) encontrou uma resistência ao cisalhamento de 13135 N. Para a realização desta solda, o autor utilizou o recurso de subida de corrente de 20 ciclos, o que ameniza o efeito Joule na formação do ponto de solda e seu diâmetro. O aspecto de maior relevância para a comparação entre o atual trabalho e o trabalho realizado por Bacic (2016), são os valores de corrente de soldagem próximos; os experimentos dos dois trabalhos encontraram os melhores níveis de corrente de trabalho próximos.

Quanto aos valores de resistência ao cisalhamento encontrado por Bacic (2016), o que chama atenção são os elevados valores de resistência, que chegam ao dobro do encontrado na presente pesquisa. Isso se dá pela resistência a tração da chapa do aço eletrogalvanizado, que é consideravelmente menor do que a chapa do 22MnB5 temperada, uma vez que a fratura em todos os casos ocorreu no aço eletrogalvanizado.

Apesar de ser recomendado que o parâmetro de preaquecimento não influencie na formação da solda, uma leve influência foi percebida neste trabalho; uma vez que se notou, que para o preaquecimento de 60% e 25 ciclos e o nível de soldagem de 70% e 23 ciclos ocorreu à expulsão de material, e para o mesmo nível de soldagem e os demais níveis de preaquecimento o ponto de solda não apresentou tal comportamento e ainda gerou bom resultado de resistência ao cisalhamento; vale ressaltar que os demais parâmetros de preaquecimento trabalhavam com níveis de corrente maior, mas com tempo de preaquecimento menor. Comportamento semelhante é observado para o preaquecimento de 75% e 7 ciclos e a soldagem de 80% e 20 ciclos, onde não ocorreu a expulsão de material

durante a soldagem, o que não foi verificado para os outros níveis de preaquecimento que utilizaram menor corrente e maior ciclo de preaquecimento.

Ainda que se tenha verificado uma boa remoção do zinco em todos os níveis de preaquecimento selecionados, é possível que a aplicação de tempo de preaquecimento maior, mesmo em níveis de corrente menor acarrete em um maior acúmulo de energia no ponto de solda, o que faz com que, para um mesmo nível de soldagem ocorra à expulsão de material.

No gráfico da **Figura 4.7** encontramos a relação entre a resistência ao cisalhamento e o tempo de soldagem nos diversos níveis de corrente para o parâmetro de preaquecimento de 70% e 10 ciclos. Este parâmetro de preaquecimento foi escolhido devido ao melhor desempenho das soldas deste em relação aos demais níveis de preaquecimento. De acordo com os resultados demonstrados na **Figura 4.7**, altas resistências de cisalhamento foram observadas para a corrente de 85%; e mesmo em correntes menores, bons resultados de resistências são encontrados à medida que se aumenta o tempo de aplicação da corrente. Outra observação que pode ser visualizada é que à medida que se aumenta a corrente de soldagem, menor é o tempo de aplicação desta corrente que a junta suporta sem gerar expulsão de material. As mesmas observações podem ser feitas para os demais níveis de preaquecimento.

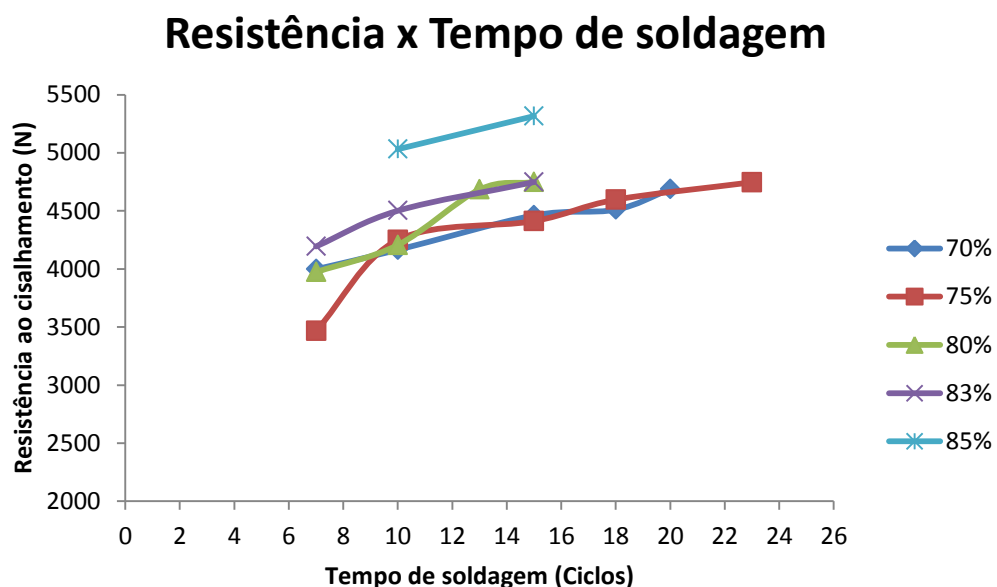


Figura 4.7 – Relação da resistência ao cisalhamento com o tempo de soldagem para as soldas realizadas com o preaquecimento de 70% de corrente de 10 ciclos.

Diâmetro x Tempo de soldagem

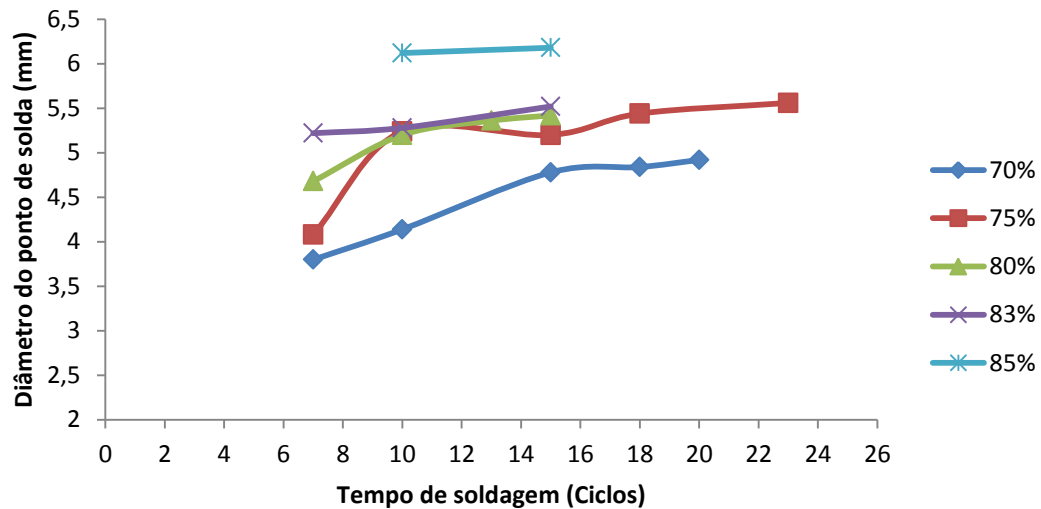


Figura 4.8 - Relação do diâmetro do ponto de solda após fratura com o tempo de soldagem para as soldas realizadas com preaquecimento de 70% e 10 ciclos.

O tempo de soldagem está relacionado com a entrada de calor na junta, e o diâmetro do ponto de solda é proporcional a esta quantidade de calor, uma vez que, um tempo de soldagem maior gera um diâmetro do ponto de solda maior, fato observado no gráfico da **Figura 4.8**. Vale lembrar que, existe um limite para a aplicação deste tempo de soldagem, onde para cada nível de corrente a junta suporta um determinado tempo de aplicação desta corrente, sem que ocorram defeitos na junta ou expulsão de material (JONG et al., 2011; KONG et al., 2014).

Complementando os resultados encontrados acima, na **Figura 4.9** pode-se observar os tipos de fraturas encontrados após realização dos ensaios de cisalhamento. Os valores de deformação máxima de ruptura estão diretamente ligados aos tipos de falha observada após ruptura; as rupturas por fratura não apresentaram deformação máxima superior a 0,8 mm, o que é facilmente notado na **Figura 4.9 (a)**, onde se observa a pouca deformação do ponto ao redor da ZTA; já falhas por arrancamento parcial ou total os valores da deformação máxima podem chegar ao dobro dos observados na falha por fratura; para resistências acima de 5000 N essa deformação chega a ser três vezes maior, na **Figura 4.9 (b) e (c)** se observa os modos de falha por arrancamento parcial e arrancamento total respectivamente, este último é considerado o tipo de falha preferido, uma vez que a energia absorvida pelo ponto é maior do que nos casos das falhas por fratura ou arrancamento parcial.

Embora ambas as fraturas por arrancamento ilustrem o destacamento do ponto de solda, ainda é possível identificar uma diferença entre elas, onde a fratura por arrancamento total envolve também a fratura do metal base, no entanto a fratura por arrancamento parcial ocorre ao redor do ponto de solda, dentro da ZTA, onde um furo é deixado na chapa do aço eletrogalvanizado.

Para o presente estudo, observa-se também uma relação entre a resistência ao cisalhamento do ponto de solda e o valor da deformação máxima de ruptura, onde uma maior resistência tende a apresentar uma maior deformação. Segundo Chao (2003) a resistência ao cisalhamento de um ponto de solda e seu modo de falha é em função da geometria da amostra, da espessura da chapa da amostra e do diâmetro do ponto de solda que a mostra contém; além de fatores como a tensão residual, os parâmetros de soldagem e a homogeneidade do material.

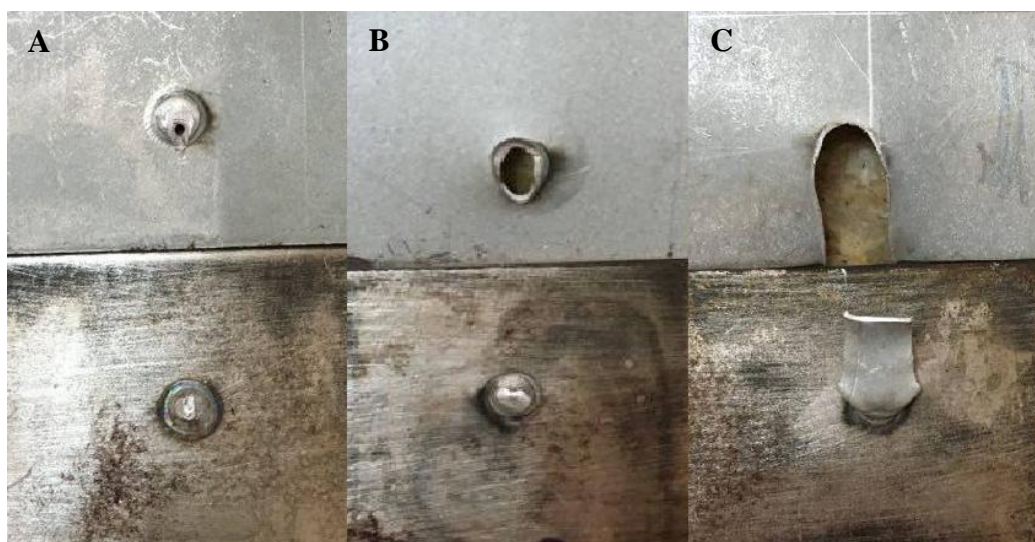


Figura 4.9 - Exemplos de fraturas encontradas após ensaio de cisalhamento. (a) Fratura; (b) Arrancamento parcial; (c) Arrancamento total.

Segundo William e Parker (2004), para o processo de soldagem RSW o diâmetro do ponto de solda é influenciado por diversos fatores. Ainda segundo os autores, durante a execução dos pontos de solda ocorre uma redução da área de contato do eletrodo de 0,2 a 0,4 mm, o que é suficiente para aumentar a densidade de corrente e a geração de calor em níveis mais baixos de corrente. Tal fenômeno pode ser verificado pela observação de valores de resistência ao cisalhamento destoante, onde valores de resistência menores seriam esperados. E ainda de acordo com Azambuja e Barcelos (1987) outra característica intrínseca a soldagem com aço galvanizado é a migração do zinco, da camada de proteção do aço galvanizado, para o cobre, do eletrodo, formando uma película de latão que fragiliza o material da ponta do eletrodo, e que apresenta maior resistividade elétrica, aumentando a temperatura na área de

contato, intensificando a energia de soldagem. Pelas observações feitas acima, durante a execução das soldas do presente trabalho, uma constante manutenção era realizada nos eletrodos de trabalho, no intuito de não permitir que tais efeitos influenciassem de forma preponderante a formados dos pontos de solda.

Segundo a norma ISO/DIS 14373 (2004) o diâmetro mínimo requerido para uma solda de boa qualidade é dado pela relação:

$$D = 5\sqrt{e} \text{ mm}$$

onde D é o diâmetro mínimo recomendado para o ponto de solda e 'e' é o valor da espessura da menor chapa utilizada na formação da junta. Comparando esta relação e os resultados do gráfico da **Figura 4.10**, nota-se sua aplicabilidade, onde valores de resistência ao cisalhamento inferior a 4000 N estão relacionados com diâmetros que não atendem ao diâmetro mínimo requerido pela norma e apresentaram modo de falha por fratura, onde ocorre apenas o destacamento do ponto de solda ao redor da ZTA. No entanto para diâmetros que atendem a relação acima o modo de falha muda, ocorrendo o arrancamento parcial ou total do ponto de solda, resultando em resistências maiores; este modo de falha se da por rasgamento parcial ou total da chapa na ZTA ao redor do ponto de solda. Vale lembrar que o ponto de solda em todos os casos ficou aderido a chapa do aço 22MnB5, sendo assim, o arrancamento se deu na chapa do aço eletro galvanizado . Os resultados apresentados na **Figura 4.10** indicam que os valores de resistência ao cisalhamento são proporcionais ao diâmetro do ponto, que por sua vez esta relacionada com o tempo de soldagem, **Figura 4.8** (JONG et al., 2011; KONG et al., 2014).

Relação entre o diâmetro do ponto e o tipo de fratura

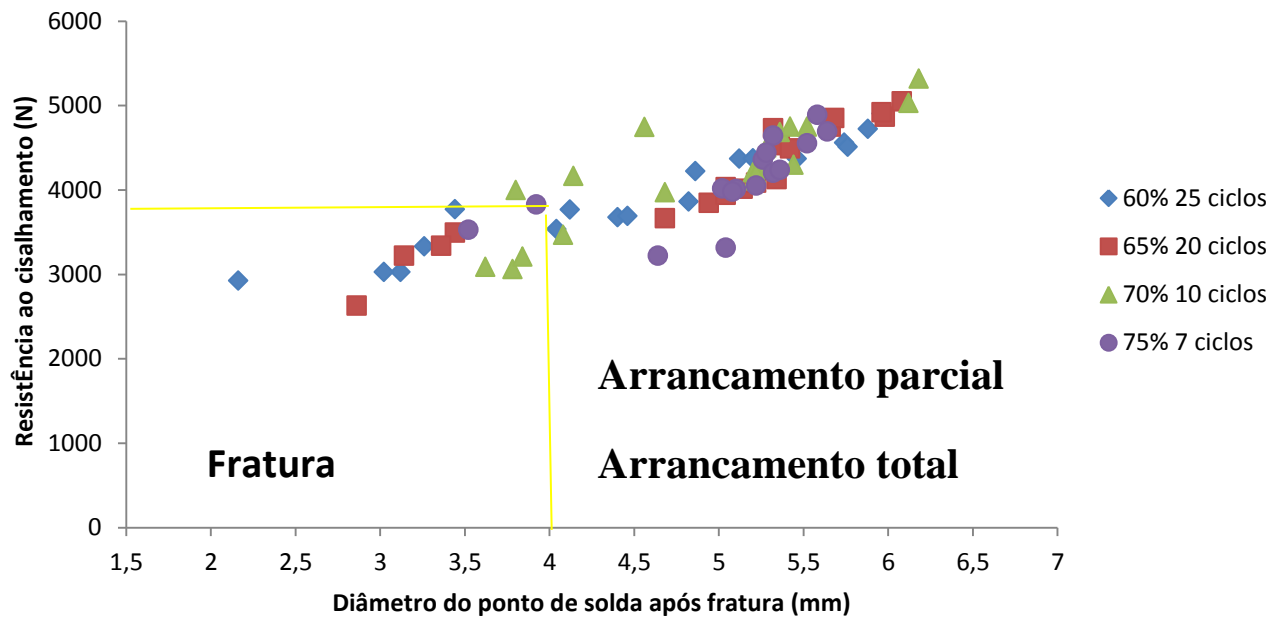


Figura 4.10 - Relação entre o diâmetro do ponto de solda após fratura e o tipo de fratura.
Fonte: Autor (2016).

A norma AWS SAE D8.9 (2002), não indica nenhuma normalização a respeito da indentação máxima permitida para pontos de solda, no entanto indústrias automobilísticas aceitam um limite máximo em torno de 20% da espessura da chapa. Nas **Tabelas 4.6 e 4.7** é possível encontrar os valores do diâmetro do ponto de solda após fratura e indentação para as soldas realizadas com preaquecimento. Para o presente trabalho as indentações encontradas permaneceram com valores entre 10% a 32% da espessura da chapa, o que é aceitável para a indústria automobilística.

Tabela 4.6 - Diâmetro do ponto de solda e Indentação dos testes realizados com preaquecimento de 60% e 25 ciclos e 65% e 20 ciclos.

Teste (60% 25 ciclos)	Diâmetro da lentilha	Indentação	Testes (65% 20 ciclos)	Diâmetro da lentilha	Indentação
	mm	mm		mm	mm
1	4,4	0,24	18	2,86	0,13
2	3,12	0,15	17	3,14	0,14
16	3,26	0,19	21	3,44	0,17
35	4,46	0,25	31	3,36	0,17
44	3,44	0,23	45	4,68	0,21
36	3,02	0,14	32	5,04	0,25
40	4,12	0,26	46	4,94	0,23
41	4,04	0,20	20	5,36	0,31
43	5,74	0,27	82	5,66	0,32
69	2,16	0,35	73	5,98	0,32
3	4,82	0,25	42	5,14	0,28
14	4,86	0,25	33	5,22	0,25
4	5,12	0,29	19	5,32	0,25
70	5,96	0,27	74	5,68	0,27
53	5,2	0,22	54	5,34	0,22
15	5,26	0,24	55	5,42	0,25
71	5,76	0,25	75	6,08	0,32
57	5,88	0,26	76	5,04	0,23
72	5,46	0,25	77	5,96	0,31

Tabela 4.7 - Diâmetro do ponto de solda e Indentação dos testes realizados com preaquecimento de 70% e 10 ciclos e 75% e 7 ciclos.

Teste (70% 10 ciclos)	Diâmetro da lentilha	Indentação	Testes (75% 7 ciclos)	Diâmetro da lentilha	Indentação
	mm	mm		mm	mm
24	3,8	0,17	11	4,04	0,19
37	4,14	0,19	28	5,1	0,22
9	4,78	0,15	27	3,92	0,18
23	4,84	0,17	10	5,32	0,26
48	4,92	0,14	51	3,52	0,17
5	4,08	0,19	52	5,02	0,24
6	5,24	0,22	29	5,52	0,27
26	5,2	0,23	50	5,64	0,27
49	5,44	0,24	83	5,26	0,23
78	5,56	0,21	53	5,28	0,21
30	4,68	0,21	85	5,04	0,20
8	5,2	0,23	69	5,08	0,21
25	5,36	0,24	13	5,22	0,24
79	5,42	0,25	38	5,58	0,27
7	5,22	0,25	39	5,32	0,28
56	5,28	0,22	84	5,36	0,23
80	5,52	0,26	12	-	-
81	6,12	0,31			
47	6,18	0,30			

4.3 Soldagem sem preaquecimento

A **Tabela 4.8** traz os valores encontrados para soldas realizadas sem a etapa de preaquecimento. Como dito anteriormente, a etapa de preaquecimento é realizada antes da soldagem com o intuito de aumentar a vida útil do eletrodo de soldagem, já que o zinco do revestimento tende a formar ligações com o cobre do eletrodo, e com isso se faz necessária a maior frequência da manutenção dos eletrodos, acarretando uma redução de sua vida útil.

É possível perceber que o ponto de solda formado sem a etapa de preaquecimento, suportou ciclos de soldagem maior, sem que ocorresse a expulsão de material, no entanto, os valores de resistência ao cisalhamento permaneceram dentro da faixa observada para as soldagens com preaquecimento, e em alguns casos ligeiramente inferior. Vale ressaltar que ciclos de soldagem maiores não são convenientes para a indústria, uma vez que aumenta o tempo de fabricação. É interessante notar ainda a diferença de comportamento entre as soldas realizadas sem preaquecimento e com preaquecimento quanto à capacidade de resistir a ciclos de soldagem maiores sem que ocorra a expulsão de material; segundo Nascimento (2008) tal comportamento pode ser atribuído, à energia necessária para conseguir formar um ponto com a mesma dimensão em soldas sem o preaquecimento ser maior do que em soldas com preaquecimento.

Assim, como as soldas com preaquecimento, as soldas sem preaquecimento apresentaram tipos de fratura semelhantes; soldas com resistência ao cisalhamento inferior a 4000 N sofreram falha por fratura e para valores de resistência maiores o modo de falha se deu por arrancamento parcial ou total.

A realização de tais soldas fez-se necessário para provar a importância da validação da quebra da camada de zinco, com a utilização da fase de preaquecimento anterior a soldagem, uma vez que a sua remoção influencia de maneira substancial na vida útil do eletrodo de solda, além de influenciar de maneira paralela como a diminuição da inclusão de zinco na zona fundida da solda, observada por ensaios metalográficos.

Tabela 4.8 Conjunto operacional de parâmetros de soldagem sem preaquecimento.

Teste	Corrente de Solda	Tempo de Solda	Força máxima de ruptura	Deformação máxima de ruptura	Indentação	Tipo de fratura
	% KA	Ciclos	N	mm	mm	--
34	65	20	2910,0	0,338		Fratura
22	65	30	2644,2	0,317		Fratura
62	70	20	3106,3	0,480		Fratura
64	70	25	4002,8	0,833		Arrancamento parcial
58	75	15	3822,1	0,880		Arrancamento parcial
63	75	20	4129,6	1,001		Arrancamento parcial
67	75	25	4876,7	1,214		Arrancamento total
86	75	27	4195,7	1,362		Arrancamento total
59	80	10	3903,8	0,929		Arrancamento total
60	80	15	4510,1	1,295		Arrancamento total
65	83	7	3394,7	0,945		Arrancamento parcial
66	83	15	4682,1	1,339		Arrancamento total
68	85	10	4810,7	1,226		Arrancamento total
61	85	15	4242,6	1,146		Arrancamento total

Nota: 100% equivale a 6 kA

4.4 Resistência ao cisalhamento

O ensaio de tração não traz informações práticas em termos de projeto, já que soldas a ponto não são usualmente projetadas com a finalidade de suportar solicitações deste tipo, mas sim, de cisalhamento. Este ensaio, contudo, é comumente empregado por permitir avaliar o desempenho de uma junta soldada sob uma condição mais severa de carregamento. O teste de resistência ao cisalhamento foi realizado na Máquina Universal de Ensaio Eletromecânicos da EMIC com capacidade de 3000 kgf (30 KN), a uma velocidade de carga constante de 2 mm/minuto até a ruptura do corpo de prova.

A **Tabela 4.9** mostra os resultados da resistência mecânica sobre solicitação de cisalhamento para as condições de soldagem de 80%, 83%, e 85% de corrente e 15 ciclos de tempo de soldagem, para todas as condições de soldagem com preaquecimento e sem preaquecimento. Tais parâmetros apresentaram os melhores desempenhos de resistência mecânica encontrados neste trabalho.

Tabela 4.9 - Melhores parâmetros de soldagem.

Pontos no Gráfico	Preaquecimento	Soldagem		
		80 %, 15 Ciclos	83 %, 15 Ciclos	85 %, 15 Ciclos
1	60 %, 25 Ciclos	4902 N	4511 N	4371 N
2	65 %, 20 Ciclos	4850 N	5048 N	4918 N
3	70 %, 10 Ciclos	4748 N	4748 N	5316 N
4	75 %, 7 Ciclos	3313 N	4890 N	4235 N
5	0 %, 0 Ciclos	4510 N	4682 N	4242 N

Fonte: Autor (2016).

Os resultados mostrados na **Tabela 4.9**, são melhores visualizados nos gráficos das **Figuras 4.11, 4.12 e 4.13**. Pode-se notar que as condições mostraram alta resistência mecânica juntamente com boa reprodutibilidade, ou seja, pouca dispersão independente do parâmetro de preaquecimento utilizado. O que é esperado, já que a aplicação da fase de preaquecimento tem o intuito de apenas remover a camada de zinco da chapa de aço eletro galvanizado, e não influenciar na formação do ponto de solda, apesar de que, em alguns casos é observada certa influencia, como mencionado anteriormente.

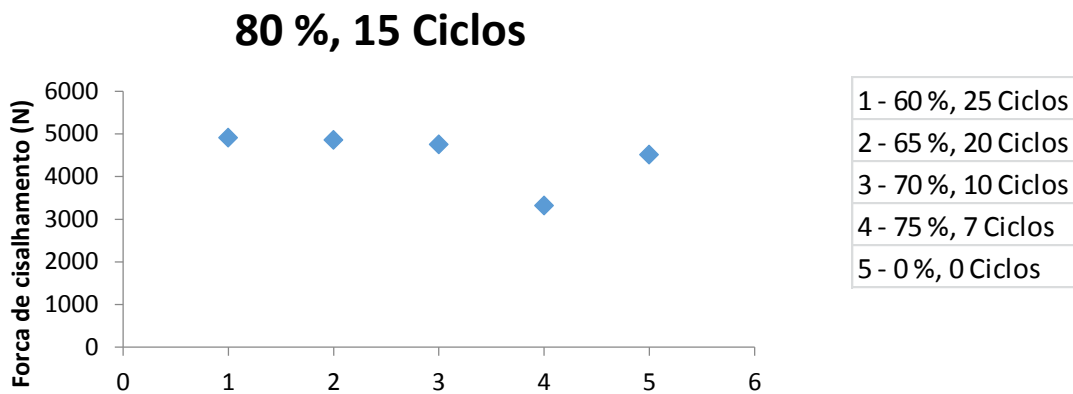


Figura 4.11 – Valores de resistência para diferentes tipos de preaquecimento e soldagem de 80% e 15 ciclos.

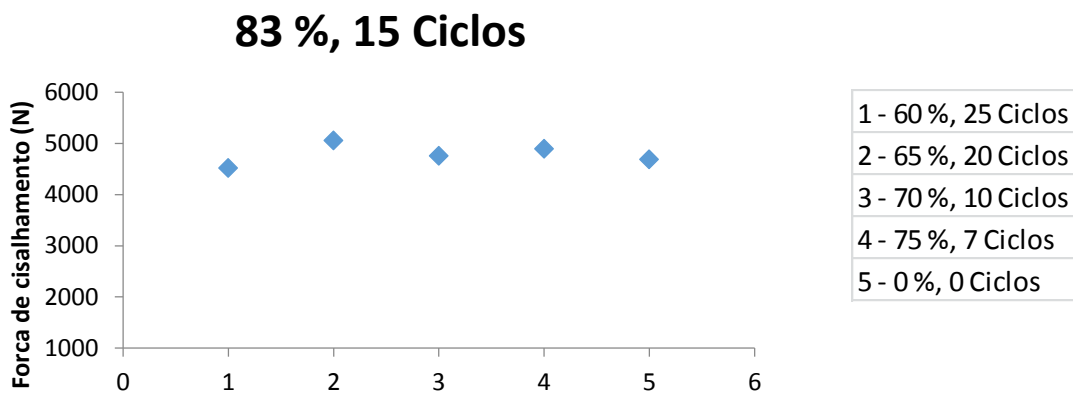


Figura 4.12 - Valores de resistência para diferentes tipos de preaquecimento e soldagem de 83% e 15 ciclos.

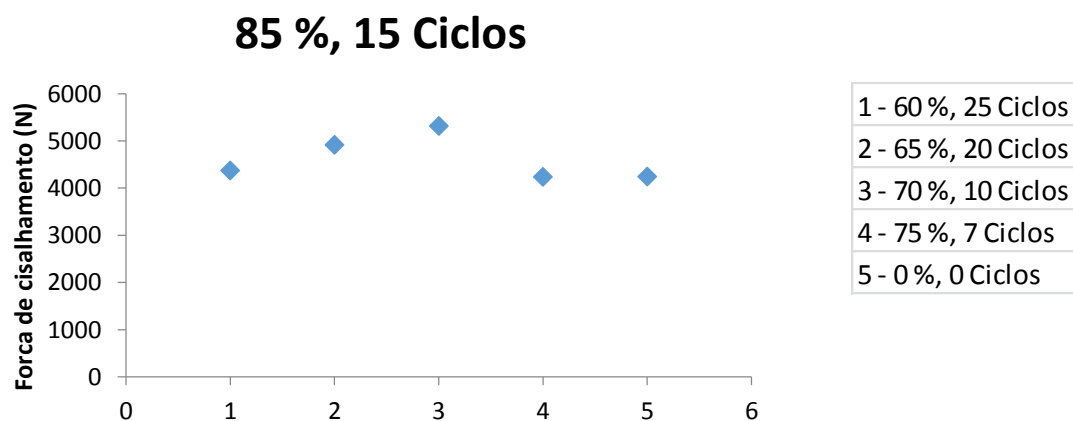


Figura 4.13 - Valores de resistência para diferentes tipos de preaquecimento e soldagem de 85% e 15 ciclos.

Nas **Tabelas 4.3, 4.4, 4.5, 4.6 e 4.9** encontram-se os valores de resistência ao cisalhamento bem como a sua deformação máxima de ruptura, para todos os parâmetros utilizados neste trabalho. Como mencionado anteriormente, soldas realizadas com corrente de soldagem inferior a 75% apresentaram valores de resistência insuficiente e soldas realizadas

com corrente de soldagem superior a 85% não apresentaram bom desempenho, ocorrendo à expulsão do material mesmo em ciclos muito baixos.

4.5 Análises das fraturas sobre cisalhamento

Lin et al. (2002), defende que a resistência de um ponto de solda, corresponde a força máxima que o ponto de solda pode suportar quando o mesmo é submetido a carregamentos quase estáticos sem apresentar fratura. No entanto, para estruturas soldadas a ponto, onde as cargas aplicadas não estão distribuídas uniformemente, o desempenho do componente durante a deformação e sua posterior quebra são consideravelmente mais difíceis de medir. Ainda segundo VandenBossche (1977) e Chao (2003), o modo de falha do ponto de solda é dependente da geometria do ponto, do diâmetro do ponto, da resistência do material bem como do estado de tensões do ponto, e a diferente combinação desses fatores resulta em diferentes modos de falha. Chao (2003) ainda descreve os mecanismo de falha nos corpos de prova sob carga de cisalhamento como a sequencia de rotação do ponto, alinhamento com a linha de carga; seguido do seu estiramento e afinamento e estrição e por fim fratura devido à estrição.

Baseando-se nos trabalhos de Lin et al. (2002), VandenBossche (1977) e Zuniga e Sheppard (1995), análises de falha foram conduzidas nas fraturas das amostras provenientes dos ensaios de cisalhamento. As superfícies de fratura foram analisadas com pequena ampliação com a finalidade de caracterizar os modos e mecanismos de falhas.

Como já mencionado na sessão 4.2, três modos de falhas diferentes foram observados nos ensaios de cisalhamento, **Figuras 4.14, 4.15 e 4.16**, classificados como fratura na interface do ponto de solda, **Figura 4.14**, arrancamento parcial do ponto de solda, **Figura 4.15** e arrancamento total do ponto de solda dentro da ZTA, **Figura 4.16**. Outros modos de falhas são encontrados na literatura, como falha no metal base e rasgamento do ponto de solda, no entanto não foram observados neste trabalho.

O modo de falha do tipo fratura na interface do ponto de solda, **Figura 4.14**, se caracteriza por apenas apresentar uma simples fratura de cisalhamento, sendo este o modo de falha que menor absorve energia, esse tipo de fratura foi observada em pontos de solda somente com corrente de soldagem menor que 75% e resistência ao cisalhamento inferior a 4000 N. Segundo Chao (2003) esse tipo de fratura esta associada à propagação de trinca através do ponto de solda e a diâmetros de solda menores.

A falha do tipo arrancamento parcial do ponto de solda, **Figura 4.15**, está associada com a fratura no entorno do ponto de solda, de tal maneira que o ponto fica aderido tanto na chapa inferior quanto na superior ao final da fratura. Já o modo de falha arrancamento total do ponto de solda, **Figura 4.16**, consiste na fratura ao redor do ponto de solda em uma das chapas, de tal maneira que o ponto fica totalmente aderido a uma das chapas. No caso deste trabalho, nos pontos de solda que ocorreram tal modo de falha o ponto de solda ficou aderido, em todos os casos, a chapa do aço 22MnB5, como era de se esperar pela maior resistência deste material. Este último modo de falha é considerado preferido, uma vez que a energia absorvida pelo ponto de solda é maior do que nos outros modos de falha.

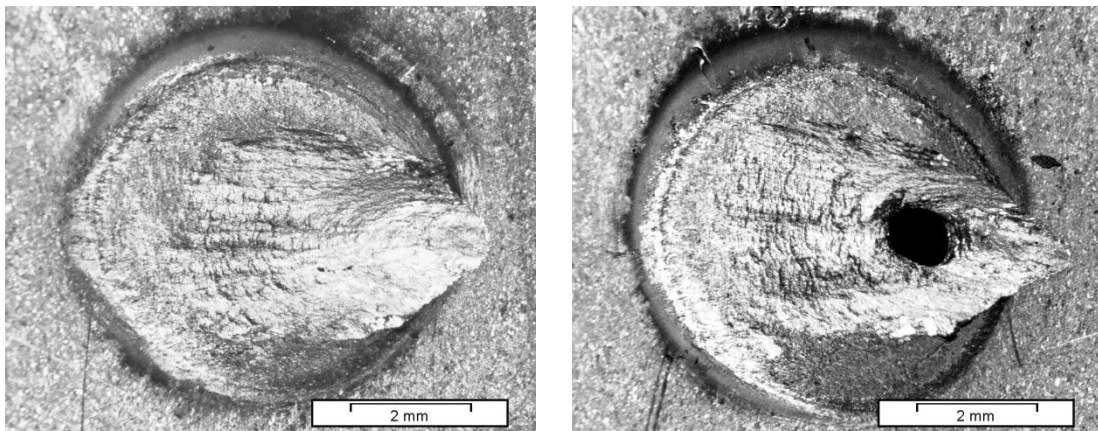


Figura 4.14 – Modo de falha fratura na interface do ponto de solda.

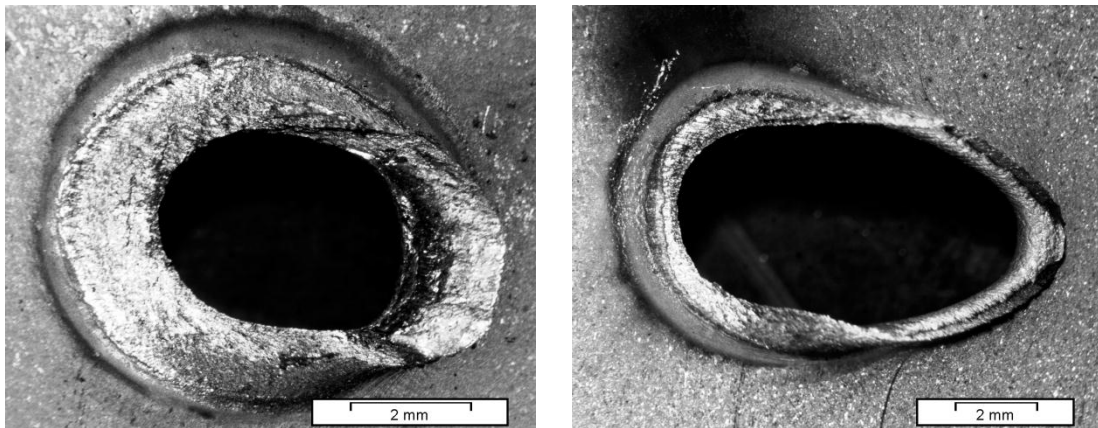


Figura 4.15 - Modo de falha arrancamento parcial do ponto de solda.

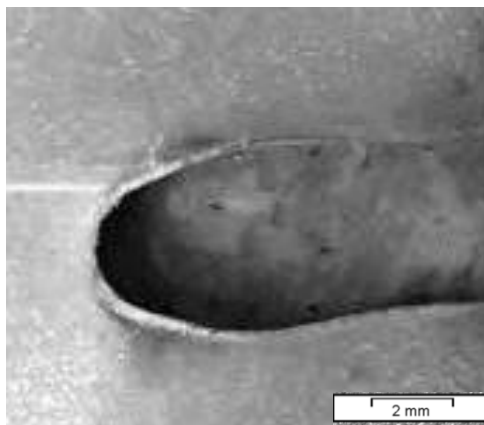


Figura 4.16 - Modo de falha arrancamento total do ponto de solda dentro da ZTA.

4.6 Microdureza

4.6.1 Direção longitudinal

Medições de microdureza foram realizadas com o objetivo de se obter o perfil de dureza ao longo dos pontos de solda que apresentaram melhor resultado de resistência ao cisalhamento, média resistência ao cisalhamento e baixa resistência ao cisalhamento. Desta forma foram feitas avaliações das modificações da resistência do material decorrentes do processo de soldagem. Para a realização do ensaio foi utilizado um indentador Vickers com espaçamento entre indentações de 0,5 mm e carga de 1kg (9,8 N).

A chapa do aço 22MnB5, sem têmpera, estudada nesta pesquisa, possui dureza em torno de $172 HV_{0,2}$. Após sofrer o tratamento térmico de têmpera, estado de trabalho deste aço, a dureza encontrada consiste em aproximadamente $520 HV_1$.

No gráfico da **Figura 4.17** mostra-se o perfil de dureza da chapa do aço 22MnB5 temperada, soldada com a condição de soldagem de 65% de corrente e 20 ciclos de preaquecimento e 70% de corrente e 7 ciclos de soldagem, com resistência ao cisalhamento de 2628,618 N (CPD 18). O perfil de dureza deixou evidente a existência de uma zona termicamente afetada (ZTA), em que os valores de dureza decrescem consideravelmente. Essa análise mostrou também que o processo de soldagem exerce influência sobre a microestrutura até uma distância de aproximadamente 5 mm em relação ao centro do ponto de solda. O perfil de dureza de soldas que apresentaram comportamento de médio e alto rendimento também foram traçados.

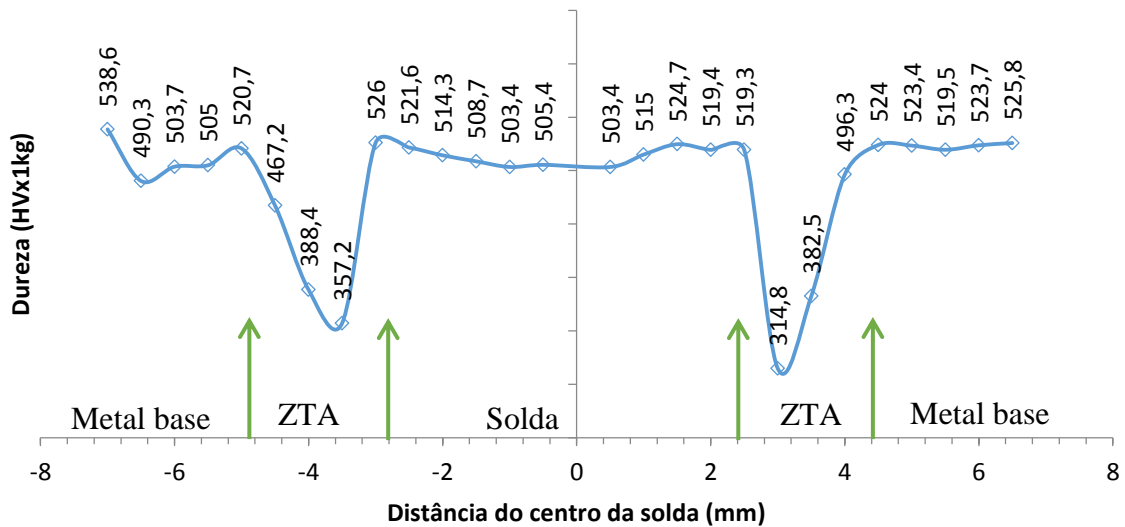


Figura 4.17 - Microdureza sentido longitudinal, CDP 18 (65% e 20 ciclos de pre e 70% e 7 ciclos de solda).

No gráfico da **Figura 4.18** mostra-se o perfil de dureza da chapa do aço 22MnB5 temperada, soldada com a condição de soldagem de 75% de corrente e 7 ciclos de preaquecimento e 70% de corrente e 15 ciclos de soldagem, com resistência ao cisalhamento de 4007,820 N (CPD 28). O perfil de dureza das três amostras analisadas é semelhante, a diferença fica na média da dureza na região da solda (zona fundida), em que é perceptível que as soldas de melhor desempenho apresentaram média de dureza da zona fundida maior.

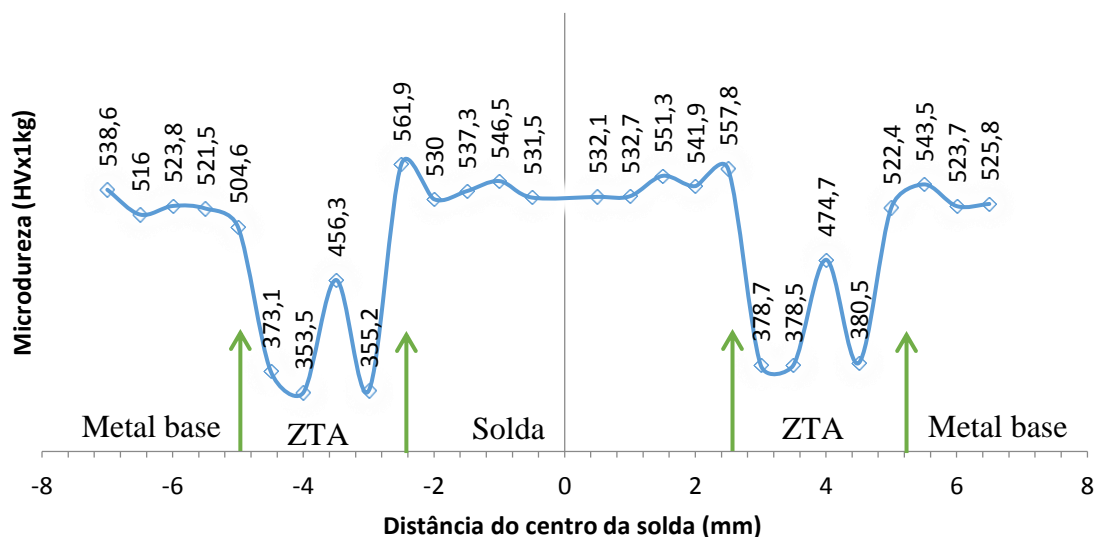


Figura 4.18 - Microdureza sentido longitudinal, CPD 28 (75% e 7 ciclos de pre e 70% e 15 ciclos de solda).

No gráfico da **Figura 4.19** as condições de soldagem foram 70% de corrente e 10 ciclos de preaquecimento e 85% de corrente e 15 ciclos de soldagem, com resistência ao cisalhamento de 5316,305 N (CDP 47), sendo que para esta condição de soldagem o mais

notável é o aumento da microdureza na região da solda, onde a média foi de 562,1 HV, 30 HV maior que o metal base. Para o CDP 18 a média da microdureza na região da solda é de 515 HV e para o CPD 28 é de 539,6.

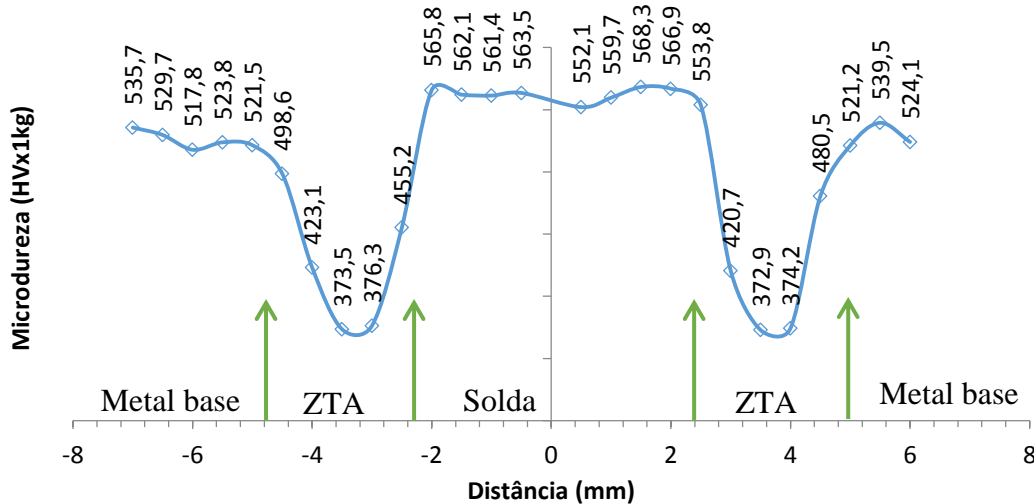


Figura 4.19 - Microdureza sentido longitudinal, CDP 47 (70% e 10 ciclos de pre e 85% e 15 ciclos de solda).

O nível de dureza na ZF (zona fundida) é afetado pelo aquecimento e consequentemente maior temperaturas nesta região comparativamente as outras regiões. Uma explicação para tal comportamento pode ser baseado no fato de que os níveis de temperatura na ZF conjugado com a deformação plástica a qual está sujeita esta região conduz a um refinamento da granulação, resultando assim no aumento do nível de dureza nesta região. Para confirmar esta hipótese, percebe-se que como todas as soldas foram submetidas ao mesmo nível de pressão, o corpo de prova que foi submetido ao maior nível de aquecimento (CDP 47), portanto maior temperatura e deformação apresentou o maior nível de dureza (562 HV) comparativamente aos outros CDP's avaliados. A mesma tendência é verificada para os outros dois CDP's analisados, onde no CDP 28, o nível de dureza medido (539,6 HV) foi superior ao do CDP 18 (515HV), em virtude do maior aquecimento do primeiro em relação ao último (VENUKUMAR et al., 2003).

Nos CDP's analisados nota-se uma diferença de microdureza medida na região da ZTA, e segundo Jong et al. (2011) isso pode ser atribuído ao fato de que ao longo da ZTA o metal pode alcançar picos de temperatura diferentes, e com isso ocasionar em pequenas regiões com microestrutura distintas e que estão diretamente relacionadas com o seu perfil de dureza. Quando a temperatura ultrapassa a linha A_{c3} , o metal é transformado em austenita e o resfriamento rápido transforma a austenita em martensita com grãos grosseiros e a microdureza pode ser semelhante a do metal base. Se o tempo de permanência do metal na

fase austenita for menor, o grão não tem tempo de crescer, ocasionando em uma martensita mais fina e microdureza pouco inferior a do metal base. Outra condição é quando o metal alcança o pico de temperatura entre A_{c1} e A_{c3} , formando austenita e ferrita; neste caso, no resfriamento é possível aparecer martensita, ferrita e bainita e uma microdureza menor que a do metal base (BACIC, 2016).

4.6.2 Direção transversal

Os gráficos das **Figuras 4.21, 4.22 e 4.23** mostram o perfil de dureza do ponto de solda entre o aço 22MnB5 e o aço eletro galvanizado. A dureza foi medida nas duas amostras no local de soldagem conforme apresentado na **Figura 4.20**, obtidas em intervalos de 0,5 mm. Com base no perfil de dureza é possível notar uma constância de dureza no ponto de solda e seu sucessivo decréscimo ao se aproximar do aço eletro galvanizado. A dureza referente ao aço 22MnB5 permanece dentro dos valores esperados. A dureza do ponto de solda aumenta em aproximadamente 300 HV em comparação a dureza do aço eletro galvanizado. Isto se deve ao fato, da existência de elementos de liga tais como o cromo e manganês no aço 22MnB5, e o aumento do carbono equivalente, contido no aço eletro galvanizado; esses elementos se fundem durante a formação da solda e contribuem para tal comportamento. Além disso, a elevada taxa de arrefecimento durante a RSW leva a formação de martensita dura na zona da solda.

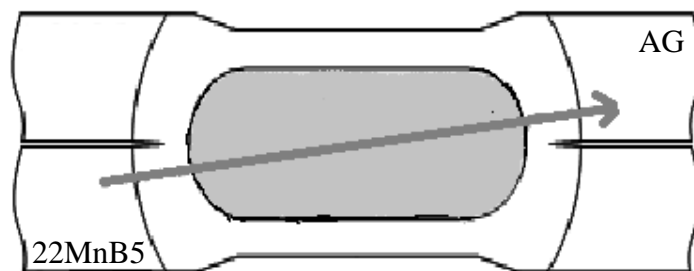


Figura 4.20 - Sentido das medidas de microdureza para juntas soldadas por ponto de solda.

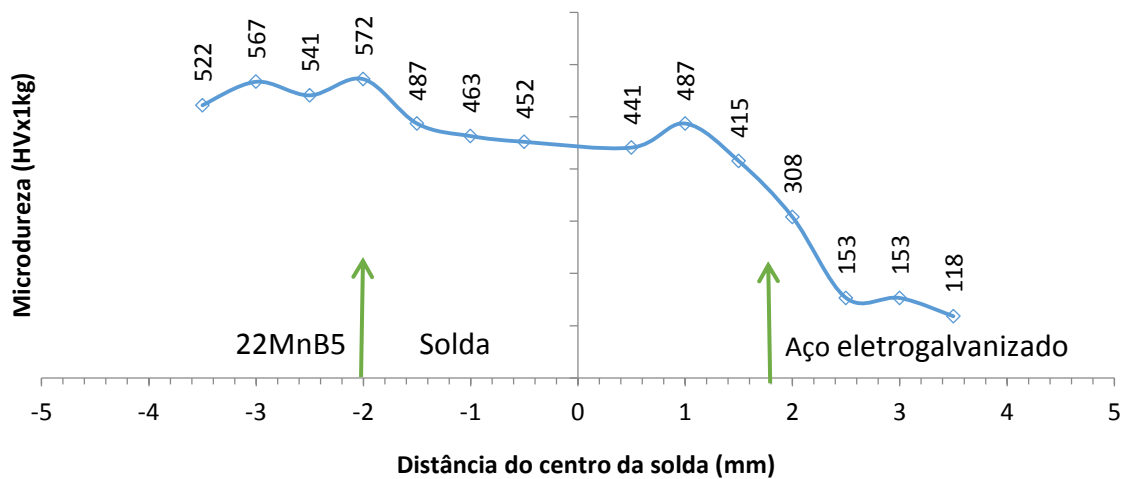


Figura 4.21 - Microdureza sentido transversal, CPD 47 (70% e 10 ciclos de pre e 85% e 15 ciclos de solda).

O gráfico da **Figura 4.21**, apresenta a microdureza transversal do CDP 47 (70% e 10 ciclos de preaquecimento e 85% 15 ciclos de solda). É possível identificar que a média da microdureza longitudinal na zona fundida (562,1 HV) é consideravelmente maior do que a média da microdureza transversal (457,5 HV). Como mencionado acima, a fusão dos materiais dissimilares alteram a composição química da solda, ocorrendo uma mistura dos dois aços, gerando uma região de composição química desconhecida e que pode apresentar anisotropia, que por sua vez ocasiona essa discordância de valores de microdureza entre as direções de medidas, uma vez que no sentido longitudinal, a composição química e seu respectivo comportamento mecânico se assemelham com o material da chapa que esta ocorrendo à leitura. Outro ponto são as zonas parcialmente diluídas, que podem gerar um gradiente de diluição dos elementos químicos, fazendo com que ao longo do ponto de solda os valores de microdureza variem à medida que se aproxima ou se afasta a leitura de um dos lados dos metais.

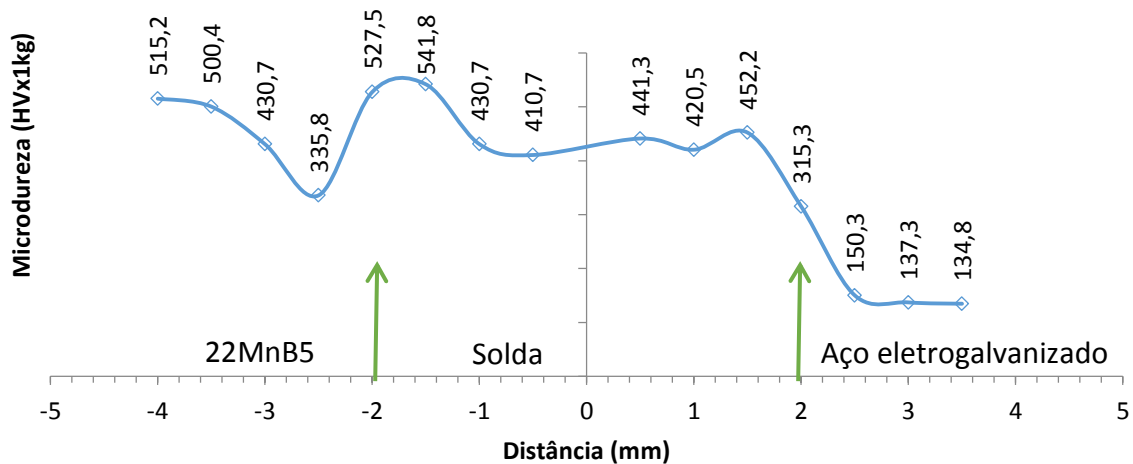


Figura 4.22 - Microdureza sentido transversal, CPD 67 (75% e 25 ciclos de soldagem).

No gráfico da **Figura 4.22**, encontramos o perfil de microdureza transversal para o CDP 67, que não recebeu a fase de preaquecimento e foi soldado com 75% de corrente e 25 ciclos (4876,754 N). A média dos valores de microdureza encontrados na região da solda (431 HV) é menor do que os encontrados no CDP 47, que passou pelo processo de preaquecimento. Apesar da corrente de soldagem não ser a mesma entre os CDP's, o tempo de soldagem do CDP 67 é 10 ciclos maior do que o CDP 47, o que assegura uma transferência de energia maior, mesmo com uma intensidade de corrente menor, gerando um diâmetro de solda com dimensões semelhantes.

Se a corrente de soldagem for muito alta, a espessura total das chapas é aquecida até a região plástica e a zona de solda atinge a temperatura de fusão, com isso os eletrodos penetram profundamente nas chapas e as superfícies externas dos eletrodos podem também ser aquecidas e até queimadas. Isto é suficiente para produzir expulsão de material da zona fundida, tendo como resultado uma baixa vida útil do eletrodo e soldas com baixa qualidade (RMWA, 1989). Isso pode ter sido o caso do CDP 12, **Figura 4.23**, com a condição de soldagem de 75% de corrente e 7 ciclos de preaquecimento e 80% de corrente e 10 ciclos de soldagem, onde foi possível observar tal fenômeno. O que também fica evidente pelo gráfico do seu perfil de dureza, e a não constância de seu valor no decorrer do ponto de solda, apresentando perfil de dureza diferente dos CDP's 47 e 67.

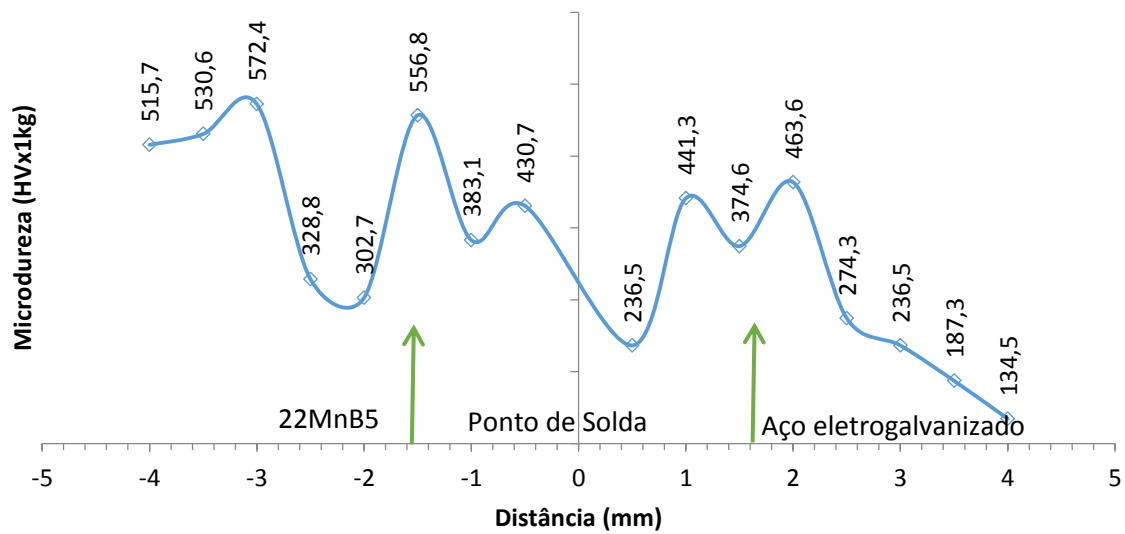


Figura 4.23 - Microdureza sentido transversal, CPD 12 (75% e 7 ciclos de pre e 80% e 20 ciclos de solda)..

Branco (2004) e Nascimento (2008) concordam que existe um limite inferior e um limite superior para a densidade de corrente. Se o limite inferior não for observado, não ocorrerá fusão, e se a densidade de corrente ultrapassar o limite superior o eletrodo penetrará na peça, abaixando com isso, a vida útil do eletrodo. De tal modo, para uma dada força de aplicação dos eletrodos, há uma corrente máxima, acima do qual o metal sob os mesmos parâmetros é expulso violentamente provocando soldas com defeito.

Branco (2004) ressalta ainda que a projeção de metal é um importante fenômeno que pode ser observado comumente durante o processo de soldagem por resistência, a expulsão envolve perda de metal do ponto de solda, e conseqüentemente reduz as forças de soldagem, sendo um resultado não interessante para a indústria.

4.7 Análise metalográfica

A realização da fase de análise de microestrutura do presente trabalho buscou avaliar a existência de inclusões, sua natureza, distribuições e dimensões, bem como observar se ocorreu a existência de trincas, porosidade ou pequenas falhas de solidificação da solda. Permitiu ainda identificar as fases existentes no metal base, ZTA e região da solda e relacioná-las com o comportamento mecânico da junta.

Para o metal base 22MnB5 as microestruturas observadas no aço sem têmpera são a ferrita e a perlita, **Figura 4.24**. Segundo Nikravesh et al. (2012), 78% ($\pm 5\%$) do volume do metal 22MnB5 é formado por ferrita, e 22% ($\pm 5\%$) do volume de perlita para as condições sem tratamento térmico. A microestrutura predominante encontrada no aço 22MnB5, após sofrer tratamento térmico de têmpera, é a martensita, **Figura 4.25**.

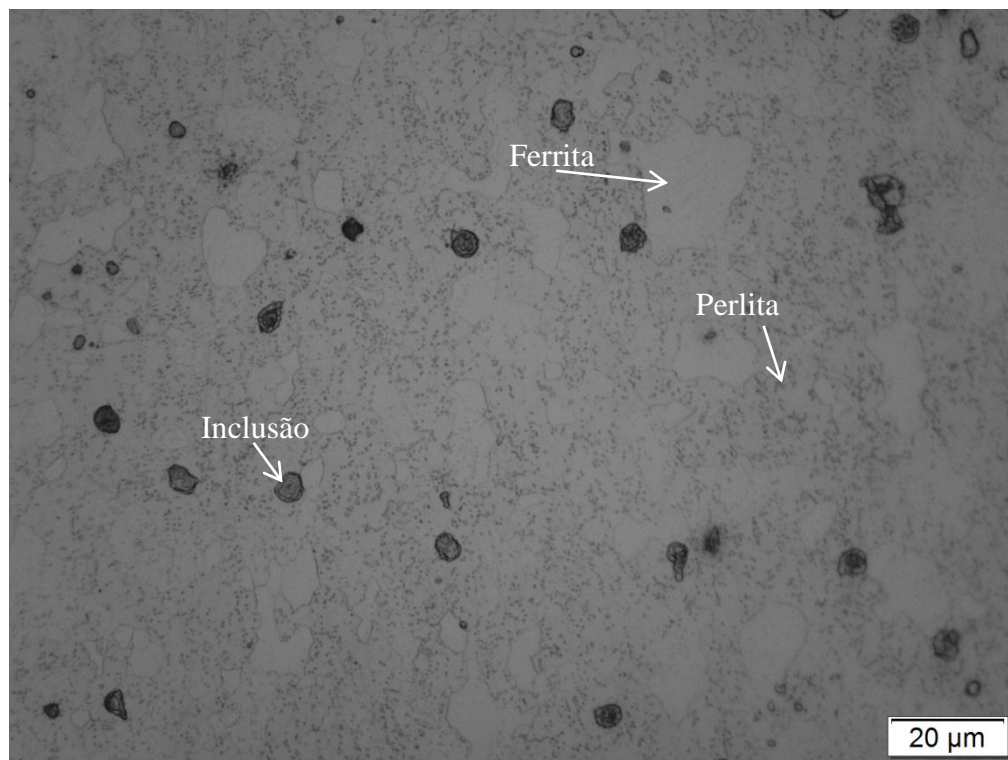


Figura 4.24 - Chapa do aço 22MnB5 sem têmpera, ataque com Nital 4%, aumento de 500x.

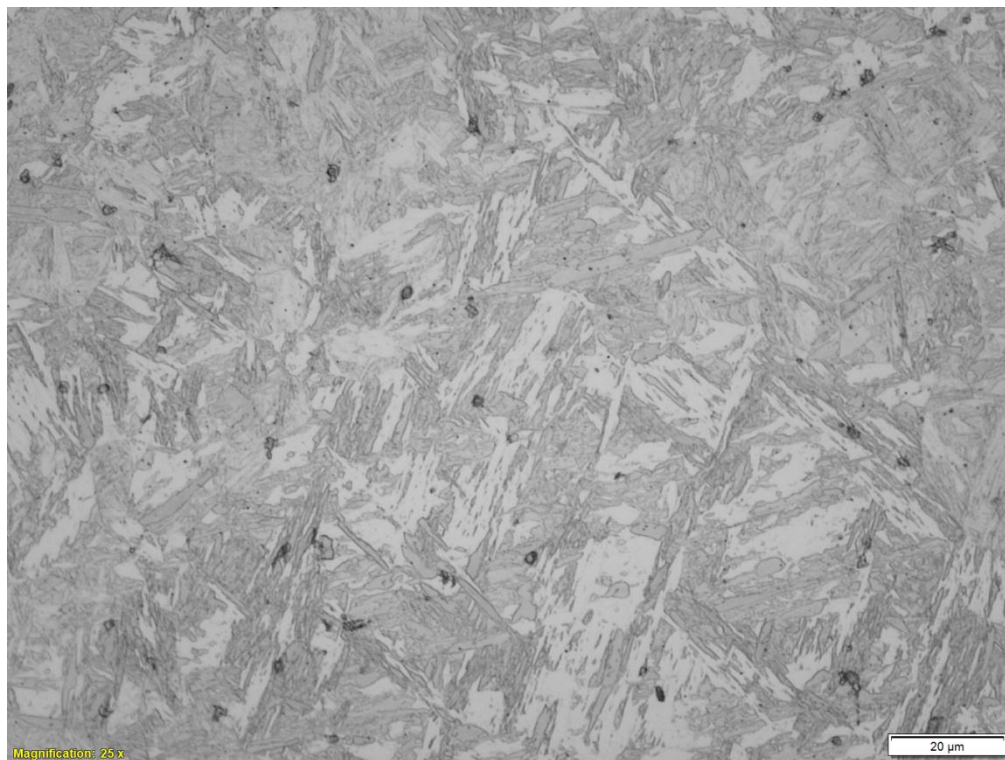


Figura 4.25 - Chapa do aço 22MnB5 com têmpera, ataque com Nital 4%, aumento de 500x.

4.7.1 Análise metalográfica no ponto de solda do aço 22MnB5

Os CDP que apresentaram desempenho baixo (CPD 18 - 65% e 20 ciclos de preaquecimento e 70% e 7 ciclos de soldagem), mediano (CPD 28 - 75% e 7 ciclos de preaquecimento e 70% e 15 ciclos de soldagem) e bom (CPD 47 - 70% e 10 ciclos de preaquecimento e 85% e 15 ciclos de soldagem), foram submetidos à análise metalográfica. Além do CDP 67 (75% e 25 ciclos de soldagem) que apresentou melhor desempenho de resistência mecânica sem sofrer a fase de preaquecimento de soldagem e o CDP 12 (75% e 7 ciclos de preaquecimento e 80% e 20 ciclos de soldagem) que apresentou expulsão de material durante a sua execução.

Na **Figura 4.26** observa-se a microestrutura encontrada na região da solda do CDP 18, com resistência ao cisalhamento de 2628,618 N. Na imagem identifica-se a formação da fase martensita, formada devido à rápida velocidade de arrefecimento após fusão do metal de solda, e ferrita. Das várias microestruturas que podem ser produzidas para uma dada liga de aço, a martensita é a mais dura, a mais resistente e mais frágil, podendo-se dizer que sua ductilidade é desprezível. Na **Figura 4.27**, encontra-se a microestrutura formada na ZTA do CDP 18, composta de um volume de martensita menos agulhada e com uma maior parte de ferrita estável em comparação com a região da solda.

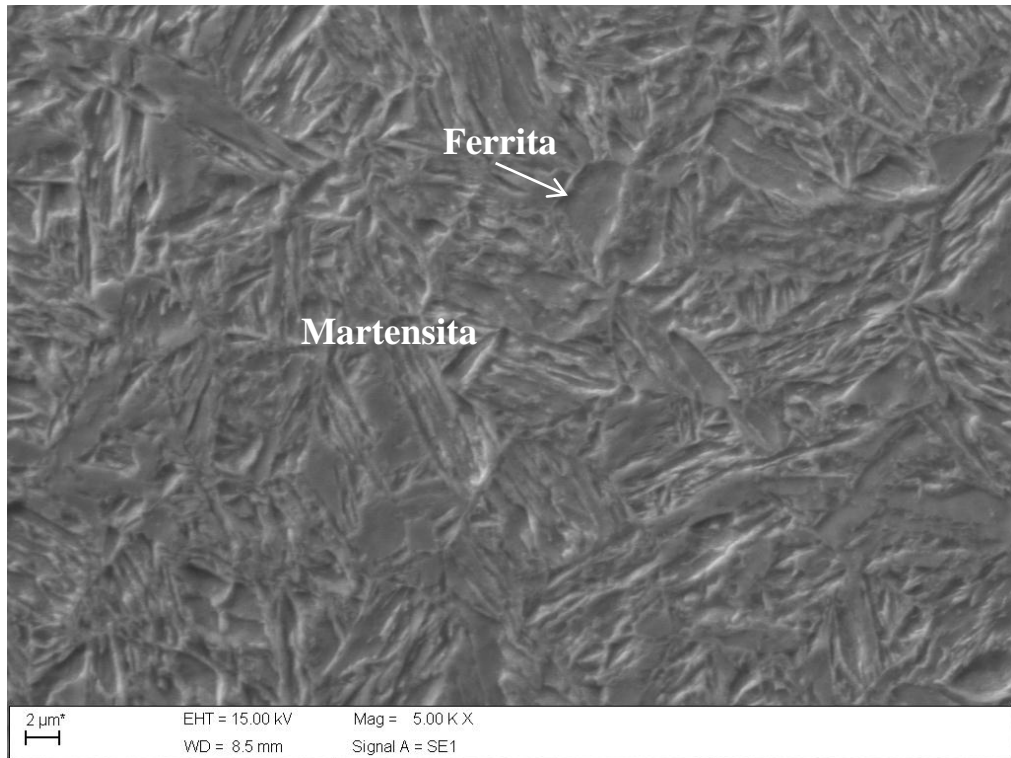


Figura 4.26 - Microestrutura da região da solda aço 22MnB5; CDP 18.

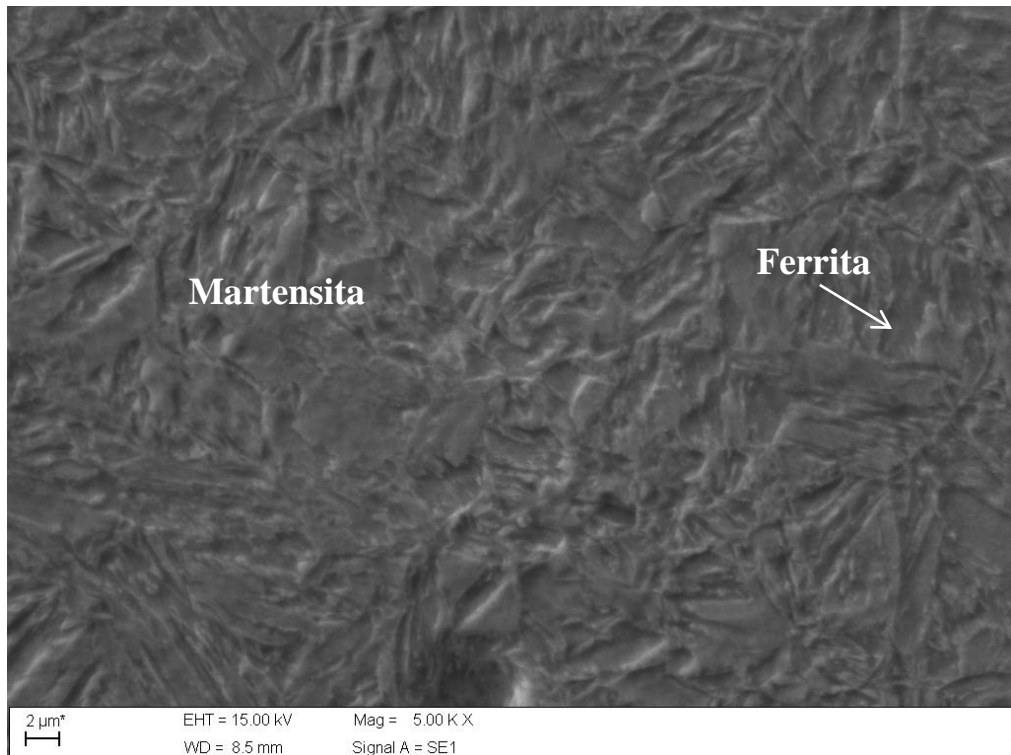


Figura 4.27 - Microestrutura da região da ZTA aço 22MnB5; CDP 18.

A ferrita é um constituinte formado por uma solução sólida de ferrita alfa com carbono em forma de impureza intersticial. É o constituinte mais macio do aço, sendo altamente maleável, porém tenaz. O aparecimento da ferrita ao redor da zona fundida do ponto de solda esta relacionada diretamente com o perfil de dureza desta região, uma vez que a ferrita suaviza a dureza da região.

Na **Figura 4.28** observa-se a microestrutura encontrada na região da solda do CDP 28, em que as condições de soldagem foram 75% de corrente e 7 ciclos de preaquecimento e 70% de corrente e 15 ciclos de soldagem, com resistência ao cisalhamento de 4007,820 N. Na imagem é visível a formação da fase martensita. Em contraste com as demais microestruturas, acredita-se que a resistência da martensita não esta relacionada com a sua microestrutura, mas sim com a eficiência dos átomos intersticiais de carbono em restringir o movimento das discordâncias.

Na **Figura 4.29**, encontra-se a microestrutura formada na ZTA do CDP 28, bainita e ferrita. A bainita possui uma estrutura mais fina, com partículas menores de ferrita e cementita, são geralmente mais resistentes e mais duras que a microestrutura perlítica; no entanto, ainda exibem uma combinação favorável de resistência e ductilidade. O aparecimento desta microestrutura provavelmente é originado em virtude do efeito do recozimento, gerado pela taxa de arrefecimento relativamente lenta na ZTA.

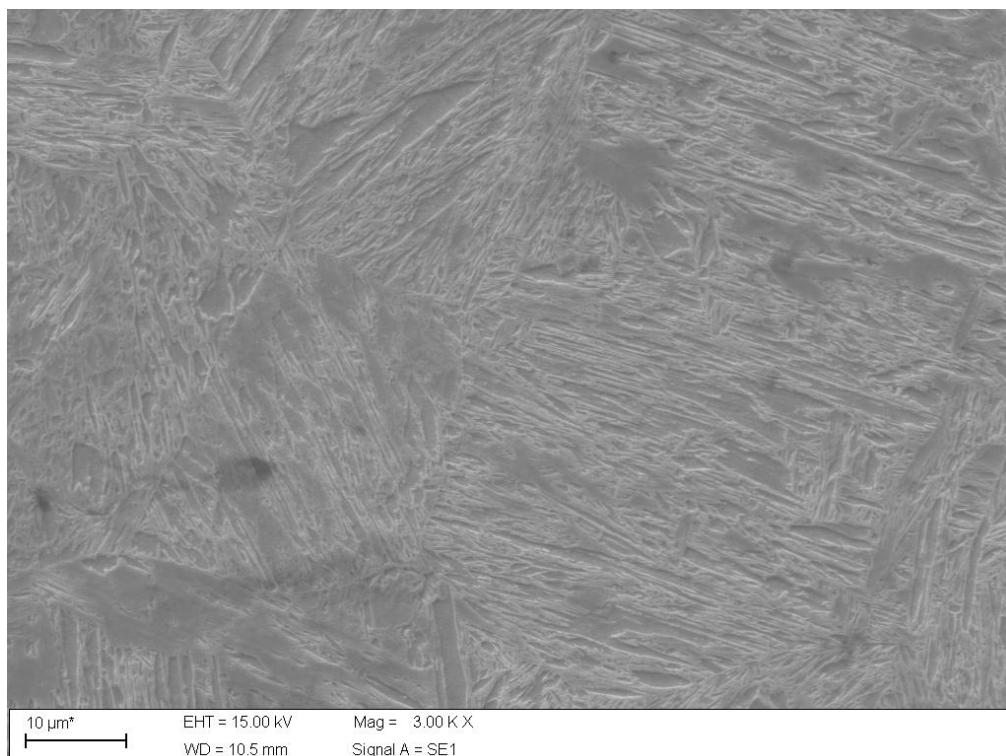


Figura 4.28 - Microestrutura da região da solda aço 22MnB5; CDP 28.

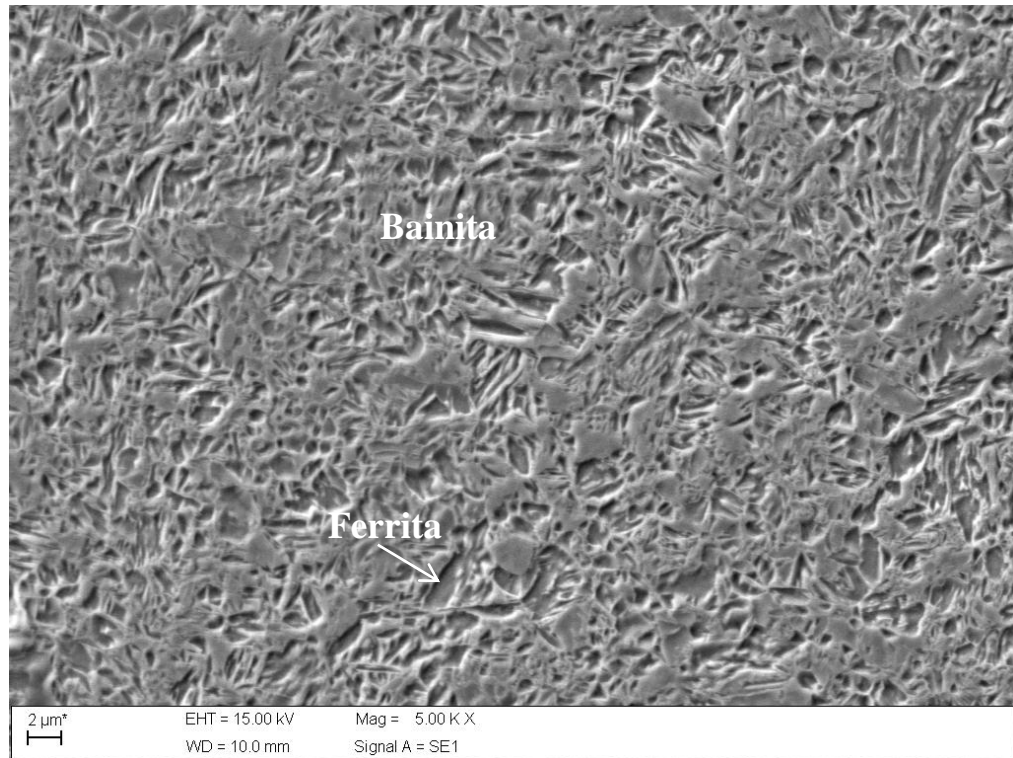


Figura 4.29 - Microestrutura da região da ZTA aço 22MnB5; CDP 28.

Nas **Figuras 4.30 e 4.31** encontramos a microestrutura da região da solda e ZTA respectivamente do CDP 47 que foi soldado com 70% de corrente e 10 ciclos de preaquecimento e 85% de corrente e 15 ciclos de soldagem, com resistência ao cisalhamento de 5316,305 N. Ambas as região apresentaram microestrutura martensítica. Pela análise das imagens metalográficas é possível perceber que a região da solda de todas as amostras permanece com a microestrutura martensita. A pequena diferença de dureza entre as regiões de solda das amostras analisadas provavelmente é atribuída ao teor de carbono presente na respectiva microestrutura e ao aparecimento de alguma proporção de ferrita na matriz da microestrutura.

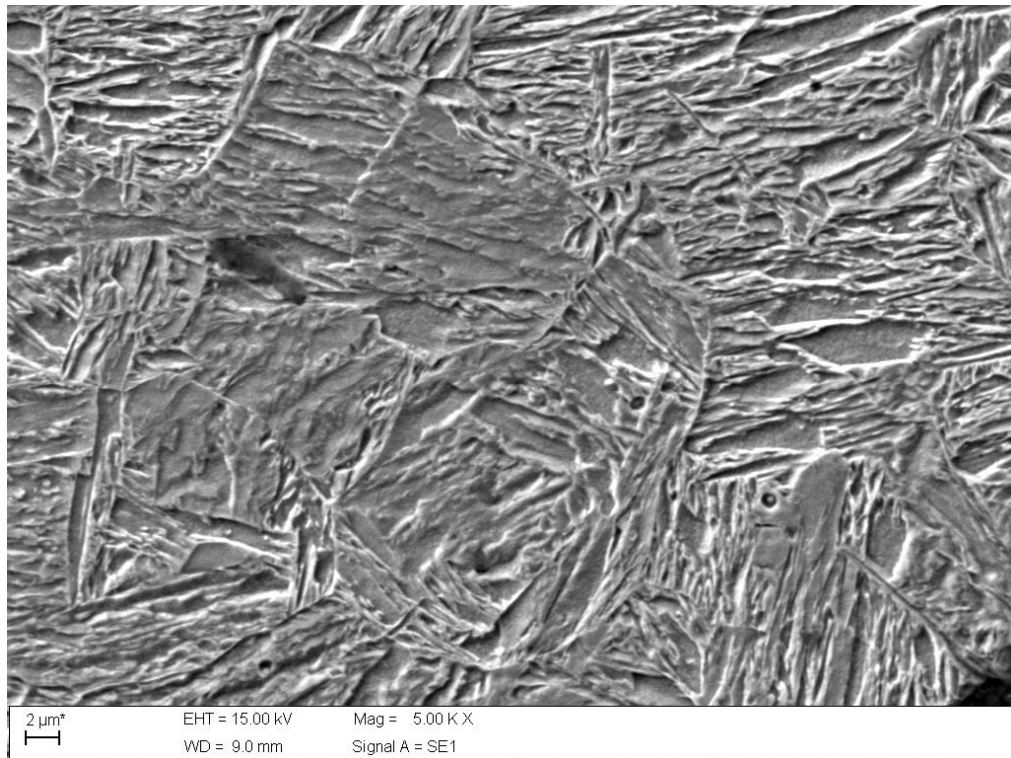


Figura 4.30 - Microestrutura da região da solda aço 22MnB5; CDP 47.

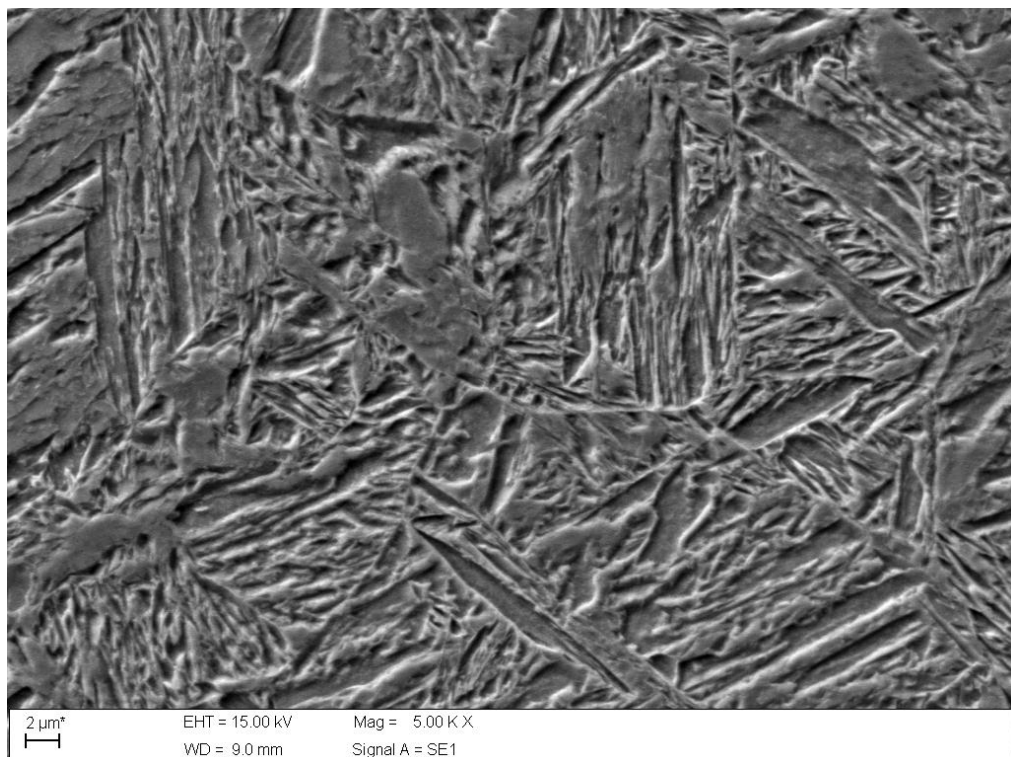


Figura 4.31 - Microestrutura da região da ZTA aço 22MnB5; CDP 47.

Diferentemente da maioria das condições apresentadas anteriormente, em que se observa microestrutura martensítica na região da solda, a mesma microestrutura do metal base, as microestruturas encontradas na ZTA dos CDP's 18 e 28 apresentam comportamento distinto. É possível que o aquecimento, na ZTA, nas condições de soldagem dos CDP's 18 e 28 não tenha atingido a temperatura de recristalização do metal ou alta taxa de arrefecimento; ocorrendo apenas o refino dos grãos, gerando microestruturas com resistência mecânica menor. Isso pode ser atribuído à variação da resistência ao cisalhamento das amostras, uma vez que, a fratura ocorreu na região da ZTA, e microestruturas com menor resistência acarretaram em valores de resistência mecânica menor.

4.7.2 Análise metalográfica no ponto de solda no sentido transversal

Os CDP's 18, 28 e 47 além de uma análise metalográfica somente na chapa do aço 22MnB5, também foram analisadas em forma de junta de solda, onde o ponto de solda não foi separado e o corte ocorreu na direção transversal da junta. Na **Figura 4.32** é possível identificar a localização dos pontos de análise.

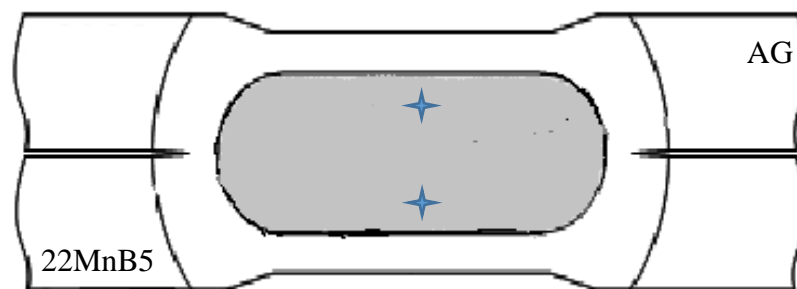


Figura 4.32 - Localização dos pontos onde ocorreram as análises metalográficas no sentido transversal.
Fonte: Autor (2016).

Nesta análise todos os pontos apresentaram microestrutura martensítica, o que permite dizer que independente da direção, os pontos de solda apresentam microestrutura uniforme, não ocorrendo variação microestrutural entre a fusão dos dois materiais. Com isso, é possível que independente da direção do carregamento o ponto de solda apresentará comportamento semelhante, e que na formação do ponto de solda ocorreu uma perfeita fusão entre os materiais dissimilares, uma vez que não é possível identificar influência significativa das diferentes composições químicas dos metais na microestrutura observada.

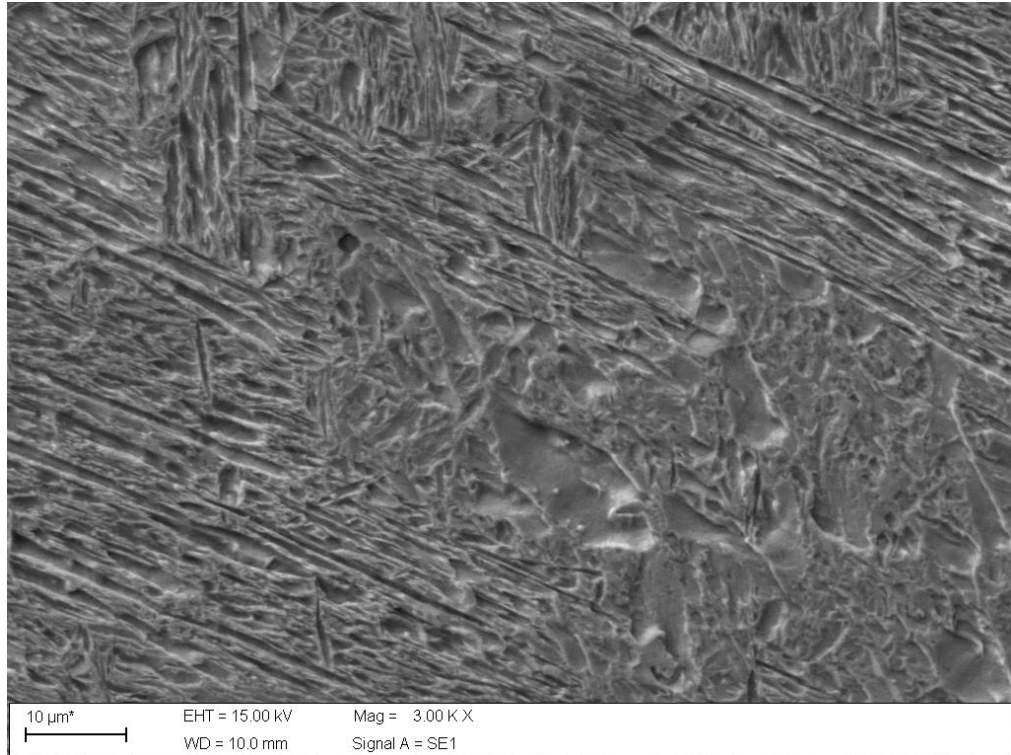


Figura 4.33 - Microestrutura da região da solda próxima ao aço eletrolgalvanizado, CDP 18.

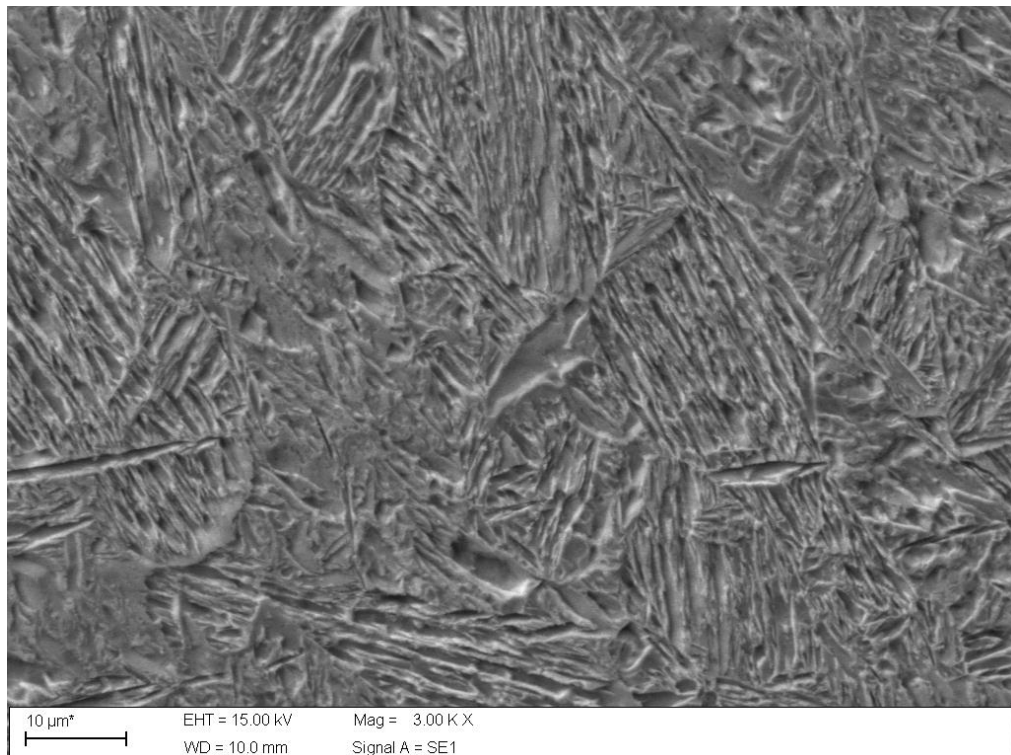


Figura 4.34 - Microestrutura da região da solda próxima ao aço 22MnB5, CDP 18.

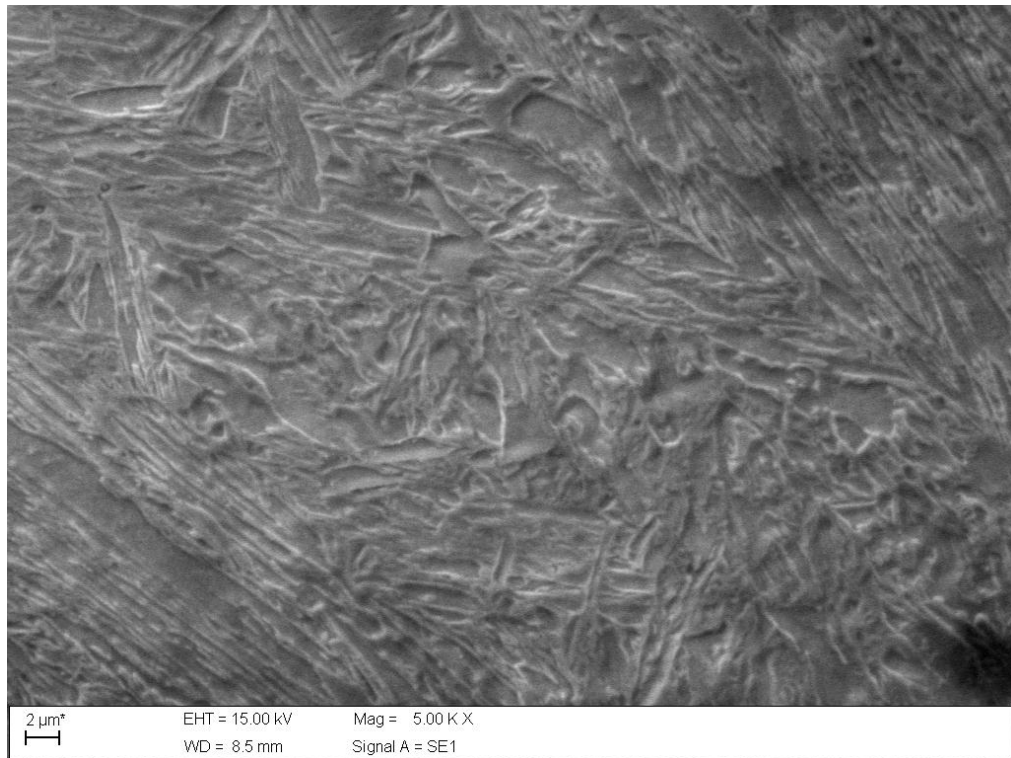


Figura 4.35 - Microestrutura da região da solda próxima ao aço eletro galvanizado, CDP 28.

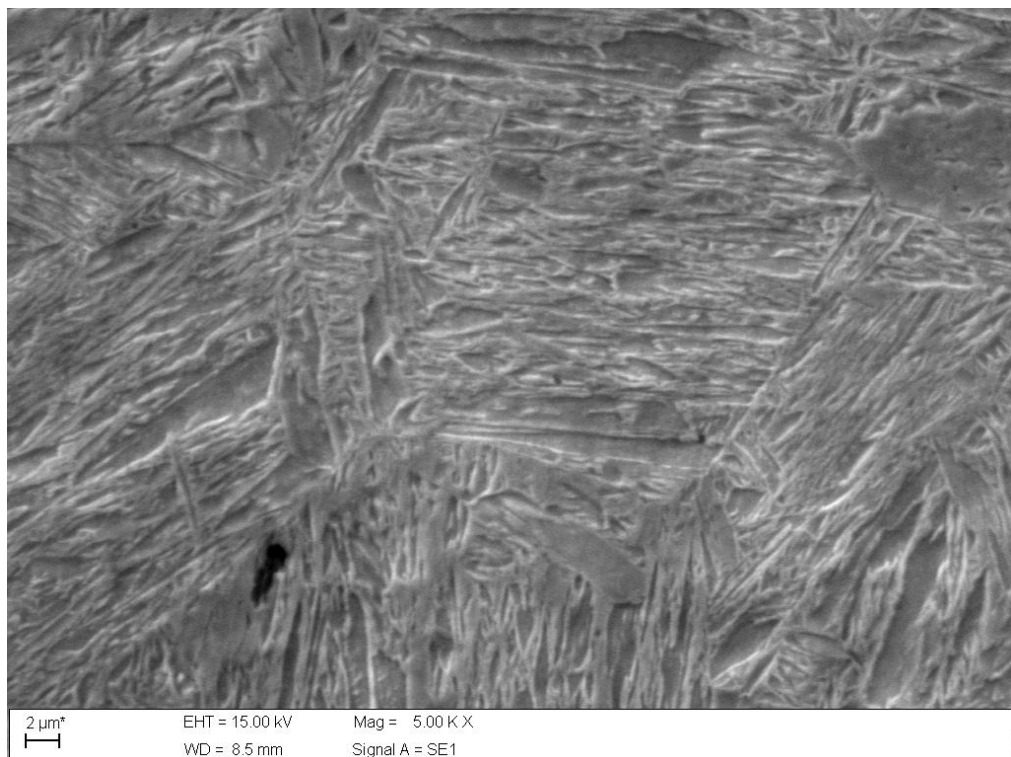


Figura 4.36 - Microestrutura da região da solda próxima ao aço 22MnB5, CDP 28.

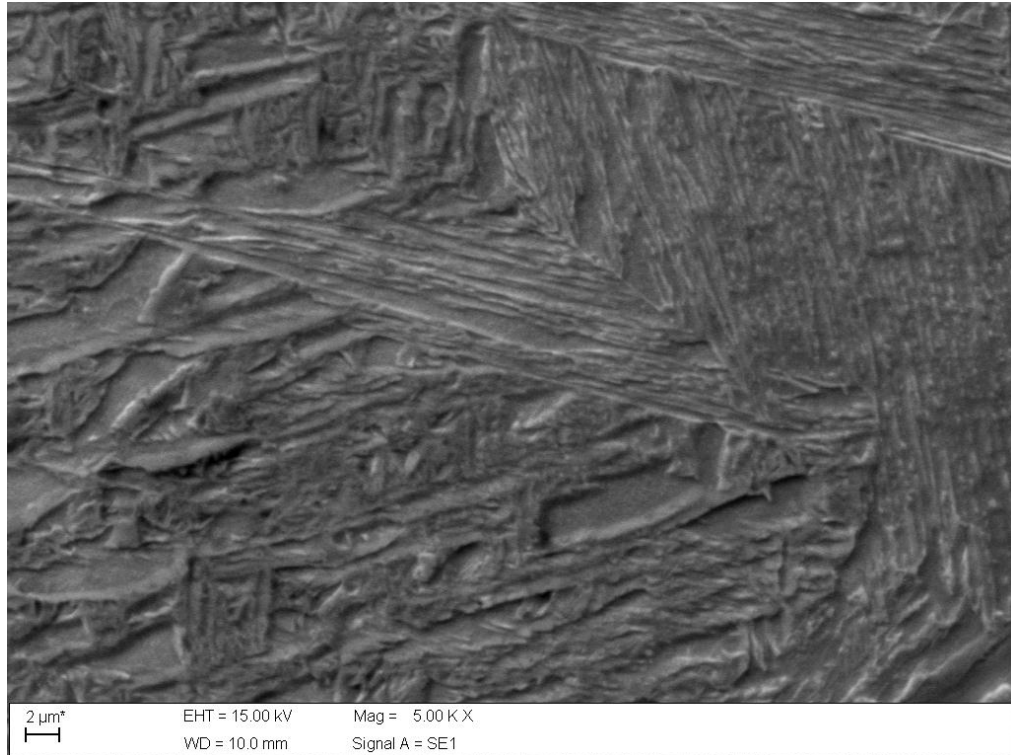


Figura 4.37 - Microestrutura da região da solda próxima ao aço eletro galvanizado, CDP 47.

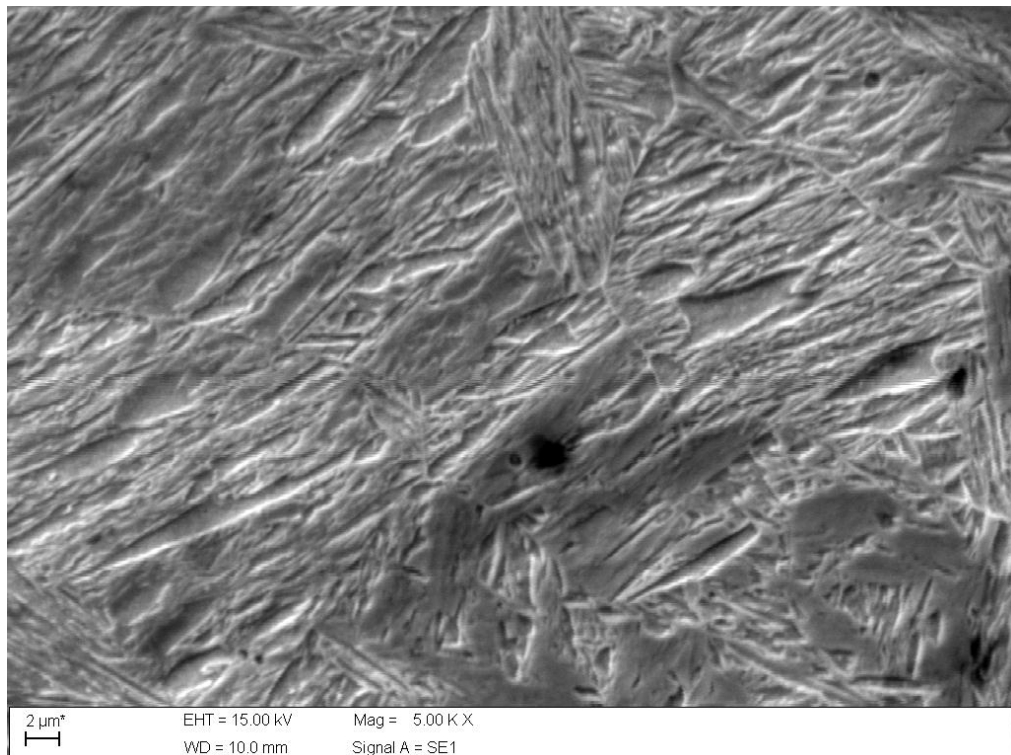


Figura 4.38 - Microestrutura da região da solda próxima ao aço 22MnB5, CDP 47.

4.8 Análise da composição química entre Solda, ZTA e Metal base 22MnB5

Nos aços, além dos elementos principais, podem ser adicionados outros, com o objetivo de lhes conferir determinadas características como, melhores propriedades mecânicas, usinabilidade, propriedades físico-químicas e outras. A adição de elementos de liga pode modificar a distribuição de outros elementos pela formação de compostos determinados pela afinidade química entre os mesmos e alterar o diagrama de equilíbrio.

Adições de outros elementos de liga produzem mudanças consideráveis no diagrama de fases para o sistema ferro-carbono. A extensão dessas mudanças sobre as posições das fronteiras entre as fases e seus formatos depende do elemento de liga, e em particular, da sua concentração. A heterogeneidade química de uma liga dá-se por efeito de segregação. Com frequência, torna-se necessário expressar a composição de uma liga em termos dos seus elementos químicos. Isso pode nos ajudar a compreender o comportamento mecânico do material, e no nosso caso específico da região da solda e ZTA.

A adição de elementos alfa-gênicos como o molibdênio, vanádio e silício, tem como tendência a aumentar o domínio ferrítico e a adição de elementos gama-gênicos como o manganês e níquel tem a tendência a aumentar o domínio austenítico. Além dos elementos influenciarem na entalpia de formação da solução. A adição de elementos de liga, não pode só modificar o domínio de estabilidade de determinada fase já existente, mas também originar novas fases ou compostos. Elementos esses encontrados no aço 22MnB5.

Considerando a composição química do aço trabalhado nesta pesquisa, 22MnB5, procurou-se estudar e analisar o comportamento mecânico, bem como a mudança de estrutura cristalina baseadas na variação do teor dos elementos de maior relevância, ou melhor especificamente dos elementos que o microscópio eletrônico de varredura foi capaz de captar tais como o Carbono, Manganês, Silício e Cromo, é importante destacar que a escolha desses elementos foi devido à porcentagem superior a décimos. Elementos de igual relevância, porém com percentualidade inferior a centésimos de porcentagem, não foram capazes de serem captados pelo método disponível, como o Boro.

Buscando compreender se existe alguma relação entre a formação das fases e comportamento mecânico na região da solda e ZTA com a composição química dessas regiões, um *Line Scanner* foi realizado entre a solda, ZTA e metal base 22MnB5 em todas as amostras pré-selecionadas para análise.

Entre os CDP's, pouca distinção pode ser feita, onde a variação química permanece razoavelmente estável durante toda a varredura em uma mesma amostra e em comparação com as demais amostras, o que torna inviável relacionar a variação da composição química com as propriedades discutidas anteriormente. Com isso, percebe-se que independente dos parâmetros utilizados na soldagem e na aplicação ou não da fase de preaquecimento, não foi possível perceber sua influencia na distribuição dos elementos nas distintas regiões. De modo geral, não se pode afirmar que há uma variação na composição química entre as regiões de metal base, ZTA e zona fundida, pois os elementos estão bem distribuídos na matriz e não se verificou qualquer diferença substancial de difusão dos elementos de liga nestas regiões e entre as amostras. Portanto, não é a variação de elementos químicos que causa a variação de resistência e sim a microestrutura formada devido a não uniformidade de resfriamento do processo de solda. Na **Figura 4.39** é possível localizar a direção, posição e dimensão das análises do *Line Scanner*. Nas **Figuras 4.40 a 4.43** encontram-se os resultados obtidos pelo *Line Scanner* das amostras 18, 28, 47 e 67 respectivamente.

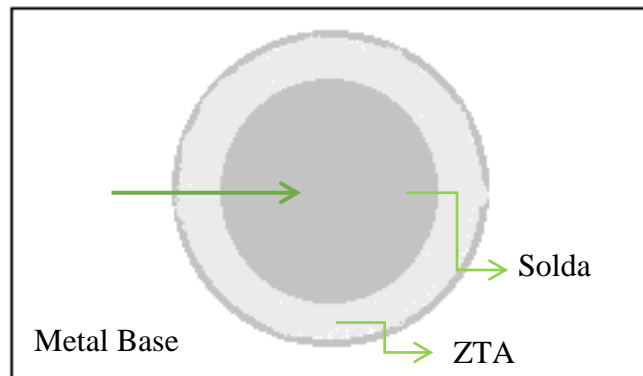


Figura 4.39 - Sentido da medição do Line Scanner nas amostras.

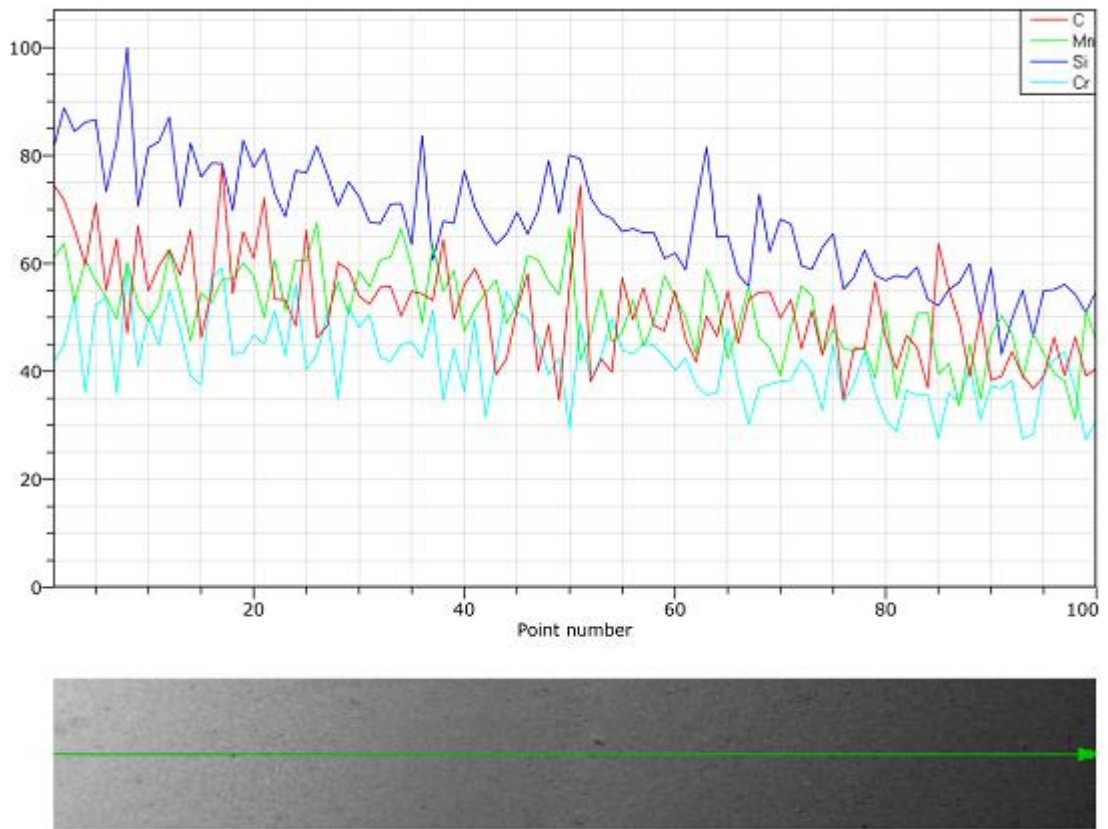


Figura 4.40 - *Line Scanner* da composição química do metal base, ZTA e região da solda do CDP 18.

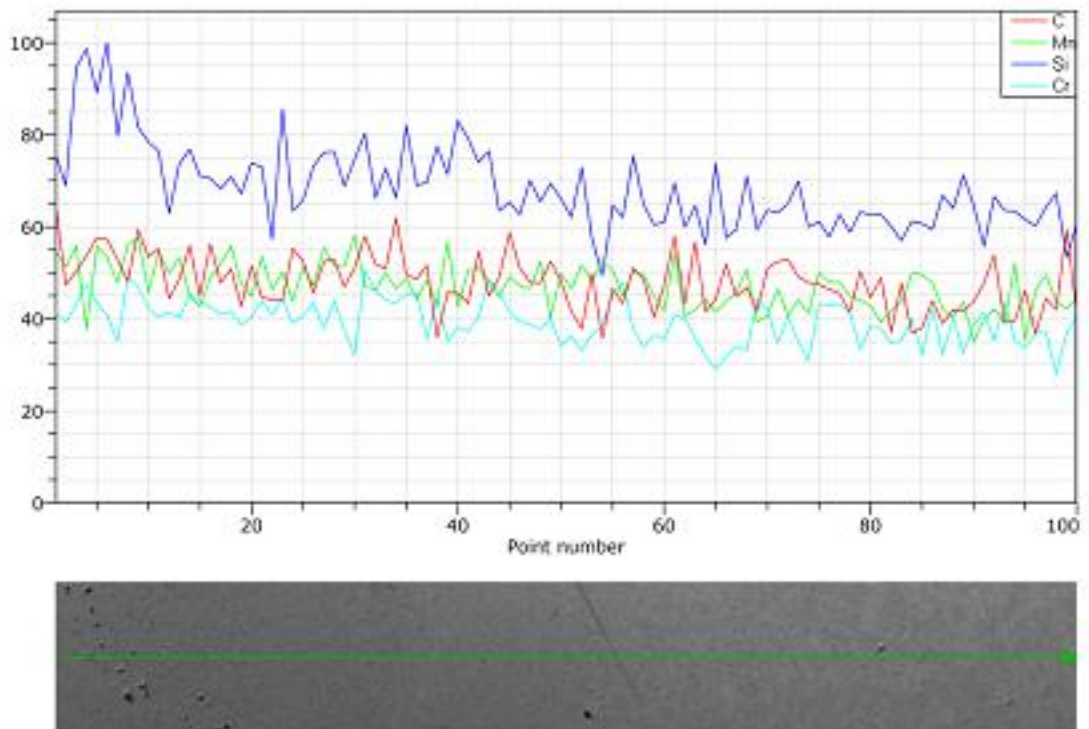


Figura 4.41 - *Line Scanner* da composição química do metal base, ZTA e região da solda do CPD 28.

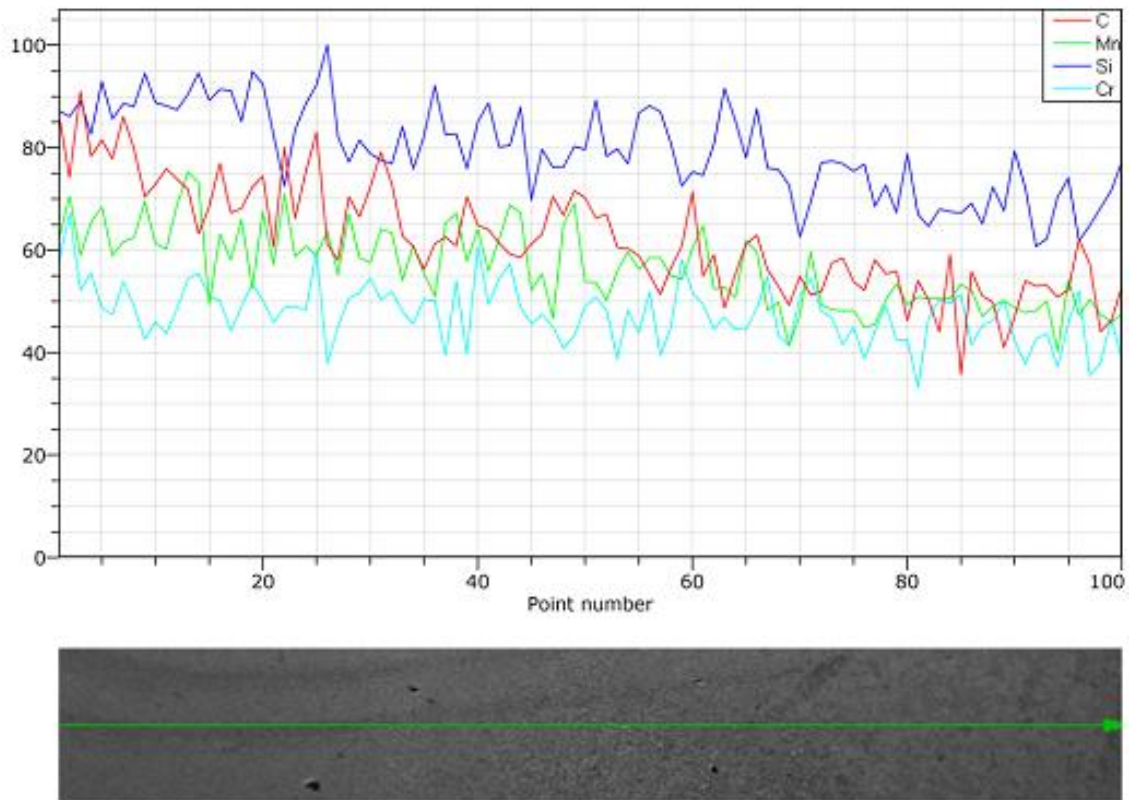


Figura 4.42 - *Line Scanner* da composição química do metal base, ZTA e região da solda do CPD 47.

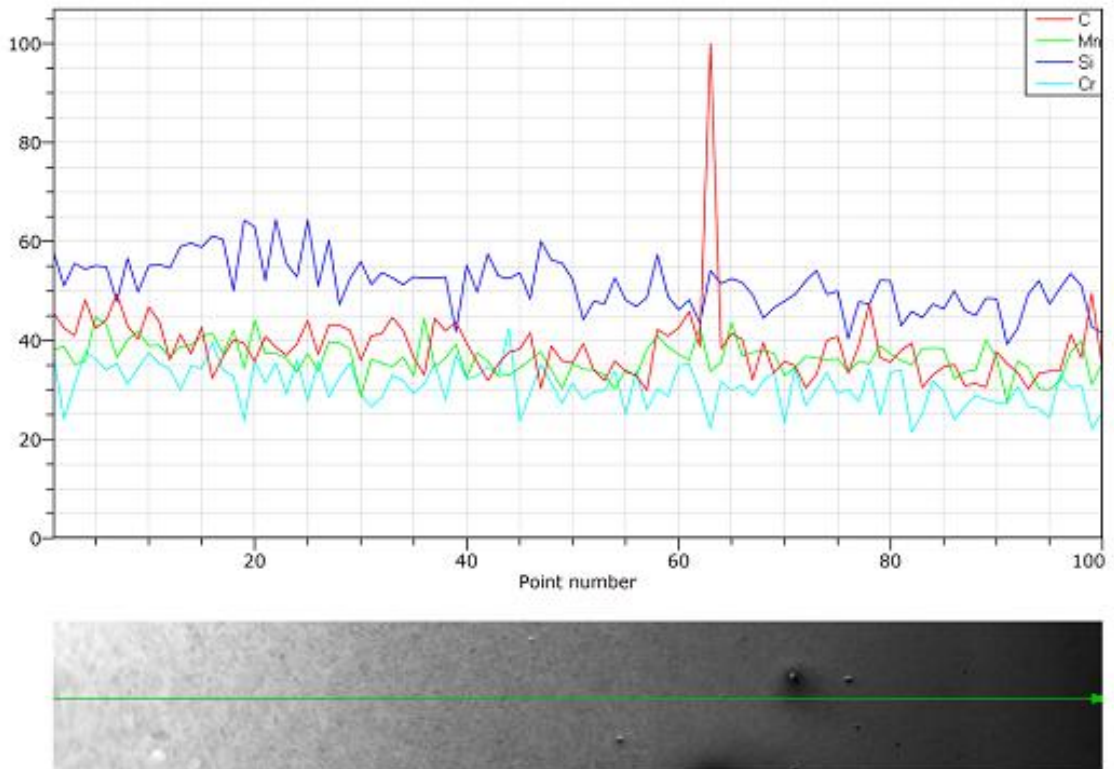


Figura 4.43 - *Line Scanner* da composição química do metal base, ZTA e região da solda do CPD 67.

4.9 Inclusão de zinco

Como mencionado anteriormente, a não remoção da camada de zinco do aço galvanizado durante a soldagem pode ocasionar contaminação da poça de fusão pelo zinco, podendo o elemento incrustar-se a poça atribuindo baixa resistência ao ponto de solda e, da migração do zinco para os eletrodos durante o processo de soldagem, o que pode diminuir sua vida útil. Diante deste contexto, foram analisadas as amostras do CDP 47 C e 67 (75% e 25 ciclos de soldagem) quanto ao teor de zinco no ponto de solda. O CDP 67 foi escolhido para análise devido ao seu melhor resultado de resistência ao cisalhamento. Na **Figura 4.44** encontramos a localização dos pontos de análise na amostra. Na **Tabela 4.10** os valores absolutos do teor de zinco em cada ponto de análise para ambas as amostras e no gráfico da **Figura 4.45** uma melhor visualização da variação do teor de zinco.

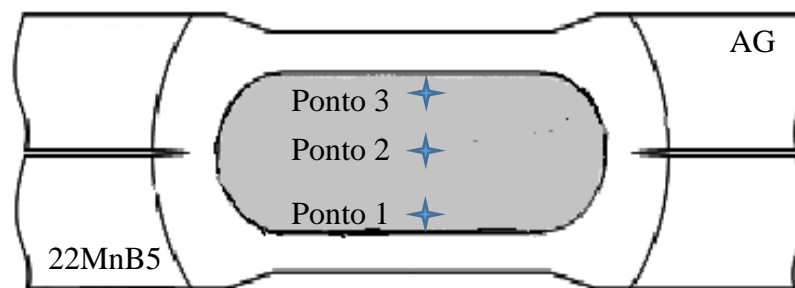


Figura 4.44 - Localização dos pontos de medição do teor de zinco.

Tabela 4.10 - Valores absolutos para o teor de zinco.

		Teor de Zinco					
Amostra	Preaquecimento		Soldagem		Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3
	Corrente	Ciclos	Corrente	Ciclos	Wt %	Wt %	Wt %
47	70%	10	85%	15	0,0	0,12	0,5
67	0%	0	70%	15	0,18	0,52	0,3

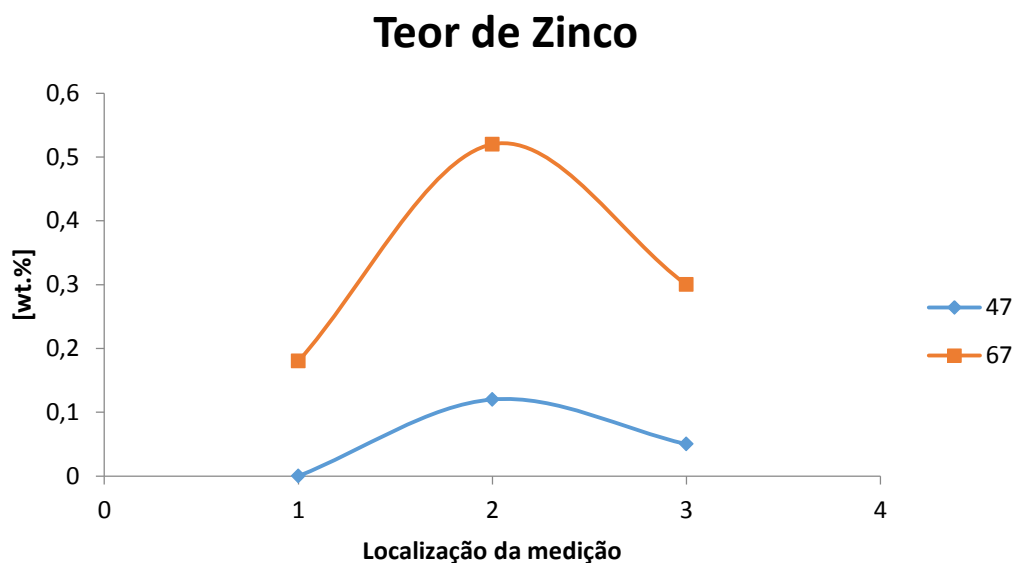


Figura 4.45 - Teor de zinco.

Sabe-se que o zinco pode causar efeitos metalúrgicos indesejados no material; por ter baixa temperatura de evaporação e não ser solúvel no aço. O zinco pode se disseminar e ocupar espaços entre contornos de grãos e dendritas nas frentes de solidificação, formando poros e fragilizando a região podendo ainda dar origem a trincas de solidificação. Essa fragilização tende a acontecer na região de contato entre as chapas eletrolgalvanizadas e os eletrodos de trabalho, devido ao crescimento de grão gerado pelo aquecimento da região e à grande capacidade de molhamento das ligas Zn-Cu.

Como esperado, no CDP 67 (75% e 25 ciclos de soldagem) detectou-se uma presença maior do zinco nos três pontos analisados, uma vez que este corpo de prova não passou pela fase de preaquecimento, não tendo como isso sua camada de zinco removida. O que, por conseguinte gerou a inclusão do elemento na solda. Tal fato foi diferente do CDP 47 (70% 10 ciclos de preaquecimento e 85% 15 ciclos de solda), o qual sofreu a fase de preaquecimento e, portanto, a remoção parcial do zinco antes da fase de soldagem propriamente dita. É importante observar que mesmo para o CDP 47, o ponto 2 apresentou valor expressivo de zinco, isso é atribuído a maior dificuldade de limpeza da camada interna durante o preaquecimento.

Em relação à resistência ao cisalhamento, não é interessante fazer uma comparação direta entre o CDP 67 e as demais soldas que passaram pelo processo de preaquecimento, uma vez que as soldagens com preaquecimento não resistiram a ciclos de soldagem superiores a 23 ciclos, o que poderia falsear a análise. No entanto, soldas com 80%, 83% e 85% de corrente e

15 ciclos foram realizadas em todos os níveis de preaquecimento e sem preaquecimento, o que nos permite fazer uma comparação. No gráfico da **Figura 4.46** podemos visualizar esta comparação; em que se percebe que as soldas, em todos os três casos, sem preaquecimento apresentaram resistência ao cisalhamento ligeiramente menor das que receberam o preaquecimento, o que pode ser um sinal da inclusão de zinco na solda, e que por decorrência ocasionou em uma possível fragilização.

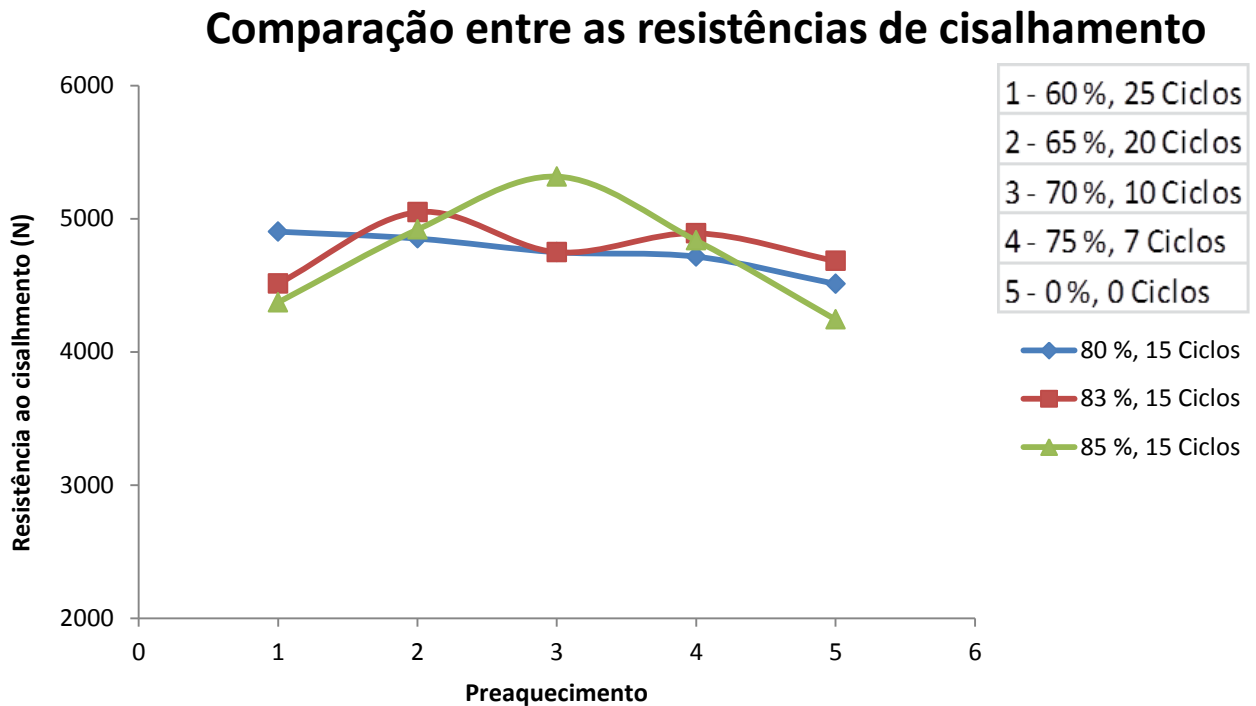


Figura 4.46 - Comparação entre as resistências de cisalhamento.

5 CONCLUSÕES

5.1 Conclusões gerais

Neste trabalho foi realizada uma investigação para identificar os melhores parâmetros de soldagem para a solda dissimilar entre o aço 22MnB5 e um aço eletro galvanizado pelo processo de soldagem RSW, bem como relacionar os resultados com as propriedades mecânicas e variações microestruturais da junta. De posse dos resultados apresentados e discutidos, ao longo do capítulo anterior, descrevem as seguintes conclusões:

Os resultados gerados durante a validação da quebra da camada de zinco mostraram que a remoção ideal do zinco, pode se dar em diferentes níveis de corrente, e que para correntes maiores é necessário um tempo de aplicação desta corrente cada vez menor, para tornar efetiva a remoção do zinco. No entanto a corrente de 70% e a utilização de 10 ciclos demonstrou melhores resultados para posterior realização das soldas.

A técnica de remoção da camada de zinco se verifica eficiente na redução da inclusão do zinco no ponto de solda, uma vez que foi perceptível durante as análises, a redução da porcentagem de zinco no interior do ponto de solda entre a comparação de soldas realizadas com preaquecimento e sem preaquecimento. Em paralelo os resultados indicaram uma redução na resistência ao cisalhamento, em pontos de solda com porcentagem de inclusão de zinco maior. Sendo assim, se torna interessante a aplicação da fase de preaquecimento anterior a soldagem dissimilar entre o aço 22MnB5 e um aço eletro galvanizado, uma vez que, evita danos aos eletrodos de trabalho e reduzem as chances de possíveis problemas metalúrgicos.

Os parâmetros de soldagem corrente e tempo de aplicação desta corrente influenciam na dimensão do diâmetro do ponto de solda. O diâmetro do ponto tende a aumentar uma vez que a proporção de entrada de quantidade de calor transferida para a junta aumenta. A resistência ao cisalhamento também esta relacionada às dimensões do diâmetro do ponto, quanto maior o diâmetro maior a resistência à fratura. No entanto, a força do ponto não depende exclusivamente do seu diâmetro, mas também das transformações de fase sofridas por este ponto e ZTA, que por sua vez é influenciada por diversos fatores como velocidade de resfriamento, pico térmico, tempo de exposição ao pico térmico, elementos de liga presentes no material, tamanho de grão entre outros fatores metalúrgicos.

A dureza encontrada no ponto de solda foi em torno de 550 HV, e a dureza encontrada na ZTA ficou em torno de 370 HV, o que é cerca de 180 HV menor do que no metal base. A variação da dureza pode ser atribuída ao aparecimento das fases ferrita e bainita na ZTA, fases estas com resistência menor do que a martensita, predominantemente encontrada no ponto de solda e metal base.

A microestrutura no ponto de solda é composta principalmente de martensita, e a dureza nesta região é relativamente constante. No entanto a ocorrência de bainita e matriz de ferrita, encontradas na ZTA, podem ser causadas pela diferença da velocidade de arrefecimento durante o processo.

A variação química medida entre a ZTA e as interfaces permanece razoavelmente estável durante toda a varredura em uma mesma amostra e em comparação com as demais amostras, o que torna inviável relacionar a variação da composição química com as propriedades de dureza e resistência. Assim, pode-se dizer que a diferença de resistência não é causada pela variação de elementos químicos, mas as diferentes microestruturas formadas pelo resfriamento não uniforme do processo de solda.

Conclui-se, portanto, que a melhor condição de soldagem entre o aço 22MnB5 e o aço eletro galvanizado, para chapas de 1 mm, é com a utilização da fase de pré-aquecimento com 70% de corrente e 10 ciclos, e corrente de soldagem de 85% e tempo de aplicação desta corrente de 15 ciclos, obtendo como resultado uma resistência ao cisalhamento de 5,5 kN e diâmetro de 6,18 mm. Uma vez que foi atribuída a condição que apresentou maior resistência de cisalhamento a qualidade de melhor solda obtida no presente trabalho.

5.2 Sugestão de Trabalhos Futuros

Como sugestões para trabalhos futuros, ficam as seguintes considerações:

Estudar a soldabilidade entre o aço 22MnB5 e outros aços utilizados na montagem de carrocerias de automóveis.

Investigar o desempenho mecânico de fadiga e impacto na solda dissimilar entre o aço 22MnB5 e um aço eletro galvanizado.

Otimizar os parâmetros de soldagem por métodos estatísticos, buscando encontrar ciclos de soldas menores e alto desempenho mecânico.

Abranger a investigação da influência da inclusão de zinco no desempenho mecânico do ponto de solda.

Analisar detalhadamente as transformações sofridas na ZTA, pesquisando as transformações de fase, tamanho de grão, localização das zonas amolecidas e relacionar com os parâmetros de dureza e força.

6 REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

ABDULHAY, B.; BOUROUGA, B.; DESSAIN, C. **Thermal contact resistance estimation at the Blank/Tool interface: experimental approach to simulate the blank cooling during the hot stamping process.** *International Journal of Material Forming*. 3(3): 147-163. 2010.

ANAND, D.; CHEN, D. L.; BHOLE, S. D.; ANDREYCHUK, P. B. **Fatigue behavior of tailor (laser)-welded blanks for automotive applications.** *Materials Science and Engineering*, v. 420, p. 199-207, jan. 2006.

ANDRADE, S.L.; PEREIRA, J.F.; TAISS, E.J. ULSAB-AVC. **O aço no automóvel do futuro: A estratégia da Usiminas. Contribuição técnica ao 55º Congresso Anual da ABM;** Rio de Janeiro/RJ, julho de 2000.

ANFAVEA, **Anuário da Indústria Automobilística Brasileira.** Disponível em <<http://www.anfavea.com.br/anuario.html>>. Data de acesso: nove de setembro de 2015.

ASGARI, S. A.; PEREIRA, M.; ROLFE, B.; DINGLE, M.; HODGSON, P.; **Statistical analysis of finite element modeling in sheet metal forming and springback analysis.** Editora: J. of Mat. Proc. Tech. 203 p. 2008.

ASTM E3, **Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens** ASTM Internacional, West Conshohocken, PA, United States, DOI:10.1520/E0003-11, www.astm.org. 2011.

ASTM E384, **Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials** ASTM Internacional, West Conshohocken, PA, United States, DOI: 10.1520/E0384-11E01, www.astm.org. 2011.

ASTM E1823-96: Standard terminology relating to fatigue and fracture testing. 1996.

AZAMBUJA, S.; BARCELOS, E. J. **Soldagem de Chapas Zincadas Convencionais pelo Processo a Ponto por Resistência Elétrica.** XII Encontro Nacional sobre Tecnologia de Soldagem, Rio de Janeiro, p. 1 -18. 1987.

AZIZ, N.; AQIDA, S. N. **Optimization of quenching process in hot press forming of 22MnB5 steel for high strength properties for publication in.** 2nd International Conference on Mechanical Engineering Research (ICMER 2013). *IOPscience*. 2013.

AWS - AMERICAN WELDING SOCIETY. **Standart welding terms and definitions**. Miami: AWS, 153 p. 2001.

AWS/SAE D8.9M - **Recommended Practices for Test Methods for Evaluating the Resistance Spot Welding Behavior of Automotive Sheet Steel Materials**. American Welding Society. Miami, Fl, USA: American Welding Society, p. 78, 2002.

BALDIM, A. C. **Análise do Efeito da Eliminação da Camada de Zinco na Qualidade da Solda a Ponto em Chapas de Aços Galvanizados**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Instituto de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá. 112 p. 2014.

BARDELCHIK, A.; SALISBURY, C. P.; WINKLER, S.; WELLS, M. A.; Michael J WORSWICK, M. J. **Effect of cooling rate on the high strain rate properties of boron steel**. International Journal of Impact Engineering. v. 37, 2010.

BERTOCCHI, M.; **Segurança Veicular**. São Paulo. Editora: Skill. 221 p. 2005.

BEUREN, I. M.; SCHLINDWEIN, A. C.; PASCUAL, D. L. **Abordagem da Controladoria em Trabalhos Publicados no EnANPAD e no Congresso USP de Controladoria e Contabilidade de 2001 a 2006**. *Revista de Contabilidade & Finanças da USP*. São Paulo, 2007.

BOSCH **Manual de Tecnologia Automotiva** - Tradução da 25ª edição Alemã. Editora: Edgard Blucher, 2005.

BOYER, E. H. **Atlas of Fatigue Curves**. Ohio. Editora: American Society for Metals, 518 p. 1986.

BRANCO, C. M.; FERNANDES, A. A.; CASTRO, P. M. S. T. de **Fadiga de estruturas soldadas**, 2ª edição. Lisboa. Editora: Fundação Calouste Gulbenkian, 902 p. 1999.

BRANCO, H. L. O. **Avaliação de capas de eletrodos utilizadas na soldagem por resistência de chapas galvanizadas automotivas**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Departamento de Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná, Curitiba - PR, 113 p. 2004.

CALLISTER, W. D. Jr. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 7ª edição. Tradução: SOARES, S. M. S. Rio de Janeiro. Editora: LTC, 704 p. 2011.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica, vol. 1: Estrutura e Propriedades das Ligas Metálicas**, McGraw-Hill, 2ª ed., São Paulo, 1986.

CRESWELL, J. **Qualitative Inquiry and Research Design: Choosing among Five Traditions**. Thousand Oaks, CA: Sage Publications, 1998.

CHOI, H.; PARK, G.; LIM, W. KIM B. **Evaluation of weldability for resistance spot welded single-lap joint between GA780DP and hot-stamped 22MnB5 steel sheets**. Journal of Mechanical Science and Technology, v. 25 n. 6, 2011.

COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4ª ed. Edgard Blücher, 2008.

DIN EN ISO14273 (2002-03) **Specimen dimensions and procedure for shear testing resistance spot, seam and embossed projection welds**. 2002.

ELVIK, R. **How much do road accidents cost the national economy?** Accident Analysis and Prevention. v. 32, n. 6, p. 849-851, 2000.

FERRARI, A. T. **Metodologia da Pesquisa Científica**. São Paulo. Editora: McGraw-Hill, 318 p. 1982.

FREIRE J. R. C. S. **Fadiga de Alto Ciclo em Compósitos PRFV. Modelagem por RNAs e Prevenções de Falha**. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais). Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2005.

FONSECA, E. O. da. **Monitoração da resistência dinâmica na soldagem a ponto por resistência elétrica e avaliação da sua relação com a resistência mecânica do ponto de solda**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 1999.

FONSECA, E. O. T.; BRACARENSE, A. Q. **Desenvolvimento de um Sistema para Monitoração da Resistência Dinâmica e da Força na Soldagem a Ponto por Resistência Elétrica**. In: Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, 25. Belo Horizonte, Anais Belo Horizonte: ABS, p. 1-10. 1999.

GALÁN, J.; SAMEK, L.; VERLEYSSEN, P.; VERBEKEN, K.; & HOUBAERT, Y. **Advanced High Strength Steels for Automotive Industry**. Revista de Metalurgia, Vol.48, Issue 2, pp. 118-131. 2012.

GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. D. **Ensaio Mecânico**. Rio de Janeiro. Editora: LCT. 247 p. 2000.

GEDEON, S.; EAGAR, T. **Resistance spot welding of galvanized steel: Part II. Mechanisms of spot weld nugget formation**. Metallurgical Transactions B. v. 17, p. 887-901. 1986.

GORNI, A. A. **Aços Avançado de Alta Resistência: Microestrutura e Propriedades Mecânicas**. *Corte e Conformação Mecânica*. Belo Horizonte. p. 26-57. Dezembro de 2008.

GORNI, A. A. **Novas tendências para o processo de estampagem a quente**. *Corte e Conformação Mecânica*. Belo Horizonte. p. 62-77. Junho de 2010.

GORNI, A. A.; XAVIER, M. D.; CHIVITES, B. D.; CAMPOS JR., M. D. **Desenvolvimento de Aços Microligados com Alta Resistência e Boa Ductilidade**. In: Congresso Anual da ABM. *Anais...* Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Vitória, p. 3269-3272, Julho 2007.

GÜLER, H. **Investigation of Usibor 1500 Formability in a Hot Forming Operation**. Materials Science. V. 2 n. 2, 2013.

HALDAR, A.; SUWAS, S.; BHATTACHARJEE, D. **Microstructure and Texture in Steels and Other Materials**. Springer, p. 488, 2009.

HAMMETT, P.C.; WAHL, S. M.; BARON, J. **Using flexible criteria to improve manufacturing validation during product development**. Concurrent Engineering. v.7, aug. p.309 – 318. 1999.

HE, L.; ZHAO, G.; LI, H.; XIANG, N. **Research on Mechanical Properties of 22MnB5 Steel Quenched in a Steel Die**. J. Shanghai Jiaotong Univ. (Sci). v. 16(2), p. 129-132, 2011.

HEIN, P. **Numerical Simulation of the Hot Stamping of Automotive Components with Usibor 1500**. EuroPAM 2005. Proceedings. Potsdam, Oct., 17 p. 2005

HEIN, P.; WILSIUS, J. **Status and Innovation Trends in Hot Stamping of USIBOR 1500** Steel Research International, 79:2, February, 85-91. 2008.

HELMS, H.; LAMBRECHT, U. **The Potential Contribution of Light-Weighting to Reduce Transport Energy Consumption**. *International Journal of Life Cycle Analysis*, pp. 1-7. 2006.

HWANG, M. J.; KANG, D. C.; KIM, **Expulsion Reduction in Resistance Spot Welding by Controlling of welding Current Waveform**, JANG. 2010.

INTERMACHINERY COMÉRCIO LTDA. **I Seminário de Solda a Ponto**. São Paulo, CD-ROM. 2003.

ISO/DIS 14373. **Welding Resistance Spot Welds: Procedure for Spot Welding of Uncoated and Coated Low Carbon and High Strength Steels**. *International Standard Organization*, Genebra, October, 2004.

KAISER, J. G.; DUNN, G. J.; EAGAR, T. W. **The Effect of Electrical Resistance on Nugget Formation During Spot Welding**. In: AWS Welding Research. USA. Anais USA. *Supplement to the Welding Journal*, 1982.

KARBASIAN, H.; TEKKAYA, A. E. **A review on hot stamping**. *Journal of Materials Processing Technology*. v. 210. p. 2103-2118. 2010

KEEGAN, W.J. **Marketing Global**. São Paulo. Prentice Hall, 2005.

JONG, Y.; LEE, Y.; KIM, D.; KANG, M.; HWANG, I.; LEE, W. **Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Resistance Spot Welded Ultra High Strength Steel Containing Boron**. *Materials Transactions*, v. 52 n. 6, 2011.

KONG, J. P.; HAN, T. K.; CHIN, K. G.; PARK, B. G.; KANG C. Y. **Effect of boron content and welding current on the mechanical properties of electrical resistance spot welds in complex-phase steels**. *Material and Design*. V. 54; p 598-609. 2014.

LAJARIN S. F. **Influência da Variação do Módulo de Elasticidade na Previsão Computacional do Retorno Elástico em Aços de Alta Resistência**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal do Paraná, Curitiba – PR. 198 p. 2012.

LI, F.; FU, M.; LIN, J. **Effect of cooling path on phasetransformation of boron steel 22Mn5B**. 11th International Conference on Technology of Plasticity, ICTP 2014. Nagoya, Japan. 19-24 de October de 2014.

LIAN-FANG, H.; GUO-QUN, Z.; HUI-PING, L.; NAN, X. **Research on Mechanical Properties of 22MnB5 Steel Quenched in a Steel Die**. J. Shanghai Jiaotong Univ. (Sci.), v. 16(2) p.129- 132. 2011.

LONGHI, A.; BUTTON, S. T.; **Estampagem quente de recortes de chapas de aço ao boro soldadas a laser**. 7º Congresso Brasileiro de Engenharia de fabricação. Penedo, Itatiaia-RJ. 20 a 24 de maio de 2013.

MACHADO, I. G. **Soldagem & Técnicas conexas: Processos**. 1ª Edição, Editora: UFRGS Porto Alegre, 477 p. 1996.

MANGINO, E.; CARRUTHERS, J. J.; PITARRESI, G.; **The Future Use of Composite Materials in the Automotive Industry**. International Journal of Vehicle Design, Vol. 44,, pp. 211-232. 2007.

MARCONI, M. de A.; LAKATOS, E. M. **Técnicas de Pesquisa: Planejamento e execuções de pesquisas, amostragens e técnicas de pesquisa, elaboração, análise e interpretações de dados**. 6ª Edição. São Paulo. Editora: Atlas. 2006.

MARQUES, P. V.; MONDENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**, 2ª Edição Revista e Ampliada. Editora: UFMG. Belo Horizonte, xxx p. 2007.

MATSUMOTO, A. T.; **Estudo do desempenho de reforços poliméricos em estruturas veiculares submetidas a impacto**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Departamento de Engenharia Mecânica, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo - SP, 149 p. 2010.

MATWEB, ArcelorMittal Usibor® 22MnB5 Ultra high strength steel, Hot Rolled. Disponível em < <http://www.matweb.com/search/datasheettext.aspx?matguid=3fdcc0880bb1491eb385c463bbc857f7>> Acessado em 27 de outubro de 2015.

MERKLEIN, M.; LECHLER, M. GEIGER, M.; **Characterization of the flow properties of the quenchable ultra high strength steel 22MnB5**. CIRP Ann. v. 55. 2006.

MILLIKEN, W. F.; MILLIKEN, D. L. **Race Car Vehicle Dynamics**. SAE International, 1995.

MIN, J.; LIN, J.; MIN, Y.; Li, F.; **On the ferrite and bainite transformation in isothermally deformed 22MnB5 steels**. Materials Science and Engineering. v. 550, p 375-387. 2012.

MINISTÉRIO DO DESENVOLVIMENTO, INDÚSTRIA E COMÉRCIO EXTERIOR; Disponível em <<http://www.mdic.gov.br/sitio/interna/interna.php?area=2&menu=327>>. Acessado em nove de setembro de 2015.

NASCIMENTO, V. C. do, **Seleção de Parâmetros de soldagem a ponto por resistência, baseado na medição da resistência elétrica entre chapas**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia – MG, 2008.

NADERI, M.; DURRENBERGER, L.; MOLINARI, A.; BLECK, W.; **Constitutive relationships for 22MnB5 boron steel deformed isothermally at high temperatures**. *Materials Science and Engineering A*. V. 478, p. 130-139. 2008.

NEUGEBAUER, R.; ALTAN, T.; GEIGER, M.; KLEINER, M.; STERZING, A.; **Sheet Metal Forming at Elevated Temperatures**. *CIRP annals - Manufacturing Technology*, Vol. 55, Issue 2, pp. 793–816. 2006.

NIKRAVESH, M.; NADERI, M.; AKBARI, G. H. **Influence of hot plastic deformation and cooling rate on martensite and bainite start temperatures in 22MnB5 steel**. *Materials Science and Engineering*. v. 540, p. 24-29. 2012.

ORLANDO, A.; **Characterization of the impact of relevant process parameters on the heat transfer and the resulting mechanical properties using multi-phase steel grades**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Dipartimento di Ingegneria Industriale DII, Università Degli Studi Di Padova, 2013.

PESSARD E.; MOREL F.; ABRIVARD B.; DELHAYE, P. **A new methodology for designing heat treated components in fatigue**. 5th Fatigue Design Conference, Fatigue Design 2013. *ScienceDirect*. 2013.

POGGIO, S.; PONTE, M.; GAMBARO, C.; ADAMOWSKI, J. **Resistance spot welding of advanced high strength steel DP600, Super High Strength Steels**. *Proc. 1st International Conference*, Rome. p.1-13. 2005.

PRAHL U.; PAPAETHYMIU, S.; UTHAISANGSUK, V.; BLECK, W.; SIETSMA, J.; VAN DER ZWAAG S.; **Micromechanics-based modelling of properties and failure of multiphase steels**. *Computational Materials Science*, v. 39, p. 17-22, jan. de 2007

REVISTA DA CONFEDERAÇÃO NACIONAL DO TRANSPORTE **A lei dos bárbaros**. Ano VI, n. 69, p. 5, fev. 2013.

ROSADO, D. B. **Comparação do efeito da fragilização por hidrogênio em aços com resistência à tração acima de 1000 Mpa**. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais). Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre – RS. 2011.

ROSSI, G. P. **Estudo de correlação do comportamento de pontos de solda em corpos de prova pelo método dos elementos finitos**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo. 2007.

RWMA - RESISTANCE WELDER MANUFACTURER'S ASSOCIATION. **Resistance Welding Manual**. 4º Edição. E.U.A., 443 p. 1989.

SAMEK L.; DE MOOR, E.; PENNING, J.; DE COOMAN, B.C. **Influence of Alloying Elements on the Kinetics of Strain-Induced Martensitic Nucleation in Low-Alloy, Multiphase High-Strength Steels**. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 37, p. 109 – 124, jan. de 2006.

SÁNCHEZ, C. A. A. **Estudo de Impacto usando Elementos Finitos e Análise não Linear**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade de São Paulo. São Carlos – SP, 2001.

SHIGLEY, J. E.; MISCHKE, C. R.; BUDYNAS, R. G., **Projeto de Engenharia Mecânica**. 7º Edição. Editora: Bookman. São Paulo, 960 p., 2005.

SOARES T. J. M. **Análise Técnica e Económica do Processo de Estampagem a Quente Com Aços Microligados ao Boro - Aplicação da Simulação Numérica nos Estudos de Factibilidade e Estimativa de Custos do Processo de Estampagem a Quente em Relação ao Convencional a Frio**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais). Universidade do Porto - Faculdade de Engenharia (FEUP), Porto. 2008.

SOUZA, F. B. P. de **Simulação Numérica do Processo de Estampagem a Quente do Aço USIBOR 1500P**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas). Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte - MG. 2013.

SOUZA, S. A. D. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos**. 5º Edição. Editora: EDGARD BLÜCHER LTDA. São Paulo, 266 p., 1982.

SUEHIRO, M.; KUSUMI, K.; MIYAKOSHI, T.; MAKI, J.; OHGAMI, M.; **Properties of aluminium-coated steels for hot-forming**. Nippon Steel Technical Report n. 88, p. 16–21. 2003

SUTHERLAND, H. J.; **On the Fatigue Analysis of Wind Turbines**, SAND99-0089, Sandia National Laboratories, Albuquerque, 133 p., 1999.

TIGRINHO, L. M. V. **Análise da Fratura de Chapas Do Aço Avançado De Alta Resistência DP600 Quando Submetido A Diferentes Estados de Tensões**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal do Paraná, Curitiba – PR, 2011.

OKUDA, T.; INADA, M. **Ultrasonic testing method and apparatus for resistance welding** U.S. Patent 4,099,045, Nov. 29, 1976.

TURANI, de O.; LARA, J. E.; TAISS E. J. M. **Alianças Estratégicas em P&D: Um Estudo Sobre os Efeitos da Participação em Consórcios de P&D nas Inovações e nos Avanços tecnológicos em Mercados Business – TO - Business**. XXV Simpósio de Gestão da Inovação Tecnológica, p. 15, 22 a 24 de Outubro de 2008.

USIMINAS. **Catálogo de Produtos Laminados a Frio** <<http://usiminas.com/wp-content/uploads/2014/02/novo-laminados-frio-v20-baixa.pdf>>. Acessado em 02 de fevereiro de 2015.

USIMINAS. **Material de Treinamento Introdutório aos Conhecimentos Básicos do Processo de Soldagem por Resistência**. Pouso Alegre: Automotiva Usiminas, 34 p, 2010.

VANDEBOSSCHE, D. J.; **Ultimate strength and failure mode of spot-weld in high strength steels**. SAE Technical Paper n° 770214, Society of Automotive Engineers, Warrendale, EUA. 1977.

VARGAS, J. E.; ALFARO, S. C. A.; VILARINHO, L. O. **Avaliação das Características Geométricas e de Propriedades Mecânicas do Ponto na Soldagem por Resistência Via Planejamento Robusto**. *Soldagem & Inspeção*. São Paulo, v. 12, n. 4, p. 262-268, Out/Dez 2007.

VARGAS, J. E.; **Estudo da Formação, Geometria e Resistência do Ponto na Soldagem por Resistências: Uma Abordagem Estatística**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Departamento de Engenharia Mecânica - Universidade de Brasília, Brasília - DF, 2006.

VENUKUMAR, S.; YALAGI, S.; MUTHUKUMARAN, S. **Novel approach to refill probe hole in friction stir spot welding of AA 6061-T6 sheets.** Proceedings of the 1st International Joint Symposium on Joining and Welding, Japan, pp. 189-194, 2013

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem: Processos e Metalurgia.** São Paulo. Editora: Edgard Blücher Ltda, 494 p. 1992.

WANG, H.; ZHANG, Y.; CHEN, G. **Resistance spot welding processing monitoring based on electrode displacement curve using moving range chart.** Measurement v. 42, p. 1032-1038. 2009

WILLIAMS, N. F.; PARKER, J. D. **Review of Resistance Spot Welding of Steel Sheets, Part 1: Modeling and Control of Weld Nugget Formation.** Int. Mat. Review, v.49, no2, p.45- 75. 2004.

WOLF, M. A. **Soldabilidade dos Aços Dual-Phase 600 e 800 Via Processo de Soldagem a Pontos Média Frequência Corrente Contínua (MFDC) e Corrente Alternada (AC).** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia – MG, 2008.

WORLDAUTOSTEEL **Advanced High – Strength Steels Application Guidelines Version 5.0.** Editores técnicos: KEELER, S.; KIMCHI, M. 2014. Disponível em: <<http://www.worldautosteel.org/steel-basics/automotive-steel-definitions/>>. Data de acesso: 07 de janeiro de 2015.

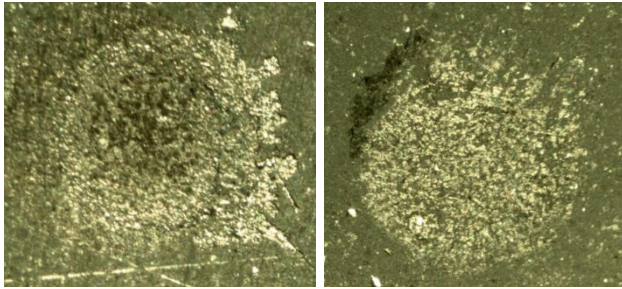
ZANG, H.; SENKARA, J. **Resistance welding fundamentals and applications.** Ed. Taylos and Francis. 2006.

ZUNIGA, S. M.; SHEPPARD, S. D. **Determining the constitutive properties of the heat-affected zone in a resistance spot weld.** Modeling Simulation and Materials Science, v. 3, p. 391-416, 1995.

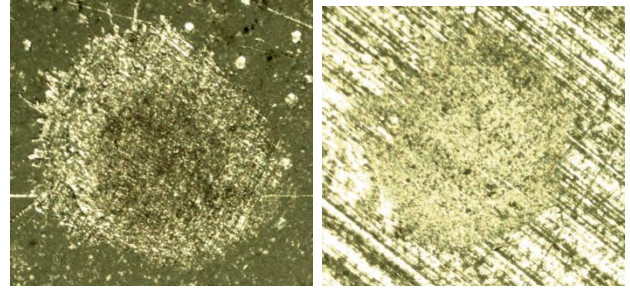
ANEXOS

ANEXO I – Formações de auréola de zinco observadas nos experimentos da Tabela 4.2. (a) Interface interna, (b) Interface externa.

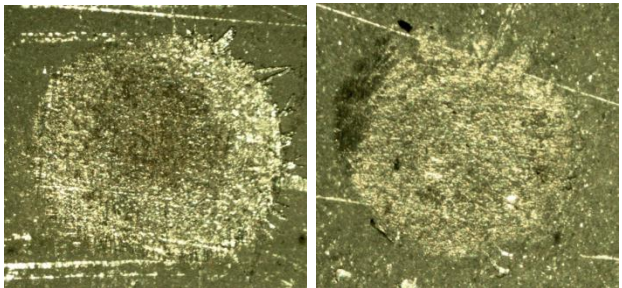
Experimento 50x10



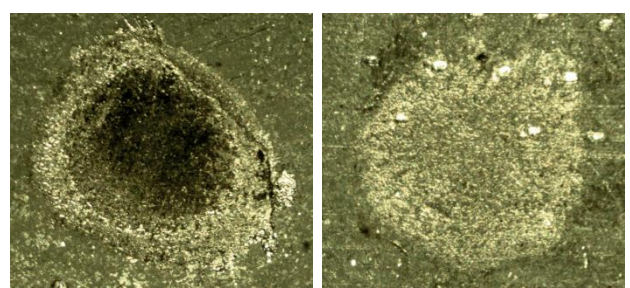
Experimento 50x20



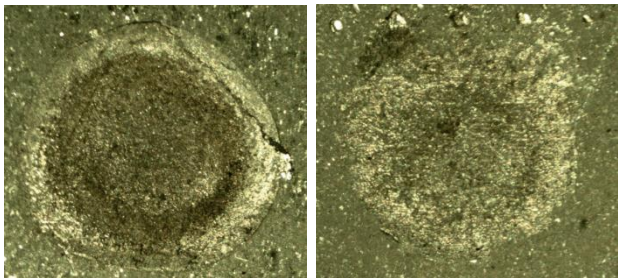
Experimento 50x30



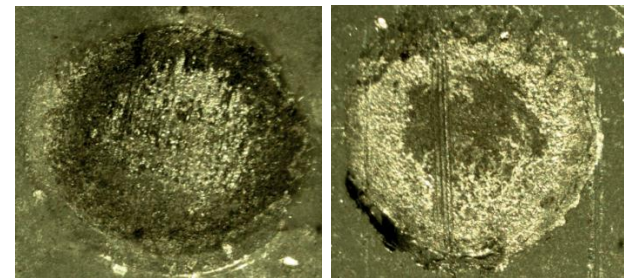
Experimento 60x10



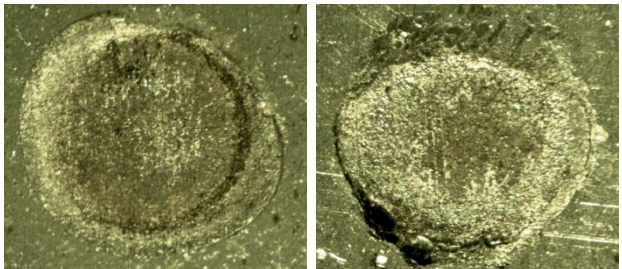
Experimento 60x15



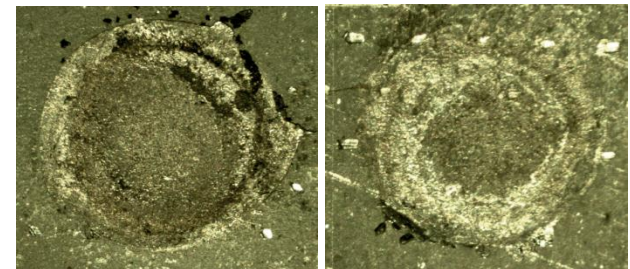
Experimento 60x20



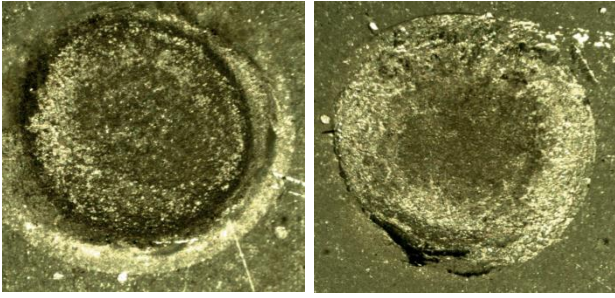
Experimento 60x12



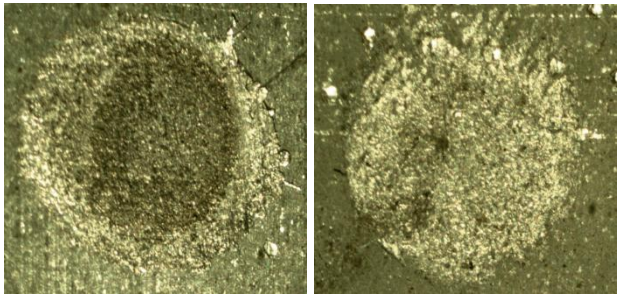
Experimento 65x15



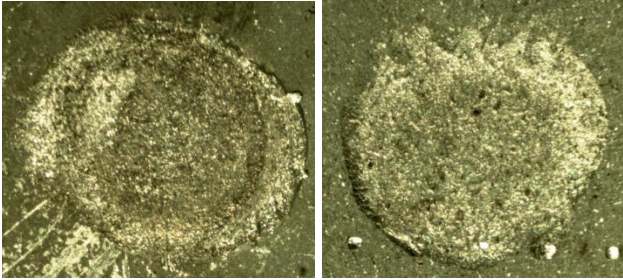
Experimento 65x20



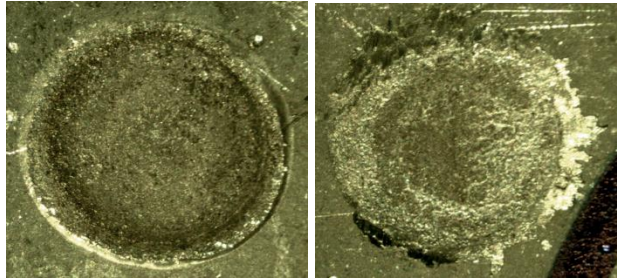
Experimento 70x5



Experimento 70x7



Experimento 70x12



Experimento 75x5

