

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

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**Análise da soldabilidade do aço 22MnB5 no
processo de solda ponto por resistência**

Autor: Mario Bacic Junior

Orientador: Prof. Dr. Sebastião Carlos da Costa

Co-orientador: Prof. Dr. Gilbert Silva

Itajubá, março de 2016.

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

Mario Bacic Junior

Análise da soldabilidade do aço 22MnB5 no processo de solda ponto por resistência

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

Área de Concentração: **Projeto e Fabricação**

Orientador: **Prof. Dr. Sebastião Carlos da Costa**

Co-orientador: **Prof. Dr. Gilbert Silva**

Itajubá, março de 2016.

M.G. – Brasil

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

Mario Bacic Junior

Análise da soldabilidade do aço 22MnB5 no processo de solda ponto por resistência

Dissertação aprovada por banca examinadora em 07 de julho de 2016, conferindo ao autor o título de *Mestre em Engenharia Mecânica*.

Composição da Banca Examinadora:

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

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

Prof.^a Dra. Mirian de Lourdes Noronha Motta Melo – IEM/UNIFEI

Prof. Dr. Rosinei Batista Ribeiro – FATEA/UERJ

Itajubá – MG

2016

Dedicatória

À minha esposa e aos meus filhos.

Agradecimentos

Ao meu orientador, Prof. Dr. Sebastião Carlos Costa, por manter-me motivado, sua atenção, assim como suas orientações, paciência e amizade foram fundamentais para a execução deste trabalho.

Ao meu coorientador, Prof. Dr. Gilbert Silva pela competência, dedicação, paciência e amizade.

A Universidade Federal de Itajubá pela oportunidade de realizar este curso e a todo corpo docente, técnico e administrativo da UNIFEI que de alguma maneira contribuíram para esta dissertação.

A USIMINAS S/A, pela doação do material empregado neste trabalho. Um agradecimento especial aos amigos Marco Antonio Wolff do Centro de Pesquisa e Thiago Chaves Camargos da Assistência Técnica que me ajudaram a idealizar esta proposta.

A AUTOMOTIVA USIMINAS S/A pelo apoio inicial, em especial ao Sr Edson Carlos Rossi, Gerente de Engenharia, por incentivar a especialização técnica de sua equipe.

E principalmente à minha família, minha esposa e meus filhos, que sempre me apoiaram.

“O impossível não é um fato, impossível é uma opinião.”

Muhammad Ali

Resumo

BACIC, M. (2016), *Análise da soldabilidade do aço 22MnB5 no processo de solda ponto por resistência*, Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica: Projeto e Fabricação) Instituto de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá, Itajubá – MG, p. 125.

O aço que motivou este trabalho é o 22MnB5 que é o mais utilizado pela indústria automotiva nos processos de estampagem a quente. Este aço se diferencia de outros pela composição química e microestrutura, sendo que, antes do início da soldagem, a microestrutura do 22MnB5 é predominante martensítica devido ao tratamento térmico de têmpera que lhe garante elevado nível de resistência à tração. O objetivo deste trabalho foi analisar a união de juntas de aço 22MnB5 pelo processo de solda a ponto por resistência elétrica. Numa primeira etapa procurou-se determinar os níveis dos parâmetros secundários e a força de compressão dos eletrodos que seriam usados nos ensaios. Depois, o comportamento da soldagem foi estudado utilizando-se um planejamento experimental com 4 níveis de tempo de soldagem e 6 níveis de corrente de solda, tendo como respostas o diâmetro dos pontos de solda, a força de resistência à tração no cisalhamento e o tipo de fratura, além de ensaios de microdureza, MEV e metalografia. O parâmetro que mais influenciou na formação do ponto de solda foi a corrente elétrica, onde um aumento em seu nível causou numa proporção direta e até certo limite, um aumento no diâmetro do ponto e na força de resistência ao cisalhamento. A melhor condição de soldagem ocorreu quando a corrente de solda foi aplicada com nível de intensidade de 5,1 kA (85% do nível máximo do equipamento) durante 8 ciclos, com uma pressão de 5 bar e rampa de subida de corrente de 20 ciclos. Nesta condição, a força máxima atingiu seu pico máximo de 16,2 kN para um ponto com diâmetro de 5,5 mm, obtidos sem expulsão de material. Foi observado que níveis maiores de corrente com tempos menores de soldagem obtiveram melhores resultados nos ensaios de tração.

Palavras-chave

Solda a Ponto por Resistência Elétrica, Aço 22MnB5, Aços para Conformação a Quente.

Abstract

BACIC, M.(2016), *Weldability of 22MnB5 steel in the resistance spot welding*, MSc. (Dissertation), Institute of Mechanical Engineering, Federal University of Itajubá, Itajubá – MG, p. 125.

The steel that motivated this work is the boron manganese alloy steel (22MnB5) that used to hot stamping process. This steel differ from mild steels commonly used in the automotive industry by the chemical composition and microstructure and, before welding cycle, the microstructure of 22MnB5 steel is predominantly martensite due to a previous heat treatment of quenching that ensures a high level of tensile strength. The purpose of this study was to analyze the union by resistance spot welding of a single-lap joint of 22MnB5 steel. In a first time, the levels of secondary parameters and the electrode force that would be used in the trials were empirically determined. After that, welding behavior was studied using an experimental design with 4 levels of cycle time and 6 levels of welding current. For this, the effect of these parameters on the nugget diameter and weld strength was evaluated by observing the nugget diameter and performing a tensile-shear test. Furthermore, the type of fractured button was observed in order to evaluate fracture behavior of the weld in 22MnB5 steel sheets, and also micro-hardness test, SEM and metallography were made. The weld current is the most important factor in RSW, and the formation of the weld nugget is proportional to a certain limit to the current, where an increase in their level caused an increase in the nugget diameter and the peak load in tensile-shear test. The best welding condition occurred when the welding current was 5,1 kA (85% of maximum capacity) during 8 cycle-times, under a pressure of 5 bar and current increase gradient of 20 cycles which resulted in maximum force of 16.2 kN and nugget diameter of 5.5 mm, obtained without expulsion of material. It was observed that the higher levels of weld current combined with a short cycle times, had a better performance in tensile tests.

Key-words

Resistance Spot Welding, RSW, 22MnB5 Steel, Hot-Formed Steels.

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA	IV
AGRADECIMENTOS	V
RESUMO.....	VII
ABSTRACT	VIII
SUMÁRIO.....	IX
LISTA DE FIGURAS.....	XII
LISTA DE TABELAS.....	XV
SIMBOLOGIA	XVII
Letras Latinas	xvii
Letras Gregas.....	xvii
Abreviaturas, Siglas e Definições.....	xvii
CAPITULO 1	1
INTRODUÇÃO.....	1
1.1 Justificativa.....	4
1.2 Objetivos.....	5
1.3 Contribuições esperadas	6
1.4 Estrutura do Trabalho	6
CAPITULO 2.....	7
REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	7
2.1 Aços Avançados de Alta Resistência – AHSS (<i>Advanced High-Strength Steels</i>)	7
2.2 O aço 22MnB5.....	9
2.3 Estampagem a Quente (<i>Hot-Forming ou Press Hardening</i>).....	11
2.4 Tipos de Estampagem a Quente	13
2.4.1 Estampagem a quente no modo direto (Direct Hot-Forming Process).....	13
2.4.2 Estampagem a quente no modo indireto (Indirect Hot-Forming Process).....	15

2.5	Solda a Ponto por Resistência Elétrica	16
2.5.1	Princípios da soldagem	17
2.5.2	Resistências elétricas na soldagem	19
2.5.3	Força de compressão	20
2.5.4	Corrente elétrica na soldagem	20
2.5.5	A expulsão de material na soldagem a ponto por resistência elétrica	21
2.5.6	Tempo de soldagem.....	23
2.6	Eletrodo	25
2.6.1	Tipos de eletrodos.....	25
2.6.2	Refrigeração dos eletrodos	26
2.7	Máquinas de Solda por Ponto.....	27
2.8	Análises Metalográficas Aplicáveis aos Aços de Alta Resistência.....	31
2.8.1	Tamanho do ponto de solda.....	32
2.8.2	Tipos de fraturas em solda após ensaio de cisalhamento: modo de falhas.....	33
2.8.3	Perfis de microdurezas.....	34
2.8.4	Transformações de fases na Zona Termicamente Afetada.....	37
2.9	Considerações Finais	38
CAPITULO 3.....		40
PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL		40
3.1	Materiais	40
3.2	Tratamento Térmico de Têmpera	40
3.3	Equipamento de Solda	41
3.4	Eletrodo Utilizado.....	42
3.5	Confecção e Montagem dos Corpos de Prova.....	43
3.6	Ensaios.....	44
3.6.1	Inspeção visual e diâmetro do ponto de solda	44
3.6.2	Análise metalográfica	45
3.6.3	Ensaio de microdureza.....	45
3.6.4	Ensaio de cisalhamento por tração	46
3.6.5	Medição do Diâmetro do Ponto de Solda em Fratura	47
3.7	Planejamento Experimental.....	48
3.7.1	Limpeza das chapas.....	49
3.7.2	Testes preliminares.....	49
3.7.3	Planejamento experimental e soldagem final.....	50

4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	51
4.1	Resultado da Têmpera.	51
4.2	Soldagem Preliminar sem Têmpera.....	52
4.3	Soldagem Preliminar com Têmpera.	55
4.4	Soldagem Final com Têmpera.	58
4.4.1	Análise da força pelo tipo de falha na solda.....	61
4.4.2	Análise da força de resistência à tração em função dos parâmetros.....	62
4.4.3	Análise do diâmetro do ponto em função dos parâmetros.....	64
4.4.4	Análise da relação Corrente vs Tempos de Ciclos na formação do ponto de solda. 66	
4.5	Análise da Forma da Fratura.	73
4.6	Análise de Microdureza.....	76
4.7	Análise da Evolução Microestrutural.	79
4.7.1	Variação da microestrutura entre metal base, ZTA e solda.....	79
4.7.2	Variação da composição química entre metal base, ZTA e solda.	83
5	CONCLUSÕES.....	88
5.1	Conclusões Gerais	88
5.2	Sugestões para Trabalhos Futuros	89
6	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	90
7	ANEXOS	99

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 - Aço 22MnB5 antes da têmpera apresenta microestrutura ferrítica-perlítica.	2
Figura 1.2 - Aço 22MnB5 com microestrutura martensítica após têmpera a 940 °C durante 5 minutos.	3
Figura 2.1 - Diagrama Geral de Conformabilidade.	8
Figura 2.2 - Panorama do mercado de aços especiais.	9
Figura 2.3 - Propriedades mecânicas do 22MnB5 e diagrama TTT.	10
Figura 2.4 - Peças estampadas a quente em um típico carro compacto.	12
Figura 2.5 - Evolução da produção de peças fabricadas por meio de estampagem a quente entre 1984 e 2008.	13
Figura 2.6 - Estampagem a quente direta. Fonte: Adaptado de voestalpine AG (2016).	14
Figura 2.7 - Ciclo térmico do processo de estampagem a quente com têmpera na matriz.	15
Figura 2.8 - O processo indireto otimizado. Fonte: voestalpine AG (2016).	15
Figura 2.9 - Esboço dos tempos totais do processo de soldagem. Fonte: Usiminas (2010).	18
Figura 2.10 - Representação da área da superfície de contato. Fonte: Furlanetto, 2007.	19
Figura 2.11 - Resistência à passagem de corrente no processo de Soldagem por Ponto. Fonte: Autor (2016).	20
Figura 2.12 – Expulsão de material na interface interna (entre as chapas de aço).	22
Figura 2.13 - Expulsão a partir da superfície de uma chapa (entre a interface de um eletrodo e uma chapa).	22
Figura 2.14 - Representação esquemática do tempo de Soldagem. Fonte: Autor (2016).	24
Figura 2.15 - Eletrodos padronizados pela RWMA.	26
Figura 2.16 - Posicionamento do tubo de refrigeração. Fonte: Medar (2005).	26
Figura 2.17 - Máquina estacionária. Fonte: Branco (2004).	28
Figura 2.18 - Pinça pneumática suspensa por balancim. Fonte: Branco (2004).	29
Figura 2.19 - Esquema de uma máquina de solda típica: Tipo X - Cable Gun.	30
Figura 2.20 - Esquema de uma máquina de solda típica: Tipo C - Cable Gun.	30
Figura 2.21 - Atributos da solda revelados pelo seccionamento metalográfico.	32
Figura 2.22 - Técnica de medição do diâmetro do ponto de solda.	33
Figura 2.23 - Perfil de Microdureza Típico.	35
Figura 2.24 - Perfil de Microdureza do aço de ultra-alta resistência.	36
Figura 3.1 - Equipamento de soldagem RSW. Fonte: Autor (2016).	42
Figura 3.2 - Eletrodo de cobre modelo TW 5/8 reto com ponta, marca PRESOL.	43
Figura 3.3- Eletrodo de cobre modelo TW 5/8 reto com ponta.	43

Figura 3.4 - Amostra padrão para teste de cisalhamento em solda ponto.	44
Figura 3.5 - Perfil de microdureza amostra P29.	46
Figura 3.6 - Máquina de Ensaio Universal EMIC DL 2000.	47
Figura 3.7 - Desenho do corpo de prova para ensaio de tração. Fonte: Autor (2016).	47
Figura 3.8- Representação do procedimento do calculo do diâmetro do ponto de solda.	48
Figura 4.1 - Curva Tensão vs Deformação do aço 22MnB5 após têmpera.	51
Figura 4.2 - Montagem de uma junta com detalhe do eletrodo deformado após a soldagem. .	56
Figura 4.3 - Relação entre força de resistência à tração e o tamanho do ponto de solda.	58
Figura 4.4 - Relação do tamanho do ponto de solda e o tipo de fratura com a força máxima encontrada no ensaio de tração.	62
Figura 4.5 - O gráfico de contorno representa a relação da força em função da combinação dos 6 níveis de corrente com os 4 níveis de tempos de ciclo.	63
Figura 4.6 - Força como superfície de resposta em função das variáveis de previsão corrente e tempos de ciclo.	63
Figura 4.7 - O gráfico de contorno representa a relação do diâmetro do ponto de solda em função da combinação dos 6 níveis de corrente com os 4 níveis de tempos de ciclo.	65
Figura 4.8 - Diâmetro do ponto de solda como superfície de resposta em função das variáveis de previsão corrente e tempos de ciclo.	65
Figura 4.9 - Comparação entre as respostas força e diâmetro dos pontos de solda em função das combinações de parâmetros.	66
Figura 4.10- Influência da corrente na Força de resistência a tração. Fonte: Autor (2016).	67
Figura 4.11 - Influência da corrente no Diâmetro do ponto de solda. Fonte: Autor (2016).	67
Figura 4.12 - Influência do tempo de soldagem na Força. Fonte: Autor (2016).	68
Figura 4.13 - Influência do tempo de soldagem no Diâmetro do Ponto. Fonte: Autor (2016).	68
Figura 4.14 - Força do ponto de solda na região de expulsão de material.	69
Figura 4.15 - Diâmetro do ponto de solda na região de expulsão de material. Fonte: Autor (2016).	70
Figura 4.16 - Curvas de soldagem para baixas correntes. Fonte: Autor (2016).	71
Figura 4.17 - Curvas de soldagem para baixas correntes. Fonte: Autor (2016).	72
Figura 4.18 - Efeitos dos parâmetros na força. Fonte: Autor (2016).	72
Figura 4.19 - Efeitos dos parâmetros no diâmetro do ponto. Fonte: Autor (2016).	73
Figura 4.20 - Ponto que sofreu fratura com falha interfacial no ensaio de tração.	74
Figura 4.21 - Ponto que sofreu fratura com falha pullout no ensaio de tração.	74
Figura 4.22 - Ponto de solda que sofreu fratura por falha pullout e apresentou expulsão de material.	75
Figura 4.23 - Ponto de solda que sofreu fratura com falha pullout e arrancamento do botão em ambas as chapas.	75

Figura 4.24 - Ensaio de microdureza realizado na amostra P29. [Subida de corrente=20ciclos; Soldagem em máxima corrente=20ciclos; I=75%; F=13,1kN; d=6,2mm]. Fonte: Autor (2016).	78
Figura 4.25 - Ensaio de microdureza realizado na amostra P33. [Subida de corrente=20ciclos; Soldagem em máxima corrente=10ciclos; I=75%; F=10,6kN; d=4,6mm]. Fonte: Autor (2016).	78
Figura 4.26 - Ensaio de microdureza realizado na amostra P18. [Subida de corrente=10ciclos; Soldagem em máxima corrente=10ciclos; I=85%; F=6,8kN; d=3,9mm]. Fonte: Autor (2016)	78
Figura 4.27 - Microestrutura do metal base na amostra P29.	79
Figura 4.28 - Microestrutura da amostra P29 na região da zona fundida.....	80
Figura 4.29 - Microestrutura da amostra P29 na região da ZTA.....	80
Figura 4.30 - Micrografia óptica do ponto soldado P18. Fonte: Autor (2016).....	81
Figura 4.31 - Região 1: Mudança na microestrutura da ZTA. Fonte: Autor (2016).	82
Figura 4.32- Região 2: Mudança na microestrutura da ZTA. Fonte: Autor (2016).	82
Figura 4.33- Região 3: Mudança na microestrutura da ZTA. Fonte: Autor (2016).	83
Figura 4.34 - Micrografia da composição atômica da amostra P18 por meio do MEV no Modo EDS com ampliação 54x. Junta do aço 22MnB5 soldada a ponto por resistência elétrica:.....	85
Figura 4.35 - Espectro de EDS da amostra P18.	86
Figura 4.36 - Detalhes da varredura em linha na amostra P18. Comprimento: 1993µm.	87
Figura 4.37 - Representação da região da varredura em linha na amostra P18.....	87

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1- Composição química e propriedades mecânicas dos aços ligados ao boro.....	9
Tabela 3.1 - Composição química da amostra.....	40
Tabela 3.2 - Propriedades Mecânicas do aço 22MnB5.	41
Tabela 3.3 - Parâmetros de regulagem do equipamento de soldagem RSW.....	42
Tabela 3.4 - Dimensões dos corpos de prova.	44
Tabela 4.1 - Níveis de parâmetros secundários.	52
Tabela 4.2 - Parâmetros de soldagem para o aço sem têmpera.	54
Tabela 4.3- Experimentos preliminares em juntas de aço 22MnB5 sem têmpera	55
Tabela 4.4 - Experimentos preliminares em juntas de aço 22MnB5 com têmpera.....	55
Tabela 4.5 - Parâmetros de soldagem para o aço 22MnB5 com têmpera. Experimentos preliminares.	57
Tabela 4.6 - Determinação dos campos de soldabilidade do 22MnB5.	60
Tabela 4.7 - Relação Corrente x Ciclo de Solda na Força do ponto (kN).	62
Tabela 4.8 - Relação Corrente x Ciclo de Solda no diâmetro do ponto (mm).	64
Tabela 4.9 - Resumo da Soldagem Final.....	70
Tabela 4.10 – Soldas com arrancamento parcial e total em ambas as chapas.....	76
Tabela 4.11 - Comparação de microdureza	77

SIMBOLOGIA

Letras Latinas

A	Ampère: unidade de corrente elétrica igual a um fluxo de um Coulomb por segundo
Al	Alumínio
B	Boro
C	Carbono
Cr	Cromo
Cu	Cobre
Hz	Hertz
I	Corrente elétrica
J	Joule;
Mn	Manganês
Ti	Titânio
t	Espessura da chapa.
R	Resistência elétrica
Si	Silício

Letras Gregas

μ	Micro: 10^{-6}
η	Nano: 10^{-9}
Ω	Omega: unidade de resistência elétrica

Abreviaturas, Siglas e Definições

Ac1	Temperatura de início de formação da austenita durante o aquecimento
Ac3	Temperatura final de formação da austenita durante o aquecimento
AHSS	<i>Advanced High Strength Steel</i> - Aços avançados de alta resistência
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
Ceq	Carbono equivalente;
CEy	Carbono equivalente de Yurioka
CP	<i>Complex-phase Steels</i>
EDS	<i>Energy Dispersive Spectroscopy</i>
EN	<i>Euronorm</i>
GG	Grãos grosseiros;
GF	Grãos refinados;
HAZ	<i>Heat Affected Zone</i> . Igual a ZTA
Hv	Unidade de microdureza Vickers
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
LVDT	<i>Linear Voltage Differential Transdutor</i>
I _{solda}	Corrente de solda
I _{subida}	Rampa de subida de corrente de solda

LE	Limite de escoamento
LR	Limite de resistência
MB	Metal base
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
Mf	Final de transformação martensítica
MO	Microscopia Ótica
MPa	Mega-Pascal;
Ms	Início de transformação martensítica
N	Newton
Peak Load	A força máxima medida durante um ensaio de tração
RI	Zona intercrítica
RS	Zona subcrítica
RSW	<i>Resistance Spot Welding</i>
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
SEM	<i>Scanning Electron Microscopy</i>
TRIP	<i>Transformation induced plasticity Steels</i>
TWIP	<i>Twinning-induced plasticity Steels</i>
UHSS	<i>Ultra High-Strength Steels</i>
ZAC	Zona afetada pelo calor, igual à ZTA
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ZF	Zona fundida
1 ciclo	16,67 ms

CAPITULO 1

INTRODUÇÃO

Com a crescente preocupação sobre gases de efeito estufa, vários países passaram a ter leis mais rigorosas para redução de emissões de gases pelos veículos, colocando metas agressivas para os próximos dez anos (Worldauto Steel, 2014).

Por este motivo os fabricantes de automóveis estão à procura de novos materiais para atender às exigências que muitas vezes entram em conflito. Por exemplo, aplicações estruturais exigem materiais caracterizados por uma elevada resistência e rigidez, muitas vezes, conseguida com uma maior espessura. Mas a economia de combustível e as emissões de gases são mais facilmente atingidas quando a espessura dos componentes dos veículos é reduzida. Novos projetos de veículos com geometrias complexas são esteticamente agradáveis, mas ao mesmo tempo são de difícil conformação, ainda mais se houver redução da espessura para conseguir a redução de massa (Worldauto Steel, 2014).

Segundo 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).

A fim de aumentar a economia de combustível e reduzir a emissão de poluentes nos veículos, a redução de massa das carrocerias dos automóveis vem sendo perseguida progressivamente por meio da redução das espessuras das chapas de aço, por outro lado também existe uma preocupação crescente com a segurança do veículo, neste sentido a busca é por materiais mais resistentes. Esta tendência mundial se deve a novas e severas regulamentações ambientais e de segurança (Worldauto Steel, 2014).

Porém existe uma relação entre a resistência e a leveza difícil de ser equilibrada pelos aços macios convencionais utilizados na indústria automotiva, por isso as pesquisas sobre aços avançados de alta resistência, alta ductilidade e espessura reduzida, tornaram-se vitais para o sucesso deste desafio.

Aços TRIP (Transformation induced plasticity), CP (Complex-phase), e TWIP (twinning-induced plasticity) cujas microestruturas produzem alta resistência e ductilidade, deram grande contribuição para a redução de peso do automóvel (Kuziak et al, 2008).

Do ponto de vista metalúrgico, os aços comuns eram conhecidos por suprimir a nucleação de ferrita e por aumentar a capacidade de endurecimento com a adição de boro em escala de ppm (Melloy, 1973). O boro atraiu o interesse por garantir a alta resistência dos aços. Karbasian et al. (2010) relataram que um aço típico para estampagem a quente, com adição de 25 ppm de B, teve a sua resistência à tração aumentada para 1,5 GPa após a têmpera.

Entre os aços avançados de alta resistência estão os aços de conformação a quente, ou *hot-formed steels*, que se destacam pela elevada resistência à tração. O aço mais utilizado no processo de estampagem a quente é o 22MnB5 (Soares, 2008).

Na condição inicial, o aço 22MnB5 possui uma microestrutura ferrítica-perlítica (**Figura 1.1**); porém um tratamento térmico de têmpera altera a microestrutura do aço 22MnB5 transformando-a em martensita (**Figura 1.2**). Conseqüentemente, o comportamento deste material em relação à soldagem, certamente será afetado pós-tratamento.

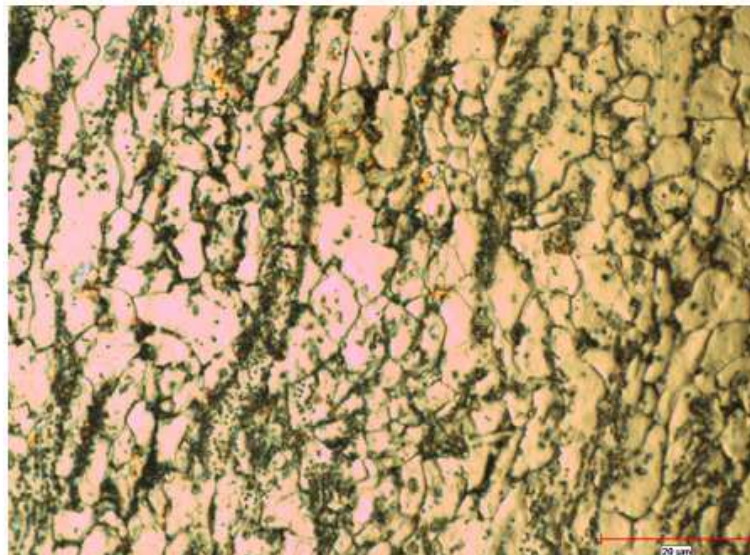


Figura 0.1 - Aço 22MnB5 antes da têmpera apresenta microestrutura ferrítica-perlítica.
Fonte: Güler (2013)

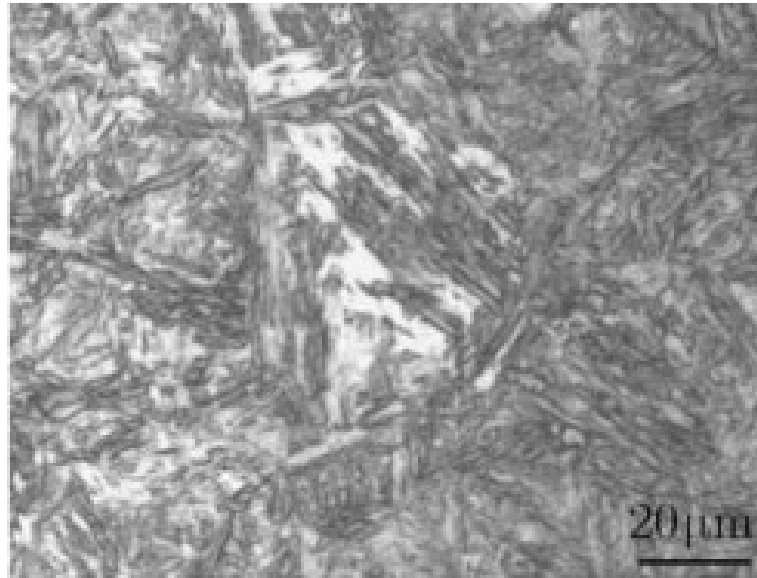


Figura 0.2 - Aço 22MnB5 com microestrutura martensítica após têmpera a 940 °C durante 5 minutos.
Fonte: Lian-fang (2011)

A larga aplicação destes materiais na indústria automotiva tem se mantido inexpressiva devido ao conhecimento insuficiente de suas características de soldabilidade, o que explica o interesse pelo estudo dos mesmos (TUMULURU, 2006). Além disso, parâmetros de soldagem ainda não padronizados, sujeitam os pesquisadores e indústria a selecionar condições de soldagem de outros materiais como uma primeira aproximação para os seus estudos (POGGIO, 2005). Esta dificuldade em se obter parâmetros para a soldagem destes aços foi ressaltada na primeira versão do manual do International Iron and Steel Institute (IISI, 2006).

Os aços de manganês-boro são adequados para soldagem com todos os processos de solda conhecidos, quer manualmente, quer com sistemas automáticos. Os aços são também adequados para a soldagem em juntas de materiais dissimilares e em diferentes espessuras. A qualidade da junta soldada, no entanto, depende do processo e das condições de soldagem e da seleção correta dos materiais de preenchimento (SALZGITTER FLACHSTAHL, 2016). Muito embora, observa-se ainda uma utilização limitada deste aço em aplicações industriais, observa-se que alguns estudos relatam desenvolvimentos interessantes deste material quando submetido a diferentes procedimentos de soldagem. Exemplos destes desenvolvimentos são descritos a seguir.

Em seu estudo, sobre a otimização dos parâmetros do processo de solda ponto por resistência elétrica em uma junta de aço 22MnB5 utilizado na estampagem a quente, com

revestimento de alumínio, Choi et al. (2011) utilizaram o método de Taguchi para aumentar a resistência da junta de solda. Os parâmetros de processo selecionados foram corrente de solda, força do eletrodo, e o tempo de solda. A temperatura de aquecimento do forno e tempo aquecimento do 22MnB5 dentro do forno foram considerados fatores de ruído. Os mesmos autores também avaliaram a soldabilidade de juntas dissimilares entre o aço *Dual Phase* (GA780DP) e o aço estampado a quente 22MnB5.

A evolução das microestruturas e propriedades mecânicas de aços de ultra-alta resistência contendo boro foram detalhas por Jong et al. (2011). Neste trabalho, os autores deram ênfase às mudanças de fase na ZTA e sua relação com a microdureza do material.

Kong et al. (2014) analisaram o efeito do teor de boro e da corrente de soldagem nas propriedades mecânicas da solda ponto por resistência em aços *complex-phase*.

E mais recentemente, Miranda (2015), realizou um estudo da soldabilidade a ponto por resistência entre os aços 22MnB5 e *Dual Phase* (DP800), em que verificou, entre outras coisas, a influencia da força de compressão dos eletrodos na microestrutura da solda.

1.1 Justificativa

A indústria siderúrgica global continua desenvolvendo novos tipos de aço para atender a demanda das montadoras cujo desafio tecnológico é atingir maior capacidade de conformação com aumento de resistência. Estes materiais desenvolvidos para atender estas novas exigências são denominados aços avançados de alta resistência (AHSS) e permitem, aos fabricantes de veículos, atenderem às diversas exigências funcionais dos carros e caminhões atualmente.

Aços com alta resistência à tração que podem chegar a 1500 MPa têm sido utilizados na produção de peças estruturais. Entretanto, as chapas destes aços não são facilmente conformadas, por possuírem um elevado limite de escoamento associado a uma ductilidade baixa. Como resultado há elevada propensão ao fenômeno do retorno elástico e grande probabilidade de geração de trincas durante a conformação o que torna inviável as técnicas de estampagem tradicionais. A solução neste caso é a estampagem a quente dos aços seguida por uma têmpera ainda dentro do molde. A este processo dá-se o nome de estampagem a quente, também conhecida pelos termos em inglês como “*hot-stamping*”, “*hot-forming*” ou “*press-hardening*”. O aço mais utilizado no processo de estampagem a quente é o 22MnB5. A

microestrutura inicial desse aço é basicamente ferrita e perlita. Seu limite de resistência nessa condição fica em torno de 600 MPa. Após a estampagem a quente seguido por um resfriamento de velocidade controlada, a microestrutura torna-se completamente martensítica, e pode atingir valores de limite de resistência superiores a 1500 MPa.

A união de peças estampadas a quente com outras do veículo, pode ser feita pela solda a ponto por resistência elétrica, que é um dos processos de soldagem mais utilizados na indústria automotiva. Todavia, ainda existem poucos trabalhos utilizando este processo para a união de chapas do aço 22MnB5, visto que a soldabilidade dos mesmos ainda demonstra algumas preocupações que necessitam ser melhor avaliadas. Uma destas características observadas se refere à queda significativa de dureza da zona afetada pelo calor, o que pode levar a uma alteração no modo de falha ou avaria prematura como observado por Schwedler et al. (2014) e Miranda (2015). Outros aspectos se referem à influência dos parâmetros do processo sobre a formação microestrutural na Zona Fundida e Zona Térmicamente Afetada e, conseqüentemente, nas propriedades mecânicas da junta soldada e sua relação com a formação geométrica do ponto de solda.

Portanto, este trabalho visa contribuir para a ampliação do conhecimento da soldabilidade destes aços quando submetidos ao processo de soldagem a ponto por resistência elétrica.

1.2 Objetivos

Considerando os pressupostos anteriores, este trabalho visa contribuir para a ampliação do conhecimento da soldabilidade de chapas de aço 22MnB5 temperadas quando submetidos ao processo de soldagem a ponto por resistência elétrica, tendo como objetivos:

- I. Avaliar condições de soldagem que permitam maximizar a força de resistência ao cisalhamento;
- II. Avaliar a influência dos parâmetros de soldagem na geometria do ponto de solda e sua correlação com a resistência ao cisalhamento;
- III. Analisar as transformações na microestrutura e na microdureza na Zona Fundida e Zona Térmicamente Afetada quando submetidos a diferentes condições de soldagem.

Para atingir os objetivos principais, alguns objetivos secundários foram estabelecidos:

- I. Verificar se após tratamento térmico o aço 22MnB5 obteve as propriedades mecânicas características para aços de estampagem a quente;
- II. Correlacionar o modo de fratura ao valor de carga máxima obtido após ensaio de cisalhamento;
- III. Avaliar a difusão de elementos químicos na poça de fusão e zona termicamente afetada e inferir sobre esta influência na resistência da solda.

1.3 Contribuições esperadas

É de longa data que o processo de soldagem a ponto por resistência tem uma grande e indiscutível importância para a indústria automobilística, porém esta indústria teve que se adequar a novas exigências dos mercados consumidores e dos governos, por isso foi obrigada a trabalhar em novos conceitos de manufatura, dentre estes novos conceitos ou tendências da manufatura do automóvel vem crescendo em importância a utilização dos aços avançados de alta resistência na construção de carrocerias mais leves, seguras e com menor impacto ao meio ambiente. Devido à escassez de trabalhos em relação à soldabilidade dos aços avançados de alta resistência, mais especificamente do aço 22MnB5, é que se justifica o presente estudo.

1.4 Estrutura do Trabalho

Este trabalho foi elaborado em 5 capítulos. O Capítulo 1 contém a introdução que contextualiza a pesquisa. O Capítulo 2 apresenta a revisão bibliográfica do assunto. O Capítulo 3 aborda a metodologia utilizada. No Capítulo 4 são feitas as discussões dos resultados. O Capítulo 5 mostra as conclusões obtidas a partir da análise dos resultados.

CAPITULO 2

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo aborda os temas referentes aos conceitos de aços avançados de alta resistência, processos de conformação a quente, soldagem a ponto por resistência elétrica e ensaios mecânicos que caracterizam as soldas obtidas pela aplicação deste processo. Sob certa medida, este capítulo objetiva recorrer à literatura para extrair conceituações importantes que servirão de base para avaliar e comparar os resultados obtidos pelo desenvolvimento deste trabalho com os trabalhos publicados sobre este tema.

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

De acordo com Anand et al. (2006), nas últimas duas décadas, a indústria automobilística tem visto regulamentos governamentais constrictivos em matéria de segurança, conservação de combustível, e preocupações ambientais. Estes regulamentos levaram os fabricantes de automóveis a desenvolverem soluções inovadoras a fim de projetar carros mais leves e com menor consumo de combustível, e ao mesmo tempo, melhoraram a estrutura geral dos veículos para uma maior segurança dos ocupantes.

Segundo a WorldautoSteel (2014), em 1994, um consórcio com 35 produtores de aço, deu início ao programa ULSAB (*UltraLight Steel Auto Body*), com a finalidade de criar uma estrutura de carroceria automotiva, que fosse de aço, leve e que atendesse a uma ampla gama de requisitos segurança e desempenho. Um dos principais contribuintes para o sucesso do ULSAB era um grupo de novos tipos de aço chamados de aços avançados e de alta resistência (AHSS - *Advanced High Strength Steel*).

A família AHSS inclui os aços: *Dual Phase (DP)*, *Complex Phase (CP)*, *Ferritic Bainitic (FB)*, *Martensitic (MS or MART)*, *Transformation-Induced Plasticity (TRIP)*, *Hot-Formed (HF)*, e *Twinning-Induced Plasticity (TWIP)*. Estes aços são excepcionalmente qualificados para atender as demandas de desempenho funcional de certas peças dos veículos. Por exemplo, DP e TRIP são excelentes nas zonas de colisão do carro devido a sua alta absorção de energia. Para proteção aos passageiros, elementos estruturais utilizam aços de alta

resistência, tais como *Martensitic* (MS) e aços endurecidos ao boro, pois apresentam melhor desempenho de segurança.

Na **Figura 2.1** pode-se comparar a relação entre o alongamento percentual pelo limite de resistência à tração para diferentes tipos de aço.

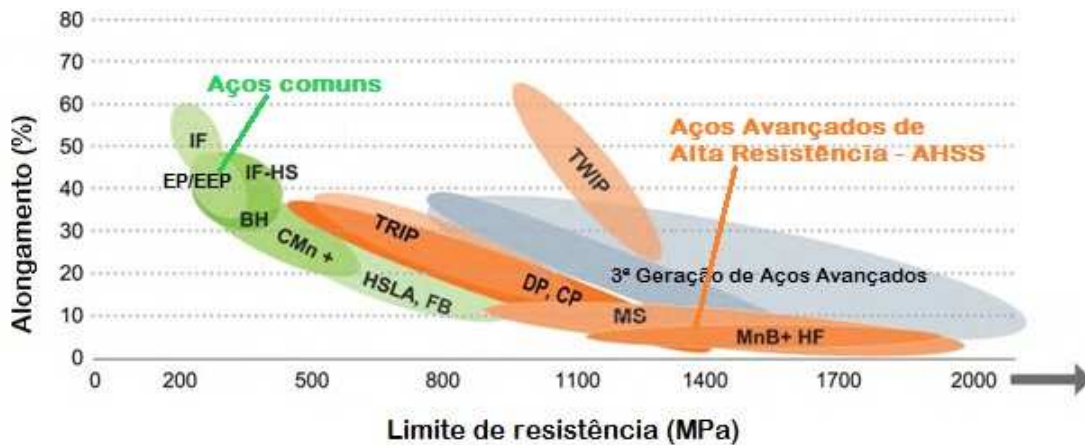


Figura 0.1 - Diagrama Geral de Conformabilidade.
Fonte: Adaptado de WorldAuto Steel, 2014.

Os aços com níveis de limite de escoamento maiores que 550 MPa são geralmente referidos como AHSS. Estes aços são também chamados de "aços de ultra-alta resistência" para limites de resistência à tração superiores a 780 MPa. Outra categoria de aços, representado na **Figura 2.1** é o aço inoxidável austenítico. Estes materiais têm excelente resistência combinada com uma excelente ductilidade, atendendo assim a muitas exigências funcionais do veículo. Porém, devido ao teor de liga, são escolhas caras para muitos componentes, unir estes materiais também pode ser um desafio. A terceira geração de aços AHSS busca oferecer capacidades semelhantes ou melhores a um custo significativamente mais baixo (WorldAuto Steel, 2014).

Em seu trabalho, Rosado (2011) afirma que a redução do peso do veículo por meio do uso de chapas com espessura mais finas, utilizando aços de alta resistência, proporcionou uma melhora no consumo de combustível e um aumento na segurança do passageiro.

Aços AHSS são capazes de satisfazer requisitos de segurança, eficiência, emissões, fabricação, durabilidade e custo. Como resultado, a indústria siderúrgica vislumbra um crescimento sem precedentes dos aços AHSS em aplicações automotivas para os próximos anos (WorldAutoSteel, 2014). Pesquisas de mercado independentes sugerem que eles são os

materiais de mais rápido crescimento para futuras aplicações automotivas, como se pode observar pela **Figura 2.2**.

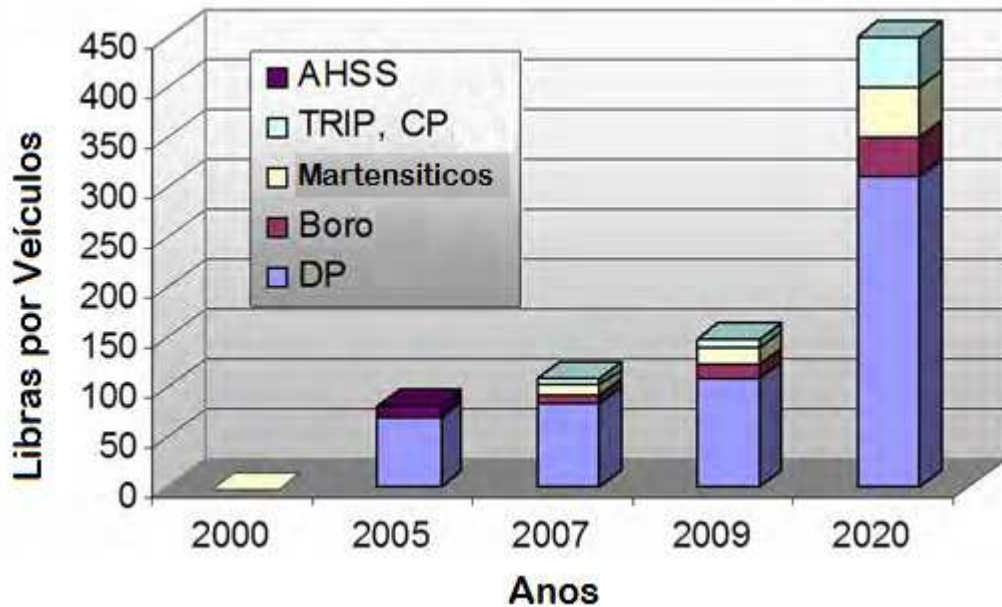


Figura 0.2 - Panorama do mercado de aços especiais.
Fonte: Adaptado de WorldAuto Steel, 2014.

2.2 O aço 22MnB5

As investigações sobre os aços de alta resistência feitas por Naderi mostraram que as ligas de boro de 22MnB5, 27MnCrB5 e 37MnB4 apresentados na **Tabela 2.1**, são as únicas classes de aço que produzem uma microestrutura totalmente martensítica após a estampagem a quente quando uma ferramenta arrefecida a água é usado (Naderi, 2007).

Tabela 0.1- Composição química e propriedades mecânicas dos aços ligados ao boro.

Aço	Al	B	C	Cr	Mn	N	Ni	Si	Ti
20MnB5	0.04	0.001	0.16	0.23	1.05	-	0.01	0.40	0.034
22MnB5	0.03	0.002	0.23	0.16	1.18	0.005	0.12	0.22	0.040
8MnCrB3	0.05	0.002	0.07	0.37	0.75	0.006	0.01	0.21	0.048
27MnCrB5	0.03	0.002	0.25	0.34	1.24	0.004	0.01	0.21	0.042
37MnB4	0.03	0.001	0.33	0.19	0.81	0.006	0.02	0.31	0.046

Aço	Temperatura de início de formação de martensita (°C)	Velocidade crítica de resfriamento (K/s)	Limite de escoamento (MPa)		Limite de resistência (MPa)	
			Sem têmpera	Com têmpera	Sem têmpera	Com têmpera
20MnB5	450	30	505	967	637	1354
22MnB5	410	27	457	1010	608	1478
8MnCrB3	-	-	447	751	520	882
27MnCrB5	400	20	478	1097	638	1611
37MnB4	350	14	580	1378	810	2040

Fonte: Adaptado de Naderi (2007).

O aço 22MnB5 é o mais comumente usado em processos de estampagem a quente. Inicialmente, o material apresenta uma microestrutura ferrítica-perlítica com uma resistência à tração de cerca 600 MPa. Após o processo de estampagem a quente, o componente finalmente tem uma microestrutura martensítica com uma resistência em torno de 1500 MPa (karbasian, 2010).

A fim de se obter uma total transformação na microestrutura e microdureza (**Figura 2.3**), a chapa de aço tem que ser “austenitizadas”, ou seja, é aquecida num forno durante pelo menos 5 minutos a 950 °C, isto permite que sua microestrutura transforme-se em austenita. Em seguida, a chapa é formada e temperada simultaneamente, por um molde arrefecido a água. O tempo de resfriamento leva de 5 a 10 s. A têmpera ocorre na ferramenta fechada, devido ao contato entre a chapa quente e a ferramenta continuamente resfriada. Se a velocidade de resfriamento for superior à velocidade mínima de resfriamento, que é de cerca de 27 K/s, quando a temperatura estiver em cerca de 400 °C, a microestrutura transforma-se em martensita, e como resultante, tem-se uma peça de elevada resistência (Merklein et al., 2008).

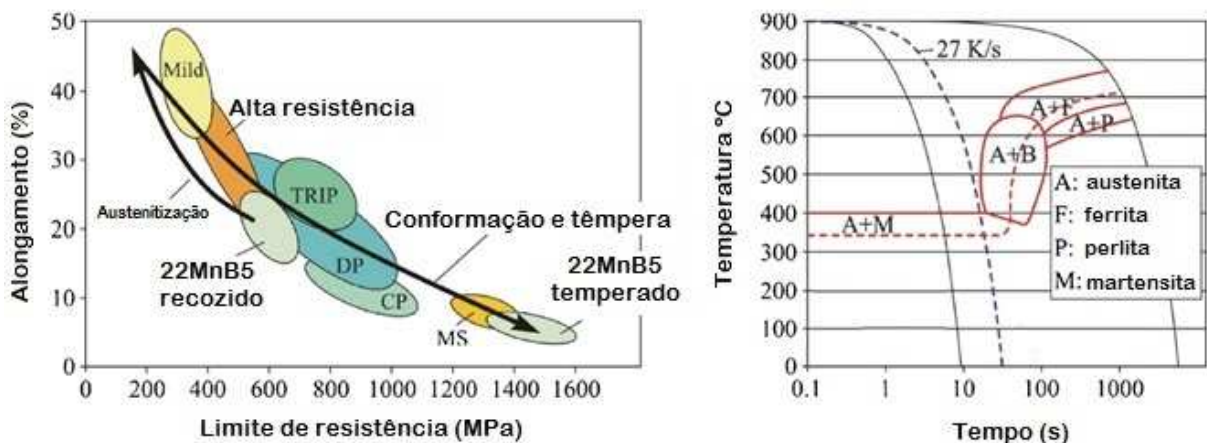


Figura 0.3 - Propriedades mecânicas do 22MnB5 e diagrama TTT.

Legenda: MS - *Martensitic Steel*, DP - *Dual Phase*, CP - *Complex Phase*, TRIP - *Transformation Induced Plasticity*.

Fonte: Adaptado de Garcia Aranda et al., 2002.

A transformação em martensita começa a 425°C (martensite start point - M_s) e termina em 280°C (martensite finish point - M_f) (Somani et al., 2001).

As propriedades mecânicas do aço após têmpera mudam em consequência de seu teor de carbono e, conseqüentemente, a resistência depois de têmpera pode ser controlada por um

ajuste adequado do teor de carbono. Os elementos de liga, tais como Mn e Cr, são conhecidos por terem pequena influência na resistência após têmpera. No entanto, uma vez que estes elementos têm uma influência sobre o endurecimento, são essenciais para o deslocamento dos campos existentes. Assim, a transformação de fase desejada e a temperabilidade são atingidas por taxas de resfriamento tecnicamente viáveis (Garcia Aranda et al., 2002). O boro é o elemento com maior influência na temperabilidade, ele retarda a conversão em microestruturas mais suaves e leva a uma microestrutura martensítica sobre a secção transversal da peça (Karbasiyan, 2010).

Adições de boro são muito efetivas para atrasar a transformação ferrítica. Esse elemento, quando presente na forma de solução sólida, segrega para os contornos de grão austeníticos e impede a nucleação da ferrita. Contudo, como é a prática usual com esse elemento, 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).

2.3 Estampagem a Quente (*Hot-Forming ou Press Hardening*)

Estampagem a quente é um método de conformação a quente de chapas de aço, usado especificamente, para produção de componentes de alta resistência. Na indústria automotiva, é normalmente utilizado em peças estruturais para proteção dos passageiros em caso de colisão. Na **Figura 2.4**, estas peças aparecem destacadas no veículo em vermelho, amarelo, azul e roxo.



Figura 0.4 - Peças estampadas a quente em um típico carro compacto.
Estrutura de segurança do Golf VII
Fonte: STAHL-ZENTRUM, 2016 (Volkswagen Media Services).

Estampagem a quente é um processo não isotérmico para conformação de chapas de aço, onde a forma e a têmpera ocorrem na mesma etapa (Lechler e Merklein, 2006). A estampagem a quente que também é conhecida por *Press hardening*, *Hot Forming* ou *Hot Stamping*, envolve o uso do aço numa liga boro-manganês. Este processo é o preferido para componentes complexos, de alta resistência, tais como proteção lateral contra impacto, soleiras de porta, ou pilares A e B (designação comum do setor automotivo que se refere às colunas verticais quem ficam localizadas antes e após a porta dianteira, respectivamente). O aço 22MnB5 tem uma microestrutura ferrítica-perlítica em condição normal (antes da estampagem a quente), com uma resistência à tração mínima de 500 MPa e alongamento total de aproximadamente 20% (Hoff, 2007).

A estampagem a quente foi desenvolvido e patenteado em 1977 por uma empresa sueca (Plannja), que usou o processo para fabricar lâminas de serra e lâminas de cortador de grama (karbasian, 2010). Em 1984 Saab Automobile AB foi o primeiro fabricante de veículos que adotou um componente de aço de boro endurecido para a Saab 9000 (Berglund, 2008). O número de peças produzidas anualmente aumentou de 3 milhões de peças em 1987, para 8 milhões de peças em 1997, e ultrapassou 107 milhões de peças em 2007 (Aspacher, 2008). A previsão de produção para 2013 foi feita antes da crise financeira de 2008, era estimada em 350 milhões de peças estampadas a quente (Siebels 2009). A **Figura 2.5** mostra a evolução do número de peças produzidas anualmente por meio de estampagem a quente.

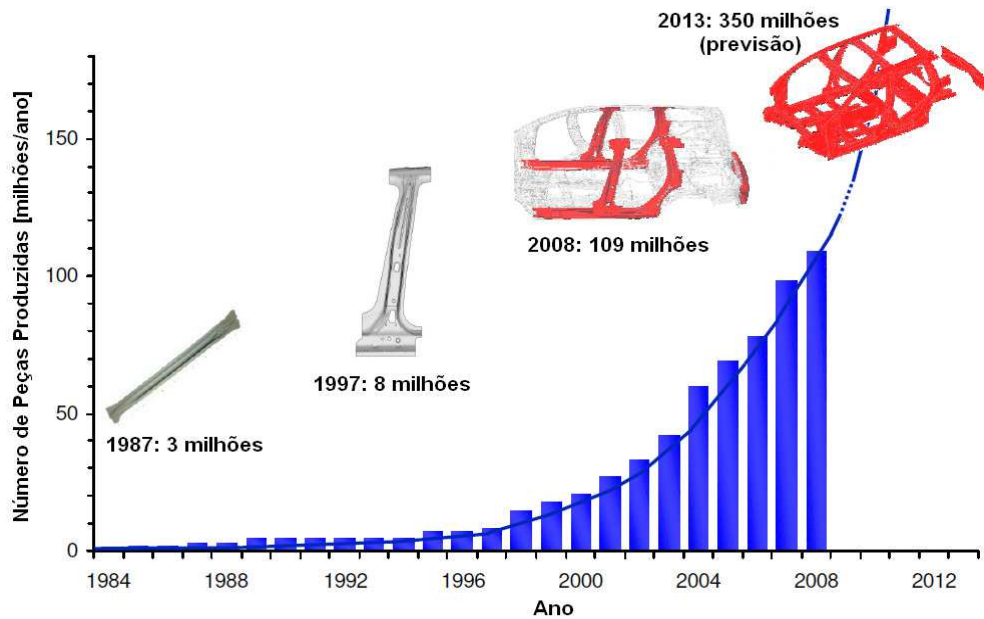


Figura 0.5 - Evolução da produção de peças fabricadas por meio de estampagem a quente entre 1984 e 2008.
Fonte: Siebels (2009).

2.4 Tipos de Estampagem a Quente

De acordo com Merklein et al. (2008), são conhecidas duas variações principais do processo de estampagem a quente: o método direto e o indireto.

2.4.1 Estampagem a quente no modo direto (*Direct Hot-Forming Process*)

No processo direto (**Figura 2.6**), as chapas são austenitizadas a temperaturas entre 900 e 950°C por um período de 4 a 10 minutos dentro de um forno de alimentação contínua, em seguida são transferidos automaticamente para a prensa, esta transferência normalmente leva menos de 3s. À temperatura elevada, entre 650 e 850°C, o material tem alta maleabilidade, e formas complexas podem ser formadas num único golpe da prensa. A peça estampada é temperada no molde fechado que é internamente arrefecido por circulação de água, a uma taxa de resfriamento de 50 a 100°C/s, após a abertura do molde o processo de transformação da martensita é concluído. O tempo de ciclo total: transferência, estampagem e resfriamento no molde é de 15 a 25s. A peça deixa a linha de estampagem a quente à aproximadamente 150°C e com elevadas propriedades mecânicas de 1400 a 1600 MPa. Após elas podem passar por um processo de corte a laser (Kolleck, 2013).

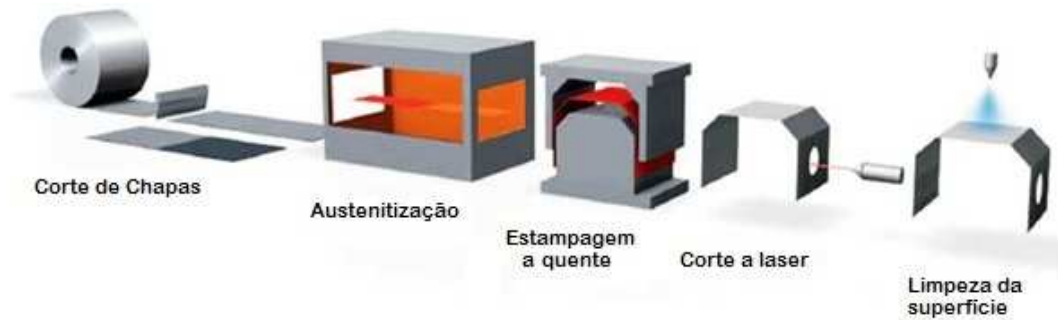


Figura 0.6 - Estampagem a quente direta. Fonte: Adaptado de voestalpine AG (2016).

Devido à formação de óxidos e carepas na superfície das chapas quando ainda estão no ambiente do forno, as superfícies das peças também precisarão passar por um processo de decapagem ou jateamento (Kolleck, 2013).

Existem materiais que aplicados à superfície das chapas podem amenizar este efeito. O revestimento de alumínio-silício (AS) é o mais comum aplicado em chapas para evitar a formação de óxidos na superfície. Outros revestimentos incluem: galvanização por imersão a quente (GI), galvannealed (GA), zinco-níquel (GP), e substâncias orgânicas. Os gases inertes podem ser utilizados para aplicações especiais (Worldauto Steel, 2014). Os revestimentos também ajudam a prevenir a corrosão em serviço, e nas áreas das peças de difícil remoção.

A **Figura 2.7** apresenta o ciclo térmico durante a estampagem a quente. De acordo com Kolleck (2013), o processo pode ser representado pelas seguintes etapas:

Passo 1: Entrada da chapa no forno, início da austenitização.

Passo 2: Austenitização a temperatura controlada.

Passo 3: A chapa sai do forno e é transferida para o molde.

Passo 4: A matriz é totalmente fechada e a peça é formada. Inicia-se o resfriamento controlado.

Passo 5: Abertura da prensa, a peça é retirada e está a aproximadamente 150°C.

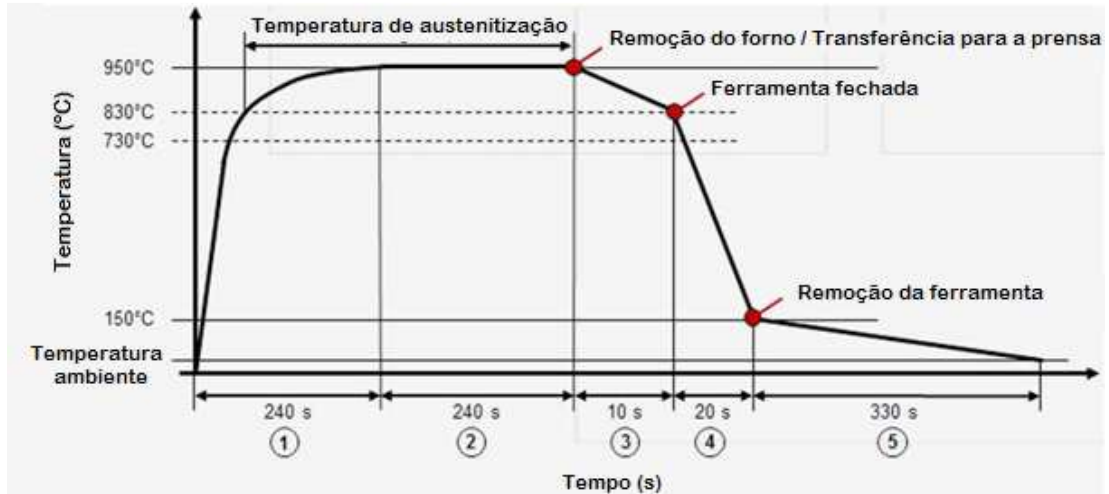


Figura 0.7 - Ciclo térmico do processo de estampagem a quente com têmpera na matriz.
Fonte: Kollleck, 2013.

2.4.2 Estampagem a quente no modo indireto (*Indirect Hot-Forming Process*)

A **Figura 2.8** apresenta um exemplo de processamento indireto. Neste modo, as chapas de aço são estampadas a frio e cortadas na geometria final utilizando tecnologias convencionais. Em seguida, em um forno de alimentação contínua, aquecem-se os componentes estampados a frio a uma temperatura de 900°C ou superior. O componente é recozido e transferido à prensa ainda quente. A peça é novamente conformada, porém desta vez a quente. Assim como no modo direto ela recebe forma e têmpera num único ciclo, devido ao resfriamento na matriz.



Figura 0.8 - O processo indireto otimizado. Fonte: voestalpine AG (2016).

Ao contrário do processo direto, no método indireto de estampagem a quente, a peça é estampada parcialmente e tem cerca de 90 a 95% da sua forma final feita em uma matriz convencional num processo de conformação a frio, em seguida passa por uma operação de recorte para eliminar as sobras, dependendo da tolerância da borda (Naganathan, 2012). Após, as peças pré-formadas são aquecidas num forno contínuo e transferidas para o molde para serem conformadas a quente e temperadas simultaneamente. A razão para esta etapa adicional é estender os limites de conformação para peças de geometria muito complexas, formando a quente e temperando as peças pré-formadas a frio.

2.5 Solda a Ponto por Resistência Elétrica

Desde a invenção do princípio de soldagem por resistência em 1877 por Elihu Thomson, que aplicou o processo na união de fios de cobre, o processo de soldagem a ponto por resistência vem sendo muito utilizado nos diversos ramos da indústria. Isto ocorre dada a sua simplicidade, robustez e facilidade de operação, como também apresentar baixo custo de aplicação comparado a outros processos de soldagem a arco elétrico (como MIG/MAG, TIG e outros), como comprovado por Vargas (2006). Desta forma, no atual cenário industrial, no que se refere aos processos de soldagem, a soldagem a ponto por resistência vem se destacando como um dos processos de soldagem mais utilizados nas indústrias automobilística, eletrônica, entre outras de bens manufaturados (Marques, 2009). Cada automóvel leva em média 3000 pontos de solda (Alenius et al., 2006), sendo de fundamental importância a garantia da qualidade dos pontos de solda no que se refere à vida útil dos veículos.

Solda a ponto por resistência é um processo no qual as superfícies de contato, são unidas em um ou mais pontos, pelo calor gerado pela resistência à passagem do fluxo de corrente elétrica por meio das peças, que são mantidas juntas pela força aplicada pelos eletrodos. As superfícies de contato na região de concentração de corrente são aquecidas por um pulso de curta duração, de baixa tensão e de alta intensidade de corrente para formar uma pepita de solda de metal fundido. Quando o fluxo de corrente cessa, a força do eletrodo continua atuando enquanto o metal rapidamente resfria e se solidifica. Os eletrodos são retraídos após cada solda o que normalmente acontece numa fração de segundos (ASM, 1993).

De acordo com a RWMA (1989), solda consiste na junção de duas ou mais peças de metal por meio da aplicação de calor. Segundo Wainer et al. (1992), a energia térmica total gerada pode ser calculada pela lei de Joule, cuja fórmula é expressa pela **Equação 2.1**.

$$Q = R \int_{t_1}^{t_2} I^2 dt \quad \text{Equação 0.1}$$

Onde:

Q = Energia térmica total gerada durante a soldagem (J);

R = Conjunto de resistências elétricas (Ω)

I = Intensidade da corrente elétrica (A);

dt = Intervalo de tempo de passagem da corrente elétrica (s).

2.5.1 *Princípios da soldagem*

Os três parâmetros principais a serem controlados no processo de soldagem são a corrente elétrica, a força de compressão aplicada entre os eletrodos e o tempo (Branco, 2004). Contudo, existem outros parâmetros de extrema importância para o bom desempenho do processo como a refrigeração, o desgaste e o desalinhamento dos eletrodos, a composição química do material a ser soldado, seu revestimento, a condição de superfície e a sua espessura (INTERMACHINERY, 2002; Vargas, 2006). Esses parâmetros estão fortemente relacionados entre si e seus valores são fundamentais para determinar a qualidade do ponto de solda.

Segundo a AWS (1995), a força de soldagem deve ser sempre aplicada antes, durante e após a passagem da corrente elétrica para garantir boa área de contato entre as superfícies e o contato entre as chapas durante o resfriamento. Esta força está diretamente relacionada com a resistência de contato entre as superfícies das chapas. Segundo Williams & Parker (2004) a resistência de contato é formada das resistências interfaciais que existem antes da iniciação do fluxo da corrente.

A geração de calor é devida à resistência à passagem da corrente elétrica. A corrente elétrica é o fluxo de cargas elétricas, e sua intensidade pode ser expressa pela quantidade de elétrons pelo tempo. Tão importante quanto a corrente, é a densidade de corrente na região de contato entre eletrodo e chapa, e está diretamente ligada ao diâmetro e formato da ponta do

eletrodo. Para diâmetros de ponta do eletrodo maiores, a densidade de corrente diminui devido ao aumento da área de contato (**Equação 2.2**).

$$\text{Densidade de Corrente} = \frac{I}{\text{Área de contato do eletrodo}} \quad \text{Equação 0.2}$$

O tempo do processo de soldagem se inicia com o movimento da pinça fechando-se até o eletrodo encostar-se às chapas, este intervalo é denominado de tempo de pré-pressão. Em seguida, a força é aplicada em um período de tempo. A **Figura 2.9** mostra a sincronia entre os parâmetros de força e corrente no tempo.

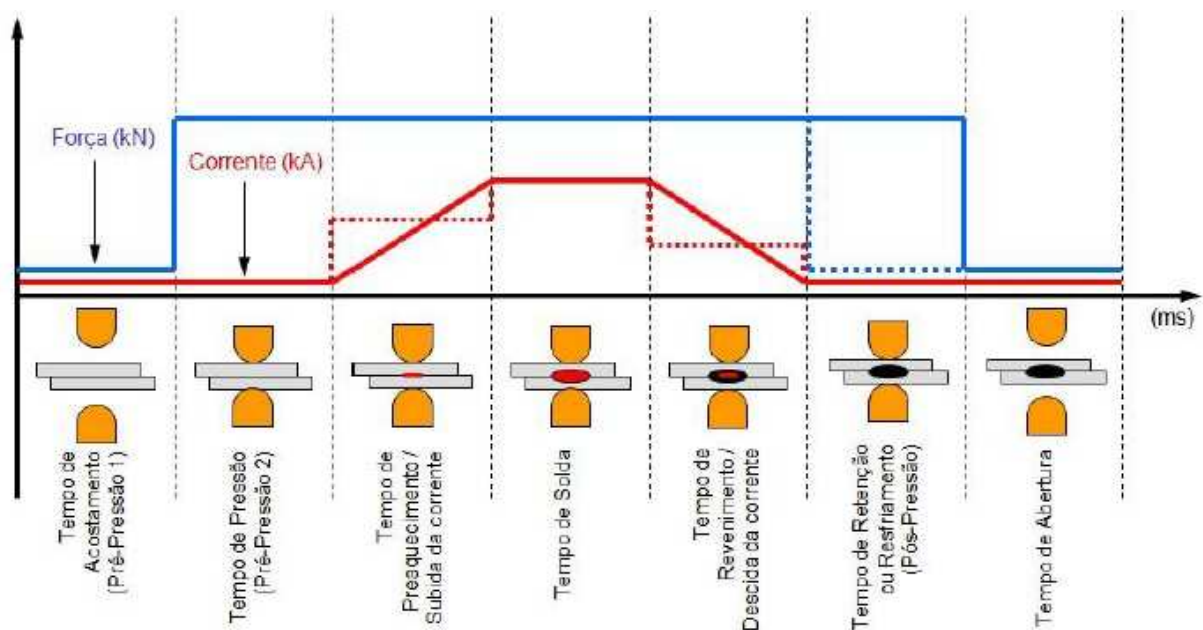


Figura 0.9 - Esboço dos tempos totais do processo de soldagem. Fonte: Usiminas (2010).

Quando a força atingir o seu valor máximo, é o momento de aplicar o tempo de subida da corrente (para aço não revestido). Tal tempo é considerado como o intervalo em que a corrente leva para atingir o valor programado. Por outro lado, quando o material a ser soldado possui revestimento de zinco, o tempo de preaquecimento deve ser aplicado, sendo este em combinação com a corrente de preaquecimento, para que seja suficiente para afastar a camada de zinco das interfaces (interna e externa) da chapa e do eletrodo (WILLIANS, 1972; GEDEON & EAGAR, 1986a).

2.5.2 Resistências elétricas na soldagem

A resistência elétrica da soldagem a ponto são as resistências presentes entre os eletrodos (Sampaio, 2010). O valor inicial é denominado resistência estática e o comportamento ao longo do tempo é denominado resistência dinâmica (Zhang & Senkara, 2006).

De acordo com Furlanetto (2007), o fenômeno da resistência de contato pode ser explicado como sendo a irregularidade da superfície dos condutores que provocam microcontatos diminuindo a seção transversal por onde flui a corrente elétrica (**Figura 2.10**). A força aplicada para estabelecer o contato entre os condutores e a área da seção transversal define a resistência. Em termos práticos, um aumento na força aplicada ou uma área de contato maior causam uma diminuição da resistência e vice versa.

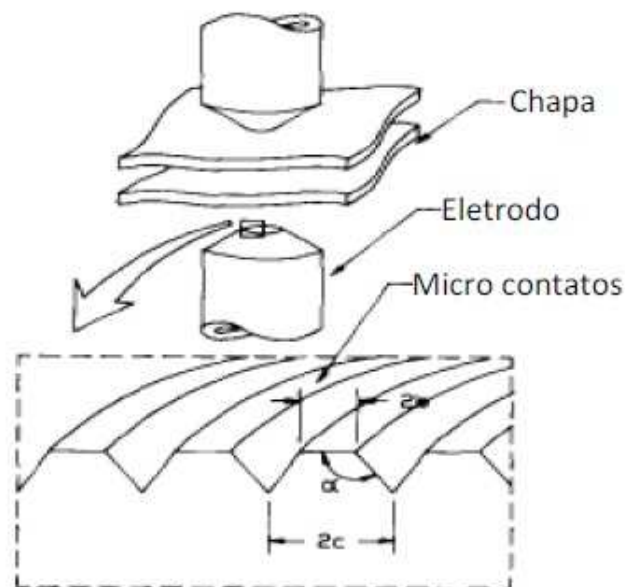


Figura 0.10 - Representação da área da superfície de contato. Fonte: Furlanetto, 2007.

Segundo Wainer et al. (2010), quando as peças a serem soldadas estão unidas mecanicamente pela pressão exercida pelos eletrodos, pode-se dizer que a resistência elétrica entre os eletrodos é um conjunto de cinco resistências apresentadas na **Figura 2.11**, sendo que a resistência total é a soma de todas as resistências parciais (**Equação 2.3**).

$$R_T = R_1 + R_3 + R_3 + R_4 + R_5 \quad \text{Equação 0.3}$$

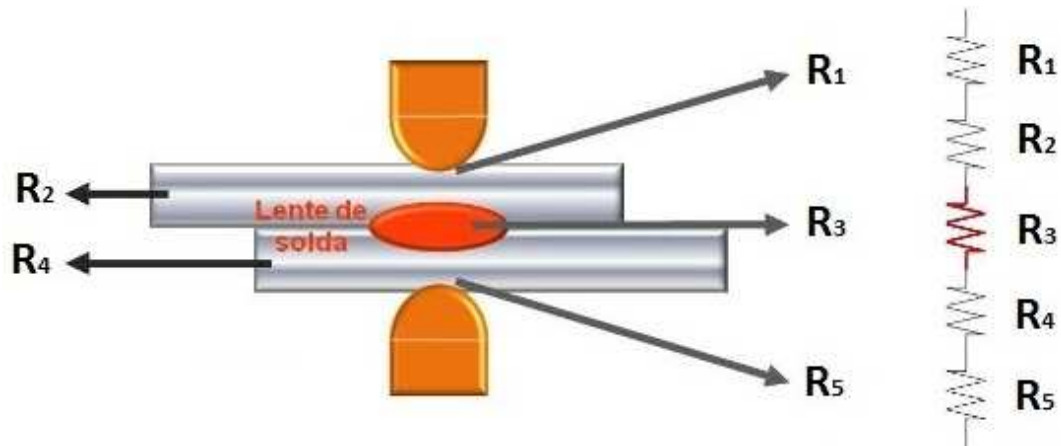


Figura 0.11 - Resistência à passagem de corrente no processo de Soldagem por Ponto. Fonte: Autor (2016).

Na **Figura 2.11**, as resistências de contato são representadas por R_1 , R_3 e R_5 , sendo R_3 a mais importante porque é neste local que se formará o ponto de solda. As resistências R_1 e R_5 também são importantes, pois o aumento do valor destas resistências causará maior geração de calor aumentando o desgaste dos eletrodos e diminuindo sua vida útil. As resistências R_2 e R_4 são definidas pela resistividade do material, são mais importantes nos estágios finais da soldagem do que nos instantes iniciais.

2.5.3 Força de compressão

A força de compressão na soldagem a ponto, juntamente com o formato do eletrodo, influenciam na resistência de contato entre as chapas. O aumento da força ocasiona uma diminuição da resistência, o contrário também é verdadeiro. Assim a variação da força afeta diretamente a resistência (Furlanetto, 2007).

Machado (1996) escreve que a força aplicada aos eletrodos se comporta de forma inversamente proporcional à resistência elétrica do sistema.

2.5.4 Corrente elétrica na soldagem

De acordo com Vargas (2006) a corrente é o parâmetro que mais influência na geração de calor durante a soldagem, sendo que pequenas variações em sua magnitude alteram

significativamente as propriedades da solda. As variações na amplitude da corrente podem afetar a densidade de corrente nas interfaces da solda.

Para Branco (2004) e Nascimento (2008), existe um limite inferior e um limite superior para a densidade de corrente. Se o limite inferior não for observado, não ocorrerá a 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.

Quando a temperatura atinge certo nível, devido à passagem da corrente elétrica, ocorre à fusão das chapas entre os eletrodos. A área fundida esta relacionada com a intensidade da corrente e determina o tamanho do ponto de solda. Segundo Santos (2006), caso a corrente fique abaixo do limite inferior, a fusão poderá não ocorrer ou o diâmetro do ponto não irá atingir o tamanho necessário para garantir uma solda de qualidade. Caso o limite superior seja ultrapassado, ocorrerá deformação plástica de toda a seção sob a ação dos eletrodos e expulsão de material. A resistência mecânica máxima na junta ocorre geralmente para valores de corrente ligeiramente abaixo do limite superior (MARQUES, 2009).

2.5.5 *A expulsão de material na soldagem a ponto por resistência elétrica*

A expulsão é a ejeção de metal fundido durante a soldagem. Para Zhang & Senkara (2006), é um fenômeno comum na solda ponto e que pode ser observado frequentemente, acontece em qualquer superfície, interna ou externa, como mostrado na **Figura 2.12** e **Figura 2.13**, respectivamente.



Figura 0.12 – Expulsão de material na interface interna (entre as chapas de aço).
Ponto de solda feita numa junta de aço 22MnB5.
A seta aponta os metais que foram projetados no estado líquido e rapidamente solidificados.
Fonte: Autor (2016).

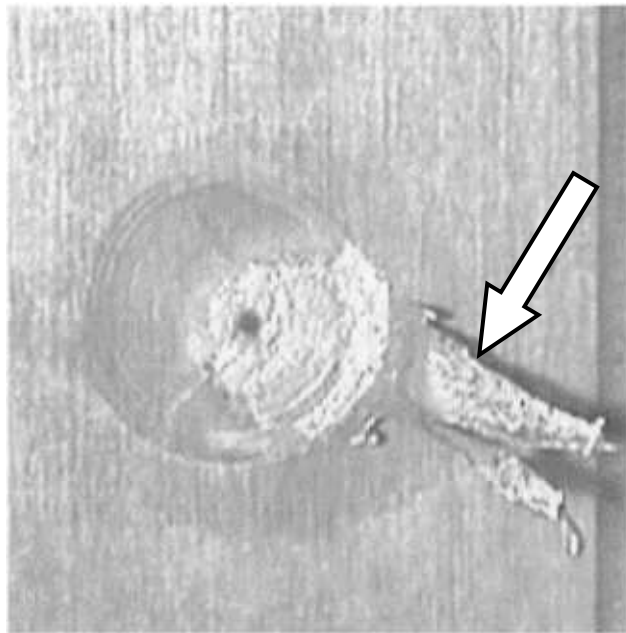


Figura 0.13 - Expulsão a partir da superfície de uma chapa (entre a interface de um eletrodo e uma chapa).
A seta aponta os metais que foram projetados no estado líquido e rapidamente solidificados.
Fonte: Zhang & Senkara (2006).

Este último pode afetar severamente a qualidade da superfície e da vida do eletrodo, mas não a resistência da solda se é limitado à superfície. Por outro lado, a expulsão na

interface interna é altamente indesejável em termos de qualidade da solda, uma vez que envolve a perda de metal líquido na zona fundida (Zhang & Senkara, 2006).

As causas da expulsão estão relacionadas a fatores técnicos e humanos, pois são frequentemente utilizados como um indicador visual de soldagem correta de aços. Para atingir um tamanho de solda tão grande quanto possível para atender a certos requisitos, uma prática prevalente é a utilização de uma grande corrente de soldagem, muitas vezes perto ou além dos limites de expulsão. No entanto, devido à perda de metal durante a expulsão, defeitos, tais como espaços vazios e porosidade que podem reduzir a resistência da solda, são introduzidos na zona fundida. Além disso, a necessidade de eliminar soldas defeituosas na indústria torna necessário reduzir a expulsão na soldagem a ponto por resistência elétrica. (Zhang & Senkara, 2006).

2.5.6 *Tempo de soldagem*

O tempo de soldagem também é um parâmetro relevante para o processo, pois a formação da lentilha de solda depende do tempo de aplicação da corrente elétrica. 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 aperfeiçoado em função dos parâmetros de soldagem.

A **Figura 2.14** apresenta um modelo esquemático representando a soldagem no tempo.

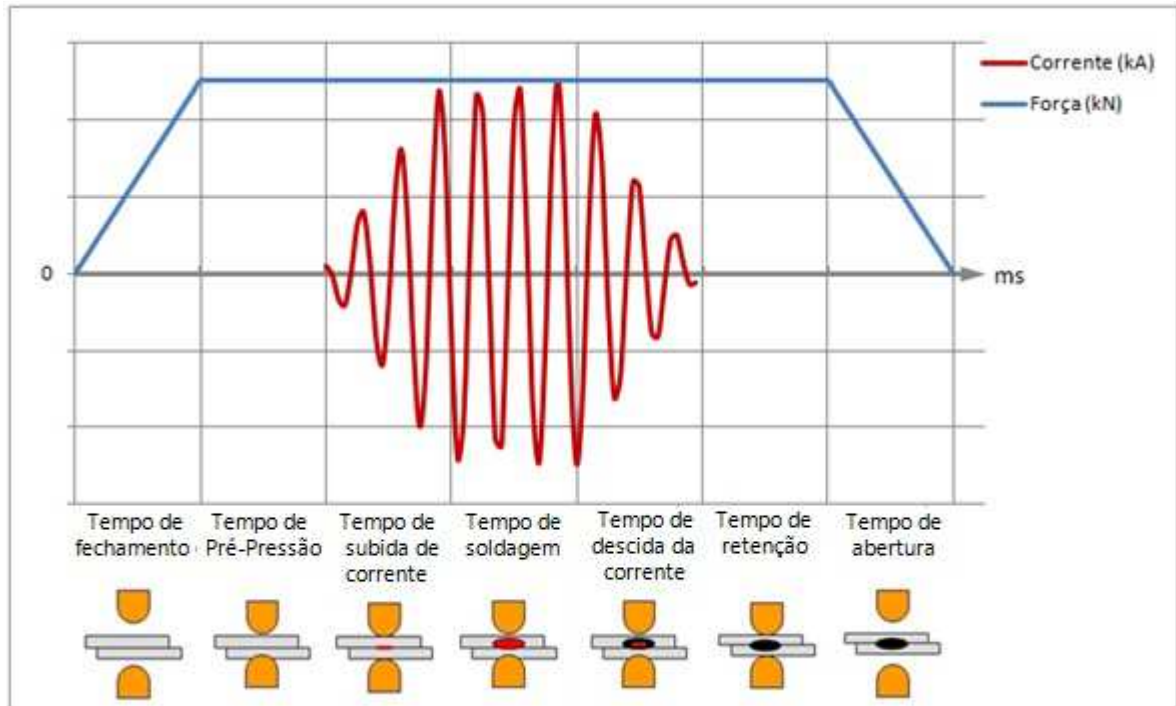


Figura 0.14 - Representação esquemática do tempo de Soldagem. Fonte: Autor (2016).

O tempo de soldagem pode ser dividido em etapas com funções bem definidas.

O primeiro estágio de atuação é o início do movimento de fechamento das pinças até que os eletrodos encostem-se às chapas.

O tempo de pré-pressão é um tempo necessário à estabilização da força de compressão antes do início da corrente de soldagem.

Em seguida tem-se uma rampa de subida da corrente (*slope-up*), que vai de zero até o valor máximo programado, em um período de tempo pré-determinado. Este é o tempo de subida de corrente. Em substituição a rampa de subida, pode-se usar o modo de pré-aquecimento, que é a aplicação direta (sem rampa) de uma corrente, normalmente, de valor mais baixo, usado para proporcionar a queima do revestimento de zinco das chapas.

Ao atingir o valor máximo de corrente, tem-se o tempo de soldagem, em que ocorre a fusão dos metais das peças. Após, sucede-se o tempo de descida de corrente (*slope-down*). Também é possível programar mais alguns ciclos de revenimento após a descida de corrente. Ao término da passagem de corrente, tem-se o tempo de retenção, que é o período onde o sistema ainda é mantido sobre pressão, é neste momento que ocorre o resfriamento e a solidificação do metal fundido, completando assim a união das chapas. E por ultimo,

sobrevém o tempo de abertura, onde se inicia o movimento de abertura das pinças com o descarregamento das forças de compressão e afastamento dos eletrodos.

2.6 Eletrodo

O eletrodo é um componente da máquina de solda que exerce um papel fundamental no processo de soldagem por pontos, é responsável por diversas funções. Entre as quais estão à transferência de corrente elétrica para as peças permitindo a geração de calor, a delimitação da área nas interfaces de contato influenciando na densidade de corrente e o auxílio no resfriamento do ponto soldado (Furlanetto, 2007). Branco (2004) e Vargas (2006) concordam com a importância dos eletrodos, pois são por eles que a corrente flui, além de exercerem a pressão necessária sobre as peças e refrigerar a região de solda.

2.6.1 Tipos de eletrodos

Materiais de eletrodos para solda ponto devem ter alta condutividade térmica e elétrica, e ainda baixa resistência de contato a fim de prevenir o aquecimento da superfície da chapa e a fusão com a face do eletrodo. Também, deve ter uma adequada resistência a deformação, porque trabalham sob pressão e a temperaturas elevadas (ASM, 1993).

Os eletrodos trabalham em condições extremas, com temperatura e pressão elevadas. Por isso devem possuir alta dureza mecânica e baixa resistividade, para não sofrer aquecimento demasiado, e assim resistir ao desgaste excessivo (Furlanetto, 2007).

Materiais para eletrodos são classificados pela RWMA (*Resistance Welding Manufacturing Alliance*) e pela ISO (*International Standards Organization*) por meio da norma ISO 5182. O cobre é o metal base utilizada na construção do eletrodo por ser um bom condutor elétrico, térmico e ter uma baixa resistência de contato.

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.

A **Figura 2.15** mostra as formas de eletrodos que foram padronizados pela RWMA (1989), são seis faces ou formatos padrão, identificados por letras de A até F.

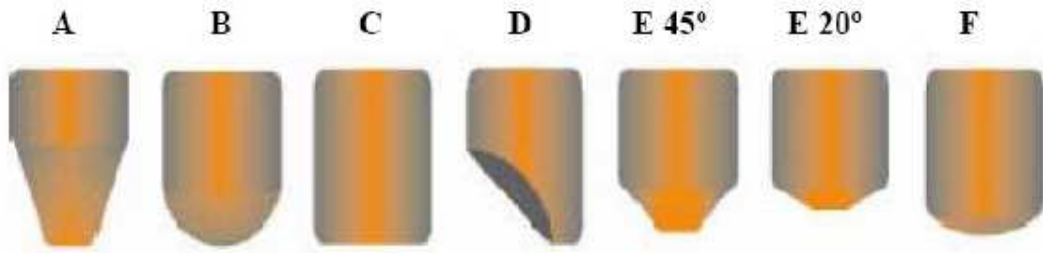


Figura 0.15 - Eletrodos padronizados pela RWMA.
São tipos de eletrodos: A) Tipo Apontado, B) Tipo Dome, C) Tipo Plano, D) Tipo Excêntrico, E) Tipo Truncado, F) Tipo Arredondado.
Fonte: Adaptado de Intermachinery (2002).

2.6.2 Refrigeração dos eletrodos

Devido às altas temperaturas durante a fusão do material, todo calor é dissipado pelo metal base e pelo eletrodo. Temperaturas elevadas deformam os eletrodos alterando suas propriedades mecânicas e físicas e, como consequência, aumenta a área de contato na ponta do eletrodo, reduzindo a densidade da corrente de soldagem (VARGAS, 2006).

A **Figura 2.16** mostra alguns detalhes importantes como o posicionamento dos tubos para refrigeração dos eletrodos.

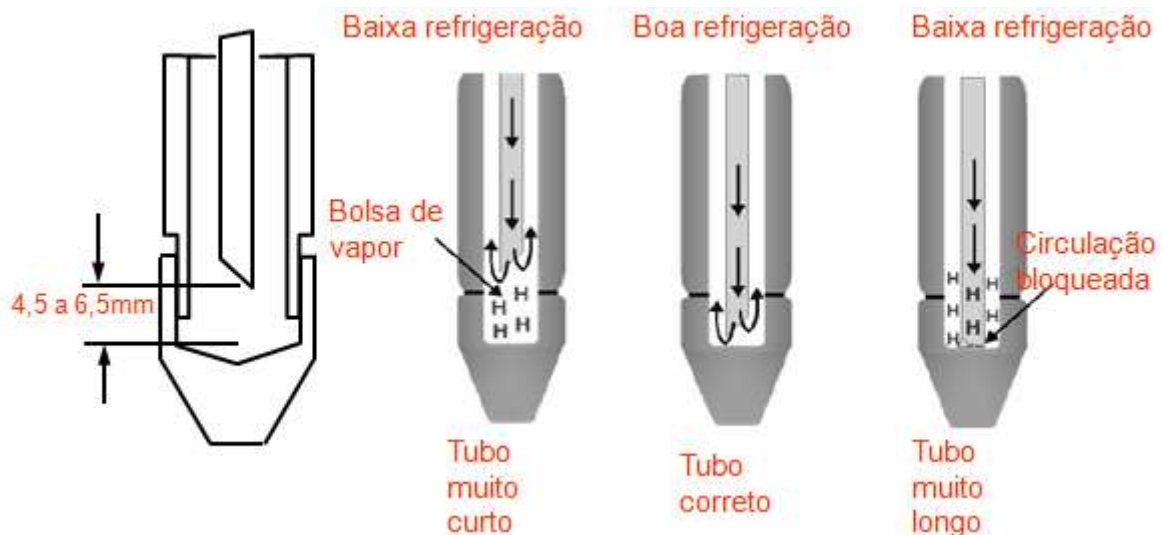


Figura 0.16 - Posicionamento do tubo de refrigeração. Fonte: Medar (2005).

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.

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.

Vazões maiores são recomendadas para a soldagem de aços revestidos. O tubo interno de alimentação de água deve estar disposto de modo a assegurar que a água seja injetada diretamente na face traseira de trabalho do eletrodo. A temperatura da água na entrada não deve exceder 20 °C. Circuitos separados de resfriamento de água devem ser utilizados para ambos os eletrodos, superior e inferior (AWS, 1995).

2.7 Máquinas de Solda por Ponto

O equipamento empregado para realizar os pontos de solda é chamado de máquina de solda a ponto (Branco, 2004), sendo que, este equipamento pode ser estacionário (**Figura 2.17**) ou pinça suspensa (**Figura 2.18**).

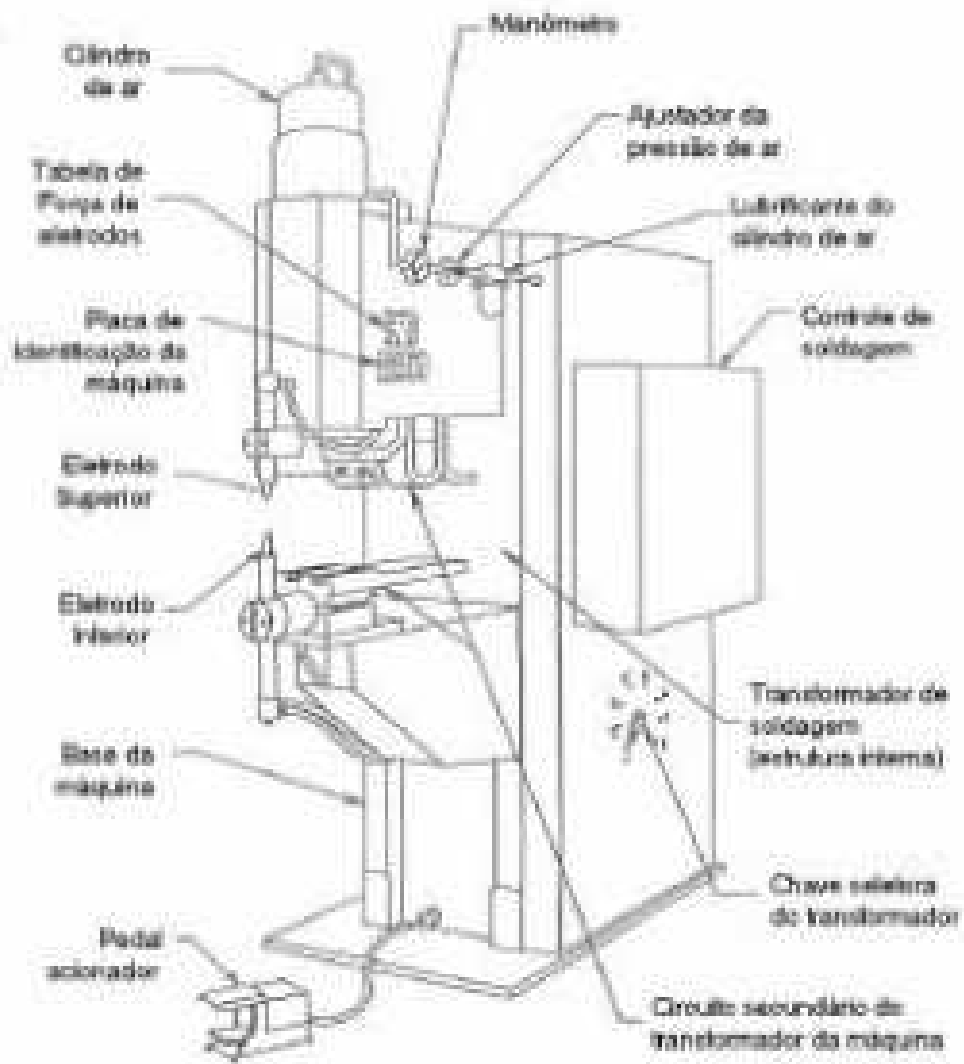


Figura 0.17 - Máquina estacionária. Fonte: Branco (2004).

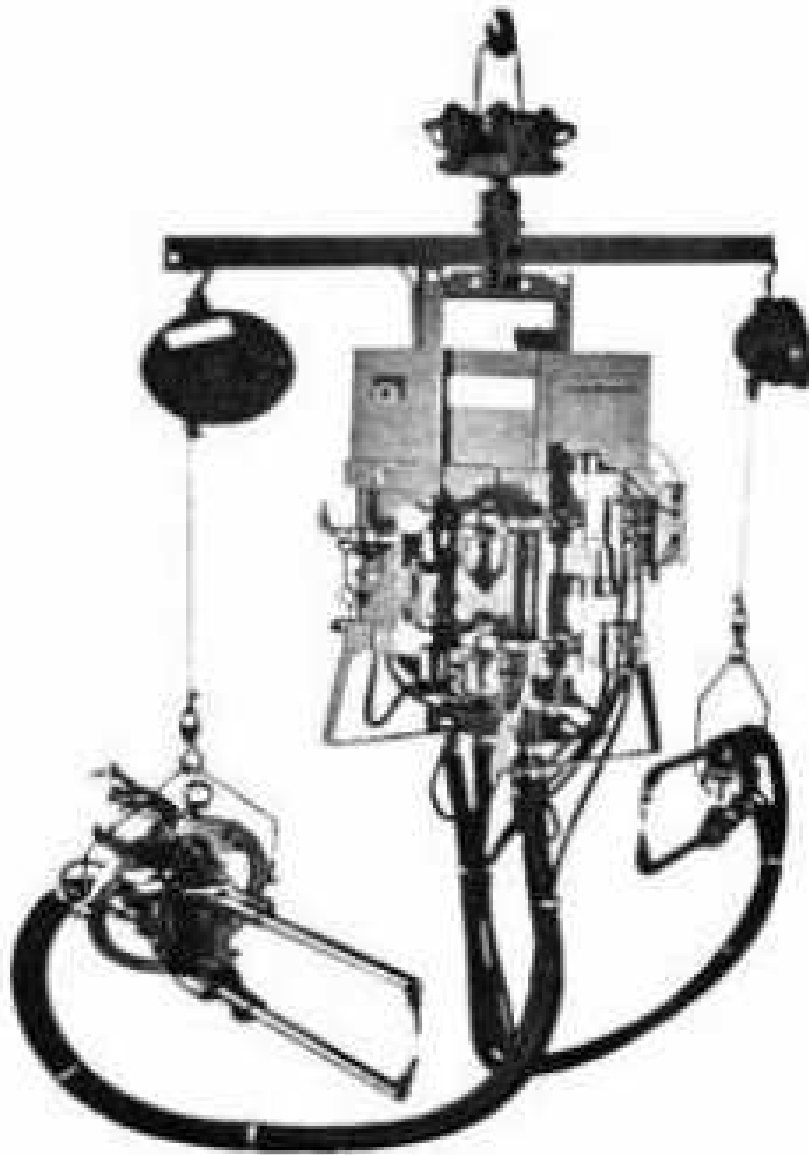


Figura 0.18 - Pinça pneumática suspensa por balancim. Fonte: Branco (2004).

Os tipos de pinças diferenciam-se quanto ao seu formato, na **Figura 2.19** tem-se o tipo X, e na **Figura 2.20**, o tipo C.

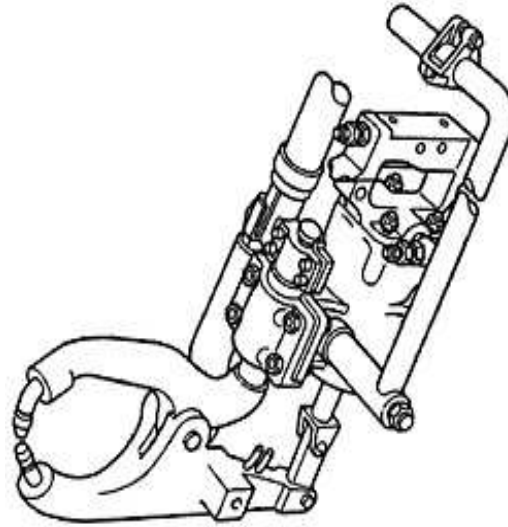


Figura 0.19 - Esquema de uma máquina de solda típica: Tipo X - Cable Gun.
Fonte: Zhang e Senkara (2006).

Um fenômeno muito comum em solda é a deflexão dos braços ou desalinhamento dos eletrodos, o design da pistola influencia nestes comportamentos. No quesito desalinhamento durante a soldagem a pinça do tipo C oferece certa vantagem (Furlanetto, 2007).

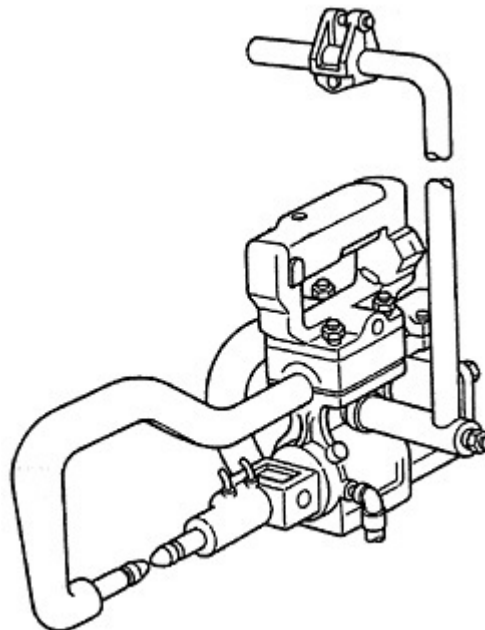


Figura 0.20 - Esquema de uma máquina de solda típica: Tipo C - Cable Gun.
Fonte: Zhang e Senkara (2006).

O termo “Cable Gun” refere-se ao tipo de máquina de solda, onde o transformador fica normalmente posicionado acima dos balancins da pinça num mezanino. Também existem as chamadas “Trafo Gun”, onde o transformador é acoplado à pinça.

Segundo Wainer et al (1992), as máquinas utilizadas nos processos de soldagem por resistência são compostas por três componentes fundamentais: o sistema mecânico, o circuito elétrico e sistema de controle.

Sob o ponto de vista mecânico, a máquina de solda é composta por um cilindro pneumático de ação direta ou alavanca, que serve para fixar a peça, com uma aproximação rápida dos eletrodos sem, contudo, danificá-los por pancadas. A magnitude da força de compressão dos eletrodos depende diretamente do tamanho e a pressão do cilindro. No entanto, é limitado pela rigidez dos braços da pinça, tanto nas pinças suspensas quanto nas estacionárias. Essa limitação pode ser medida pelo desvio máximo permitido de braços da pinça para evitar desalinhamento excessivo dos eletrodos (Furlanetto, 2007).

O circuito elétrico consiste de um transformador, que converte a tensão da rede industrial, normalmente de 380V ou 440V trifásico, para baixa tensão ocorrendo o inverso com a corrente, ou seja, passa de algumas unidades de ampères (A) para quiloampères (kA) (Furlanetto, 2007).

O sistema de controle, ou o controlador de solda, é capaz de controlar a corrente no primário do transformador de solda, fazendo com que, conseqüente, a corrente no secundário também seja controlada. Este equipamento, como seu próprio nome diz, controla o processo de soldagem (Furlanetto, 2007).

2.8 Análises Metalográficas Aplicáveis aos Aços de Alta Resistência

As práticas ou critérios para avaliação da qualidade da solda variam para cada fabricante de automóveis, porém alguns critérios comuns podem ser adotados para avaliar atributos que configurem a solda como aceitável. A norma AWS A3.0:2001 é usada como referência para os critérios de aceitação de soldas.

Entre estes atributos estão o diâmetro do ponto de solda que é facilmente mensurável e tem relevância na determinação da resistência da solda. Contudo, o diâmetro é insuficiente para descrever a qualidade da solda e não necessariamente implica numa integridade

estrutural. Outras características como penetração podem ser usadas para complementar o grau de adesão das chapas (Zhang & Senkara, 2006).

A metalografia é usada para determinar o diâmetro do ponto de solda, penetração da solda, indentação, e tamanho da ZTA (como pode ser visto na **Figura 2.21**). E também pode ser usada para detectar trincas, porosidades e inclusões. Desta forma, as secções da solda são cortadas a partir das amostras, polidas e quimicamente atacadas para revelar a microestrutura, e em seguida, examinadas em microscópio óptico. Uma solda aceitável tem uma zona fundida igual ou maior que o especificado.

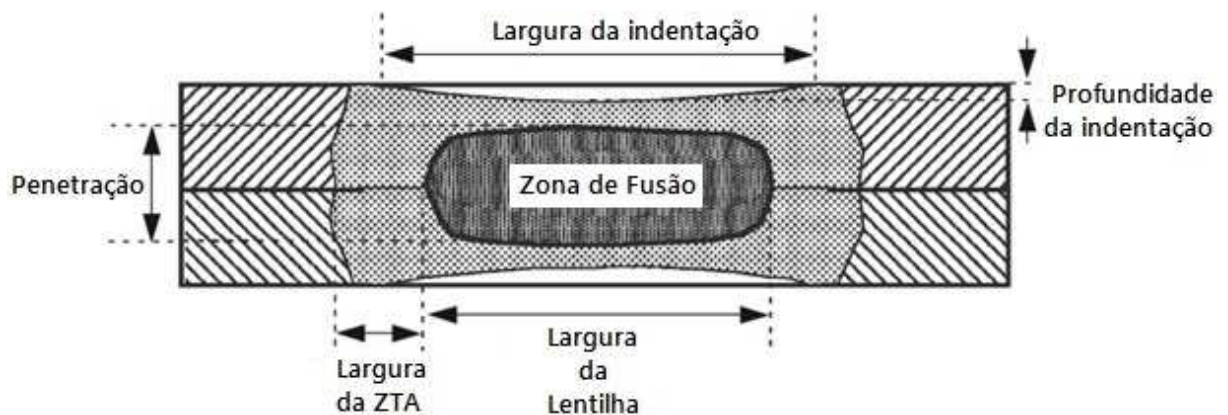


Figura 0.21 - Atributos da solda revelados pelo seccionamento metalográfico.
Fonte: Adaptado de Hongyan Zhang & Jacek Senkara (2006).

2.8.1 Tamanho do ponto de solda

As soldas são consideradas aceitáveis quando produzem uma resistência de desempenho satisfatória. Contudo, essa correlação não existe, neste momento, para aços de alta resistência (Zhang & Senkara, 2006). Avaliar a qualidade da solda por testes destrutivos não instrumentados é um desafio quando se trabalha com aços AHSS, mesmo assim, na produção de peças soldadas, os pontos de solda são aprovados segundo o diâmetro mínimo requerido.

O diâmetro do ponto de solda é avaliado em função da espessura da chapa, muitas indústrias utilizam critérios próprios, porém, em geral, estão num envelope entre $d = 3\sqrt{t}$ e $d = 6\sqrt{t}$, onde d é o diâmetro do ponto de solda, e t é a espessura da chapa. Contudo, a grande maioria está entre $d = 4\sqrt{t}$ e $d = 5\sqrt{t}$ (Zhang & Senkara, 2006).

A norma ANSI/AWS/SAE/D8.9-97, recomenda que o diâmetro mínimo da lentilha de solda seja $d = 4\sqrt{t}$. A técnica de medição da lentilha pode ser vista na **Figura 2.22**, o diâmetro medido é definido pela média aritmética entre as medidas máxima e mínima.

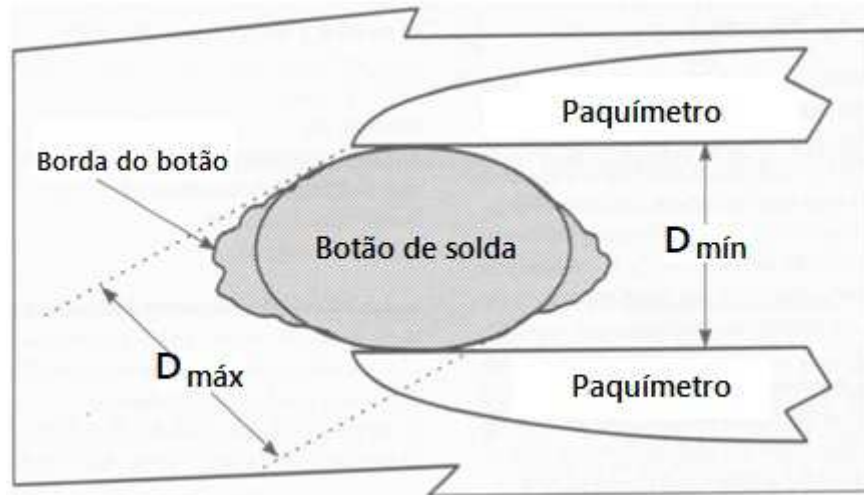


Figura 0.22 - Técnica de medição do diâmetro do ponto de solda.
Fonte: Adaptado de AWS D8.9-97.

Alguns trabalhos avaliaram a influência dos parâmetros de soldagem na formação do ponto de solda em aços contendo boro. Por exemplo, segundo Kong et al. (2014), o diâmetro do ponto de solda e o diâmetro fraturado foram proporcionais a corrente de solda, e ambos foram aumentados com o aumento da corrente. A resistência da solda aumentou com o aumento do diâmetro fraturado no modo *pullout*, e da microdureza na transição ZTA e material base. A resistência da solda dependeu exclusivamente do diâmetro na fratura por falha interfacial.

2.8.2 Tipos de fraturas em solda após ensaio de cisalhamento: modo de falhas

A aparência ou característica das fraturas das soldas são correlacionadas com as suas medidas de resistência, e a correlação serve de base para critérios de aceitação (Zhang & Senkara, 2006).

O modo de falha é uma medida qualitativa da qualidade da solda. Como no caso do ensaio de chisel, o operador verifica se a fratura (abertura) é frágil ou dúctil. A morfologia da fratura também é examinada em ensaios estáticos de cisalhamento à tração (Zhang & Senkara, 2006).

Segundo Chao (2003), soldas pontos podem falhar em dois modos marcadamente diferentes. As fraturas por propagação de trincas na lentilha de solda que ocorrem em pontos pequenos são conhecidas por falha interfacial. E num ponto grande, a lentilha de solda é arrancada completamente de uma das chapas, deixando um furo circular nesta chapa, neste caso a fratura recebe o nome de falha por arrancamento, ou *pullout*. Em seu estudo, o autor mostra que as soldas que apresentaram falhas do tipo *pullout* obtiveram maior resistência no teste de tração, portanto este tipo de falha é fortemente desejável.

Em geral, fraturas por falha interfacial ou interfacial parcial podem ser observadas tanto em soldas boas quanto em soldas precárias. Soldas que apresentaram estas falhas podem ser consideradas aceitáveis se tem uma marca de fusão nítida na área da solda, e o seu diâmetro é maior ou igual ao diâmetro mínimo requerido. Tais soldas têm geralmente força razoável e não devem ser considerados discrepantes (Zhang & Senkara, 2006).

2.8.3 Perfis de microdurezas

Um aspecto a ser considerado na previsão do comportamento mecânico da solda e da zona termicamente afetada, está relacionado com a microdureza máxima obtida. A microdureza é uma propriedade influenciada pela microestrutura, e esta última pela variação térmica ocorrida no processo de soldagem e pela composição química dos elementos de liga presentes no aço.

Elaborado por Choi et al. (2011), a **Figura 2.23(a)** apresenta um perfil de microdureza típico para soldas em aços AHSS dissimilares. A microdureza foi medida nas duas chapas da amostra, em intervalos de 0,2mm e apresentada na **Figura 2.23(b)**. É possível observar que a microdureza se altera ao longo da linha transversal. Especificamente no aço GA780DP, há um aumento na transição do metal base para a ZTA, devido ao fato que elementos de liga como o cromo e o manganês, aumentam o carbono equivalente contido no material.

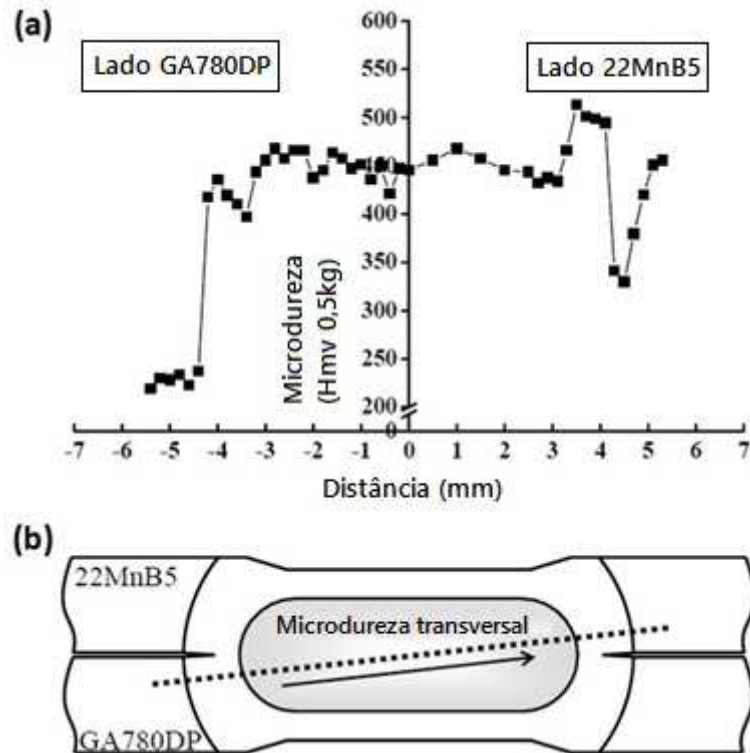


Figura 0.23 - Perfil de Microdureza Típico.

(a) Perfil de microdureza típico entre aços GA780DP e 22MnB5, obtido em intervalos de 0,2mm.

(b) Esquemático da microdureza transversal.

Fonte: Adaptado de Choi et al., Journal of Mechanical Science and Technology (2011).

Jong et al. (2011), também levantaram o perfil de microdureza, porém seu trabalho tratou de verificar a evolução microestrutural do aço de ultra-alta resistência Usibor 1500 (**Figura 2.24**). A fase martensita pode ser encontrada principalmente na zona fundida, por causa da alta taxa de resfriamento da solda a ponto, e dos elementos de liga presentes nos aços AHSS e UHSS. A microdureza da zona fundida pode ser determinada em função do carbono equivalente, e pode ser expressa com a seguinte equação:

$$Hv = 630 \cdot CEy + 188.$$

onde CEy indica o carbono equivalente de Yurioka et al. (1987). Além disso, existe uma correlação entre a microdureza e a microestrutura. Jong et al. (2011), dividiram a ZTA em três partes. As microestruturas a partir da zona fundida foram classificadas como possuindo grãos grosseiros, grãos refinados, e ainda, a existência de uma zona revenida ou amolecida (do inglês *softened zone*).

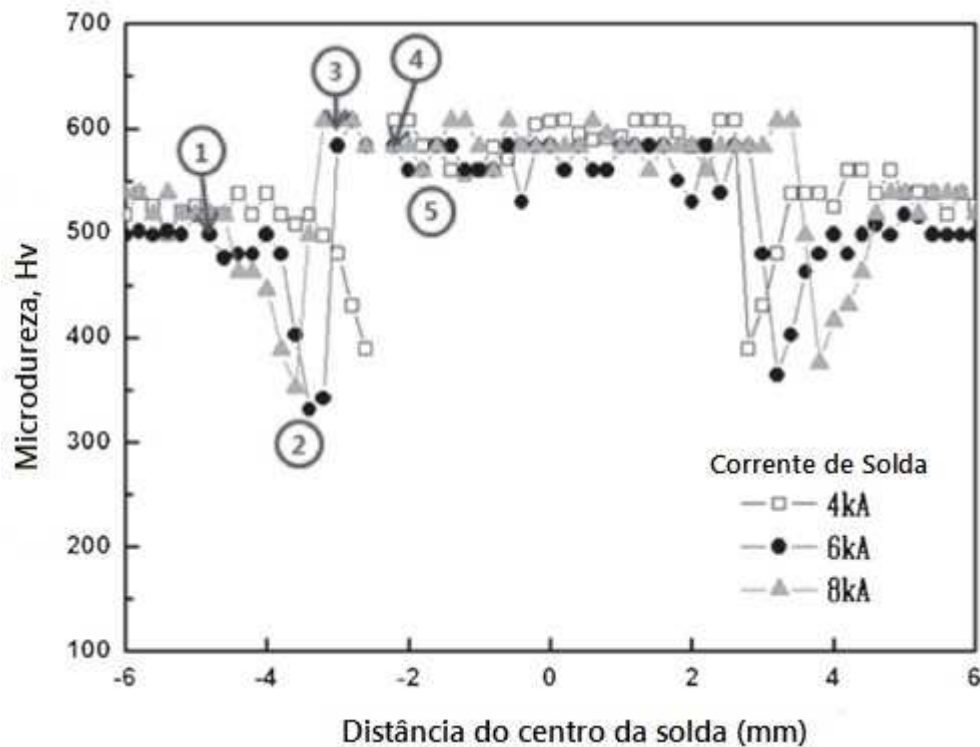


Figura 0.24 - Perfil de Microdureza do aço de ultra-alta resistência.
 Fonte: Adaptado de Jong et al. (2011).

A ocorrência de uma zona amolecida que fica no limite entre a ZTA e o MB foi relatada por Kong et al. (2014) em sua análise dos efeitos do conteúdo de boro na soldagem de aços *complex-phase*. Baltazar Hernandez et al. (2010) notaram que em soldas submetidas ao teste de cisalhamento a fratura iniciava nesta região provocando uma redução na resistência da junta soldada. Em seu trabalho sobre a evolução microestrutural na soldagem em aços UHSS contendo boro, Jong et al. (2011) reportaram sobre a existência de uma região revenida dentro da ZTA, na qual a transformação de fase induz a um comportamento de amolecimento onde a temperatura foi incrementada até a proximidade da temperatura Ac_1 . Evidentemente, que todas estas mudanças microestruturais influenciam no nível de endurecimento entre as várias regiões oriundas de um ponto soldado.

No centro da solda é possível observar uma microdureza média típica, e afastando-se do centro para as extremidades encontra-se uma região de transição onde a microdureza é mínima, ao continuar afastando-se em direção ao metal base a microdureza aumenta progressivamente. Esta região de transição fica entre a ZTA e o MB e foi descrita na literatura como *softened zone* por Kong et al. (2014), Baltazar Hernandez et al. (2010) e Jong et al. (2011), sendo típica para aços UHSS. Em seu trabalho, Kong ainda observou que a

microdureza do metal base está diretamente relacionada ao seu teor de boro, e o fenômeno de amaciamento associado a corrente de solda é inversamente proporcional a esta.

A taxa de resfriamento elevada durante o processo de soldagem a ponto leva à formação de martensita na zona fundida. Além disso, há uma queda na microdureza da ZTA. De acordo com Liao et al. (2010), este amolecimento é causada por martensita revenida nesta região. Choi et al. (2011) relatou que uma diminuição significativa na microdureza para 320 Hv aparece claramente na ZTA, em comparação com a microdureza do metal base e da zona fundida, que estão em torno de 500 Hv. Isto ocorre porque a martensita do 22MnB5 é transformada em bainita macia numa matriz de ferrita pré-eutetóide pelo efeito de recozimento.

2.8.4 *Transformações de fases na Zona Termicamente Afetada*

A zona termicamente afetada em uma solda ponto por resistência elétrica experimenta ciclos térmicos distintos e sua microestrutura se altera, e é determinada de acordo com múltiplos fatores que ocorrem dinamicamente, entre eles, calor, tempo de exposição térmica e velocidade de resfriamento (Zhang e Senkara, 2006).

Durante o aquecimento de um aço até uma temperatura crítica superior, a austenita é estável, ela se forma e cresce. O crescimento do grão austenítico é muito sensível à temperatura, e alumínio e outros elementos são adicionados ao aço, a fim de produzir grãos finos, impedindo o crescimento dos grãos de austenita durante vários ciclos térmicos (Zhang e Senkara, 2006).

Lancaster (1999) dividiu a ZTA em três zonas do ponto de vista metalúrgico, denominadas, supercrítica, intercrítica e subcrítica, cujas características são:

- A região supercrítica pode ser dividida em duas partes: região de crescimento de grãos e região de grãos refinados. Acima de certa temperatura, denominada de temperatura de grãos grosseiros, o ciclo térmico durante a soldagem promove um crescimento de grãos, e abaixo desta, refina a estrutura. Esta região é adjacente à lentilha de solda, e diferentes aços possuem diferentes inibidores de crescimento de grãos, e, portanto, diferentes temperaturas de grãos grosseiros.
- A região intercrítica experimenta transformação de fase parcial. O pico de temperatura está abaixo da que ocorre na região supercrítica. Então, novas fases, que não existiam

no metal base original, podem ser formadas nesta região. Tal transformação depende do tempo de exposição do metal ao pico de temperatura e da taxa de resfriamento.

- A região subcrítica normalmente não sofre alterações microestruturais observáveis, porque a faixa de temperatura é geralmente baixa, isto dificulta distinguir esta região do metal base. Em alguns casos, precipitados muito finos podem aparecer. Inclusões não metálicas, tais como sulfetos e óxidos podem ter efeito sobre a capacidade de endurecimento da ZTA. Eles produzem uma menor microdureza por nucleação de ferrita dentro dos grãos que estão se transformando em austenita, e reduzindo a quantidade de austenita para se transformar em martensita ou bainita. Em alguns casos, uma baixa capacidade de endurecimento é preferível na ZTA, a fim de minimizar o risco de trincas por corrosão sob tensão.

Jong et al. (2011) correlacionaram a microdureza da solda ponto com a microestrutura e, desta forma, dividiram o ponto de solda em 5 regiões a partir do núcleo da solda sendo as mesmas denominadas de zona fundida, ZTA com grãos grosseiros, ZTA com grãos refinados, zona revenida e metal base. A ZF é separada da ZTA pela linha de fusão (zona de transição).

2.9 Considerações Finais

Este trabalho procurou abordar um tema que tem se tornado cada vez mais comum na indústria automotiva que é a união de peças de aços de alta resistência pelo processo de solda ponto por resistência elétrica. Este assunto cresce em importância na medida em que cresce o uso deste tipo de aço, e também, e não por menos, é o fato de que a solda ponto é um dos processos mais utilizados na indústria automotiva. Existem publicações científicas que abordaram a soldagem de aços de alta resistência pelo processo de solda ponto por resistência elétrica, estudando suas implicações principalmente em juntas de materiais dissimilares. Todavia, ainda existem poucos trabalhos utilizando este processo para a união de chapas do aço 22MnB5, visto que a soldabilidade do mesmo ainda demonstra algumas preocupações que necessitam ser melhor avaliadas. Uma destas características observadas se refere à queda significativa de dureza da zona afetada pelo calor, o que causa uma diminuição na resistência da solda. Procurar entender as razões desta perda da resistência mecânica e quais são as influências dos parâmetros do processo de soldagem, constitui-se um vasto campo a ser explorado. Neste sentido, esta dissertação visa contribuir especificamente para a ampliação do

conhecimento sobre a soldabilidade do aço 22MnB5 e da maximização da resistência mecânica associada ao ponto de solda.

CAPITULO 3

PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste capítulo, são apresentados os materiais, equipamentos e métodos utilizados no desenvolvimento do presente trabalho. No primeiro momento é descrito o material utilizado na pesquisa, em seguida são apresentados os equipamentos e métodos para a produção dos pontos de solda e, por fim, os ensaios destrutivos e não destrutivos utilizados para a caracterização dos pontos de solda, bem como o planejamento experimental desenvolvido, para avaliação da influência dos parâmetros do processo de solda a ponto em uma junta de aço 22MnB5.

3.1 Materiais

Na pesquisa em questão, foram utilizadas chapas do aço boro, comercialmente conhecido como 22MnB5. A composição química do aço 22MnB5 de fornecimento da Usiminas está expressa na **Tabela 3.1**.

Tabela 0.1 - Composição química da amostra.

	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, %	Pb, %	
	0,048	0,20	0,01	0,01	0,001	0,0052	0,0036	0,004	

Fonte: Adaptado de Usiminas, 2014.

3.2 Tratamento Térmico de Têmpera

Antes da aplicação do procedimento de soldagem, o aço 22MnB5 sofreu tratamento térmico de têmpera, sendo aquecido a temperatura de 950°C durante 5 minutos com resfriamento em água a temperatura ambiente. Este procedimento se faz necessário para simular aplicações industriais no setor automotivo, e os parâmetros de temperatura e tempo de

aquecimento são baseados em boas práticas de fabricação, conforme pode ser visto em ArcelorMittal – *Steels for hot stamping* (2014), Worldauto Steel (2014) e Kolleck (2013).

Na **Tabela 3.2** são apresentadas as características técnicas e propriedades mecânicas do aço para estampagem a quente de ultra-alta resistência 22MnB5, nas condições antes e depois da estampagem a quente, de acordo com as melhores práticas. Como procedimento típico para o tratamento térmico deste material é sugerido o aquecimento entre 900°C a 950°C, durante 5 a 10 minutos, seguido de têmpera em ferramentas de estampagem perfeitamente refrigerada (velocidade de resfriamento > 50°C por segundo).

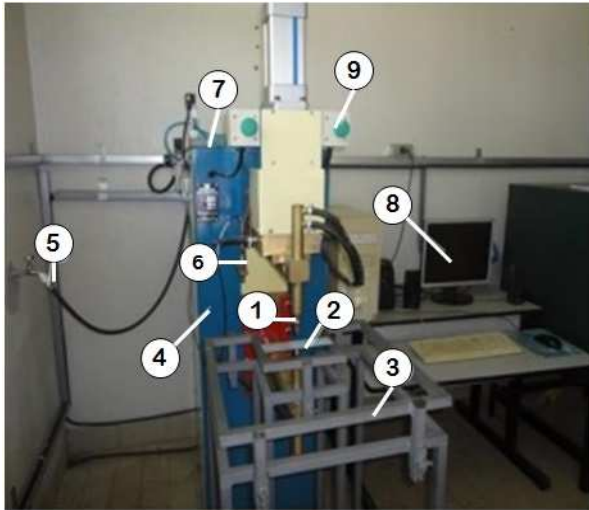
Tabela 0.2 - Propriedades Mecânicas do aço 22MnB5.

Propriedades Mecânicas do aço 22MnB5	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%) L ₀ = 80 mm Espessura < 3 mm
Antes da estampagem a quente	320 – 550	500 – 700	≥ 10
Depois da estampagem a quente	1100	1500	6

Fonte: Adaptado de ArcelorMittal: *Steels for hot stamping* - Usibor®. Ultra high strength steels (2014).

3.3 Equipamento de Solda

O equipamento de soldagem a ponto por resistência elétrica utilizado nesta pesquisa, 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, do Laboratório de Soldagem – LSO da Universidade Federal de Itajubá. O equipamento possui uma capacidade de ajuste de 15 parâmetros, sendo os mesmos detalhados na **Tabela 3.3**. A **Figura 3.1** mostra alguns detalhes específicos do equipamento e sua montagem experimental.



1. Eletrodo
2. Corpo de prova
3. Dispositivo para fixar o corpo de prova
4. Estacionária Presol TWPRV 50 6kA
5. Água de refrigeração
6. Sensor LVDT Metrolog
7. Condicionador digital Metrolog SD 20
8. Interface
9. Comando de acionamento bimanual

Figura 0.1 - Equipamento de soldagem RSW. Fonte: Autor (2016).

Tabela 0.3 - Parâmetros de regulação 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 de ar comprimido da rede

Fonte: Autor (2016).

3.4 Eletrodo Utilizado

Os eletrodos utilizados neste trabalho são classificados segundo a RWMA (1989) do grupo A, classe 2, fabricados em cobre, cromo e zircônio. Ambos os eletrodos são do tipo “cap” fêmea, com formato cone truncado a 15°, diâmetro da ponta de 5 mm, diâmetro do corpo 5/8” e comprimento total de 70 mm. Os eletrodos sofrem refrigeração durante todo o processo de soldagem, de modo a garantir desempenho adequado e assim evitar sua excessiva degradação. Nas **Figuras 3.2** e **3.3** são apresentados alguns detalhes do eletrodo utilizado.



Figura 0.2 - Eletrodo de cobre modelo TW 5/8 reto com ponta, marca PRESOL.
Fonte: Baldim (2014).

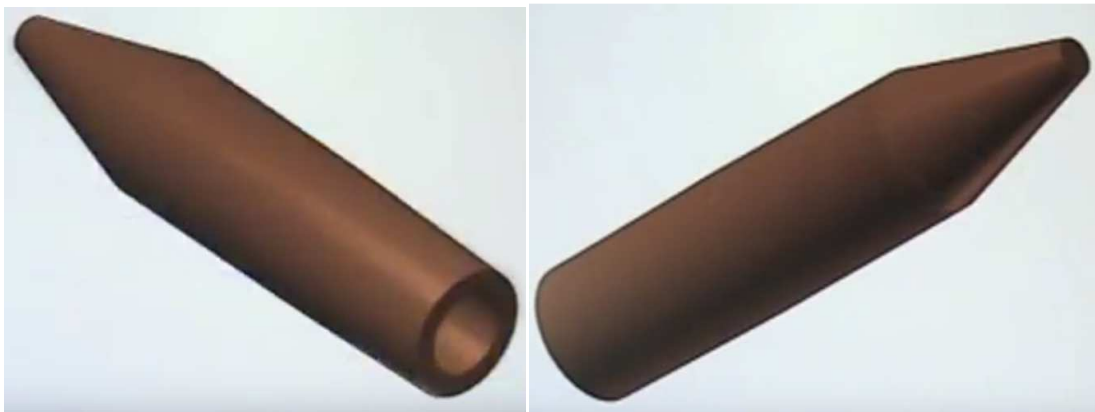


Figura 0.3- Eletrodo de cobre modelo TW 5/8 reto com ponta.
Diâmetro da ponta 5 mm Diâmetro do corpo 5/8". Comprimento 70mm. Fonte: PRESOL (2016).

3.5 Confeção e Montagem dos Corpos de Prova

Os corpos de prova para soldagem possuem espessura de 1 mm e foram produzidos com as dimensões especificadas na norma BS EN ISO 14273:2001 (*Specimen dimensions and procedure for shear testing resistance spot weld*), conforme apresentado na **Figura 3.4** e na **Tabela 3.4**.

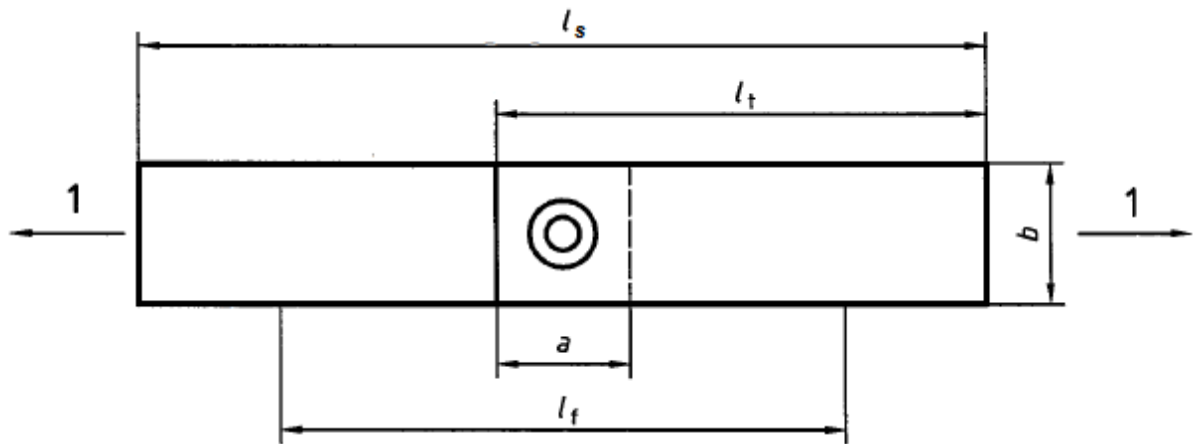


Figura 0.4 - Amostra padrão para teste de cisalhamento em solda ponto.
Fonte: BS EN ISO 14273:2001

Tabela 0.4 - Dimensões dos corpos de prova.

Espessura	Sobreposição	Largura	Comprimento	Comprimento livre entre os grampos	Comprimento individual
mm	mm	mm	mm	mm	mm
t	A	b	l_s	l_f	l_t
$0,5 \leq t \leq 1,5$	35	45	175	95	105

Fonte: Adaptado de BS EN ISO 14273:2001

3.6 Ensaios

3.6.1 Inspeção visual e diâmetro do ponto de solda

A inspeção visual é utilizada na indústria para avaliação da qualidade da solda por meio da observação das características do ponto e região afetada pelo aquecimento da junta, os critérios de avaliação são muitos, porém, neste trabalho, procurou-se observar se houve expulsão de material durante a formação do ponto de solda, e posteriormente ao ensaio de tração nas juntas soldadas, tomar as medida de diâmetro dos pontos de solda e avaliar o tipo de fratura sofrida nas chapas.

3.6.2 *Análise metalográfica*

O processo de preparação das amostras foi realizado segundo a norma ASTM E3:2011 (*Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*). Os corpos de prova selecionados após ensaio de cisalhamento foram cortados de modo a separar o ponto de solda do restante da chapa, e posteriormente embutidos numa matriz de baquelite entre 150°C e 180°C.

Na sequência ao embutimento, todas as amostras foram lixadas com lixas subsequentes de granulometria 100, 220, 320, 400 e 600, e polidas em panos com alumina em suspensão de 1µm e pasta de diamante 0,4µm. O ataque químico se deu com uma solução de Nital 4%, com tempo de ataque entre 15 e 30s.

Para a análise metalográfica, os equipamentos utilizados foram um microscópio óptico com aumento de 50x, 100x, 200x, 400x e 800x e câmera acoplada para aquisição de imagem diretamente transferida para um computador. Um microscópio eletrônico de varredura (MEV) marca Zeiss modelo EVO/MA15 e um EDS acoplado ao MEV do fabricante Bruker modelo XFlash 6/10 foram utilizados para avaliações mais específicas em alguns corpos de prova selecionados.

3.6.3 *Ensaio de microdureza*

Para o ensaio de microdureza Vickers utilizou-se um microdurômetro da marca *Time*, modelo TH712. Os procedimentos para os ensaios de microdureza foram realizados segundo a norma ASTM E384:2011 (*Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials*). O perfil de microdureza HV, com carga de 9,8 N, foi realizado com a finalidade de avaliar alteração na microdureza da solda em função da variação dos parâmetros de soldagem e condições de aporte térmico.

Na **Figura 3.5** tem-se a amostra com o ponto de solda ao centro, a linha tracejada indica a região da solda onde foram realizadas as medições de microdureza. Neste trabalho, os espaçamentos entre as medições eram de 1,0 mm (na região do MB) e 0,5mm na ZTA e ZF.

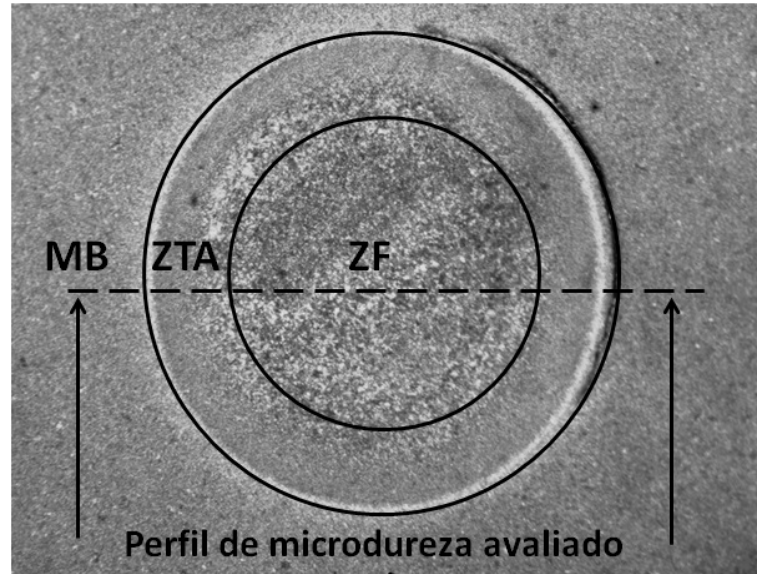


Figura 0.5 - Perfil de microdureza amostra P29.

Fonte: Autor (2016).

3.6.4 Ensaio de cisalhamento por tração

A resistência mecânica das soldas foi avaliada segundo a norma ISO 6892-1:2009(E) (*Metallic materials – Tensile testing*) por meio da realização de testes de cisalhamento. O ensaio consistiu 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.

Para o ensaio, o corpo de prova foi colocado em um equipamento universal de ensaios, **Figura 3.6**, 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 1,25 mm/min com carga de 30 kN.



Figura 0.6 - Máquina de Ensaio Universal EMIC DL 2000.
Laboratório de ensaios destrutivos – IEM/UNIFEL.
Velocidade de ensaio 1,25 mm/min.
Fonte: Autor (2016).

Os corpos de prova para testes de tração em materiais metálicos são descritos pela norma ISO 6892-1:2009(E) (*Metallic materials – Tensile testing*). Na **Figura 3.7** tem-se o modelo utilizado para conhecer a resistência a tração típica do material.

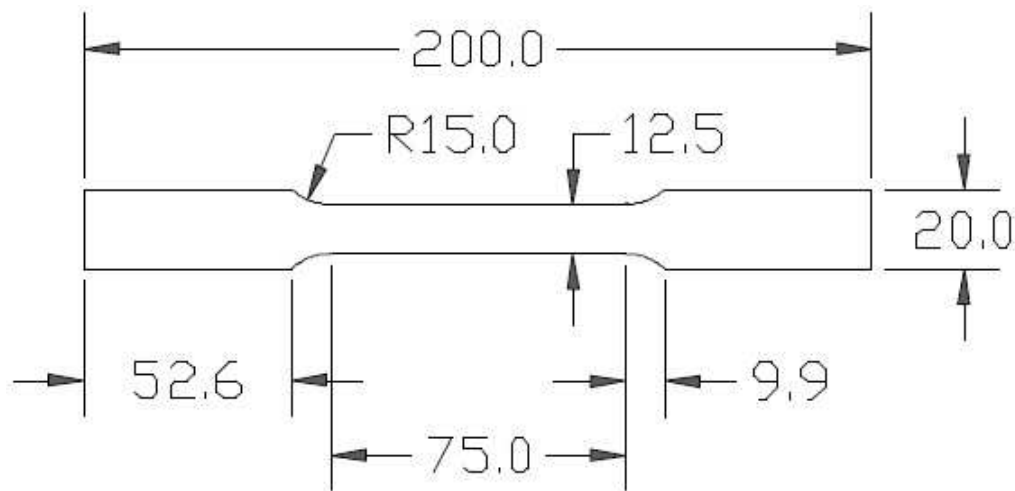


Figura 0.7 - Desenho do corpo de prova para ensaio de tração. Fonte: Autor (2016).

3.6.5 Medição do Diâmetro do Ponto de Solda em Fratura

Como procedimento para avaliação do diâmetro do ponto de solda considerou-se a prática corrente de avaliá-lo após teste de cisalhamento e, a conseqüente ocorrência da fratura. Na avaliação do ponto de solda resultante, recomenda-se que sejam realizadas duas medições

da zona fundida da lentilha de solda, conforme demonstrado na **Figura 3.8**, sendo que 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 às normas EN ISO 14273:2001 e ISO 14329:2003(E).

Segundo Zhang e Senkara (2006) e Branco (2004), a qualidade da solda pode ser avaliada pelo diâmetro da lentilha de solda que ficará aderido a uma das partes, e pelo modo de ruptura obtido.

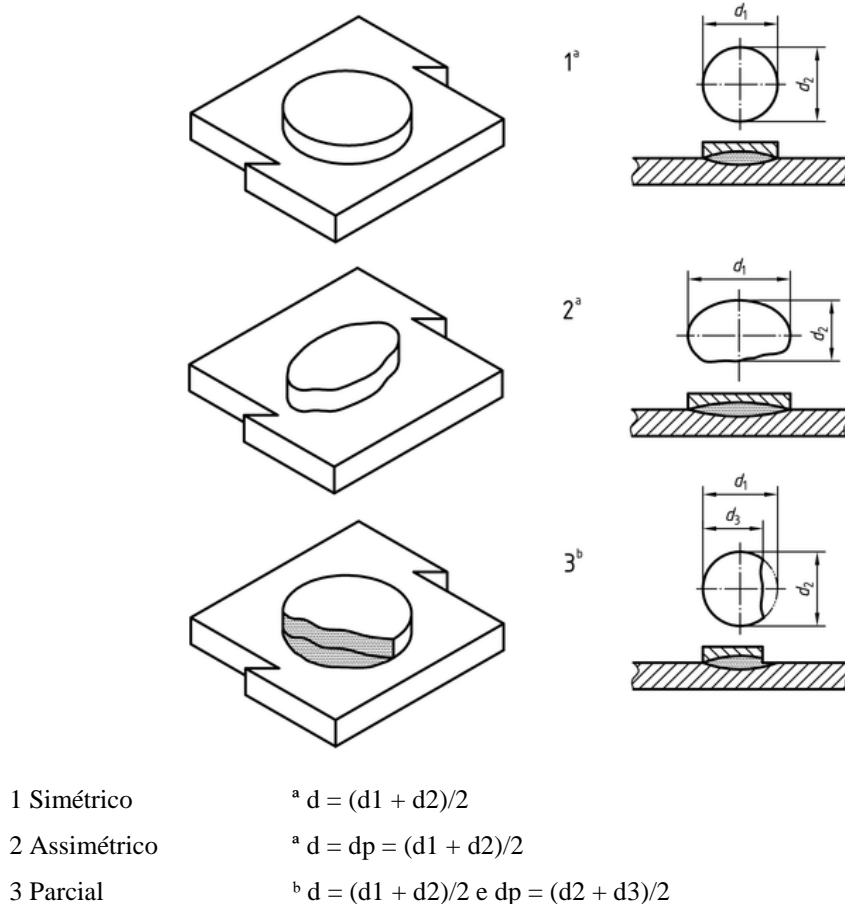


Figura 0.8- Representação do procedimento do cálculo do diâmetro do ponto de solda.
Fonte: EN ISO 14273:2001

3.7 Planejamento Experimental

O planejamento experimental passou pelas seguintes etapas de preparação: preparação e corte dos corpos de prova, têmpera, limpeza das chapas, soldagens preliminares,

planejamento experimental e soldagem final. Os aspectos pertinentes à soldagem são descritos a seguir.

3.7.1 *Limpeza das chapas.*

Para uma soldagem sem interferências foi necessário lixar as superfícies, superior e inferior, de cada chapa, na região a ser soldada, a fim de remover toda carepa e incrustações de óxidos presentes na superfície. As carepas são formadas no processo de austenitização no ambiente do forno e os produtos estampados a quente necessariamente tem que passar por um processo de limpeza da superfície para total remoção dos óxidos.

3.7.2 *Testes preliminares.*

Para conhecer o comportamento do material, o equipamento e as relações entre os parâmetros de soldagem e os pontos de solda, foi realizada uma série de soldagens preliminares. Nesta etapa, foram realizadas 15 soldagens com material sem têmpera e 15 soldagens com material com têmpera.

A finalidade da soldagem sem têmpera era de se obter parâmetros de solda que pudessem ser usados na soldagem com têmpera e assim economizar este material, já que a têmpera é um processo relativamente demorado para ser realizado em laboratório em baixa escala. Os resultados foram discutidos no capítulo 4.

Na soldagem com têmpera procurou-se determinar os níveis dos parâmetros secundários e a força de compressão dos eletrodos que seriam usados nos ensaios.

Foram testados parâmetros de soldagem como tempo de soldagem e intensidade da corrente elétrica, além de pré-pressão 1, pré-pressão 2, subida de corrente e descida de corrente sempre com a finalidade de buscar um ponto de solda visualmente bom e sem expulsão de material, já que a expulsão de material pode estar associada ao aquecimento excessivo que provoca, entre outros defeitos um desgaste prematuro dos eletrodos.

Em todas as soldas com têmpera foram realizados os testes de ensaio de tração e foram escolhidos os parâmetros que serviram de base para estabelecer os limites de soldabilidade. Os melhores parâmetros foram escolhidos levando-se em conta: a inspeção visual da região soldada, o diâmetro do ponto de solda e o resultado do teste do ensaio de tração. Procurou-se

estabelecer como critério de avaliação que o ponto deveria apresentar boa aparência e sem expulsão de material, bem como o maior diâmetro possível e a maior força de resistência à tração. Os resultados foram discutidos no capítulo 4.

Com os níveis operacionais estabelecidos, novas soldas foram realizadas com uma combinação de parâmetros pré-estabelecidos para determinar os campos de soldabilidade e, posteriormente, submetidos às análises metalográficas, ensaio de microdureza, cisalhamento e MEV. Os resultados serão apresentados no Capítulo 4.

3.7.3 *Planejamento experimental e soldagem final.*

Após a determinação dos níveis dos parâmetros secundários e da força de compressão dos eletrodos, o comportamento da soldagem foi estudado utilizando-se um planejamento experimental com 4 níveis de tempo de soldagem e 6 níveis de corrente de solda.

A soldagem iniciou-se pelos experimentos com menor aporte térmico, ou seja, pelo nível de corrente mais baixo com o tempo de ciclo mais curto, e para o mesmo nível de corrente foram realizadas soldas para todos os níveis de tempos de ciclo, sempre do menor para o maior. Ao término desta etapa, busca-se o próximo nível de corrente e repete-se a operação.

Ao término das soldagens as respostas de diâmetro dos pontos, forças de resistência à tração no cisalhamento e tipos de fratura foram analisadas com auxílio dos softwares Minitab e Excel. Outros comportamentos das soldas também foram avaliados por meio dos ensaios de microdureza, MEV e metalografia.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo serão apresentados os resultados gerados por meio do procedimento experimental anteriormente descrito. Inicialmente serão descritos os resultados preliminares obtidos com os corpos de prova, sem e com tratamento térmico de têmpera, para posteriormente os mesmos serem analisados quando submetidos ao procedimento de soldagem ponto por resistência elétrica.

4.1 Resultado da Têmpera.

A curva tensão vs deformação, resultante do procedimento de têmpera é representada pela **Figura 4.1**. O limite de resistência a tração obtido foi de 1656 MPa e a força máxima correspondente foi de 20,5 kN para um alongamento de 2,764mm. O tratamento térmico aplicado neste material proporcionou a obtenção de uma microestrutura martensítica, atribuindo ao aço melhores características de resistência e microdureza.

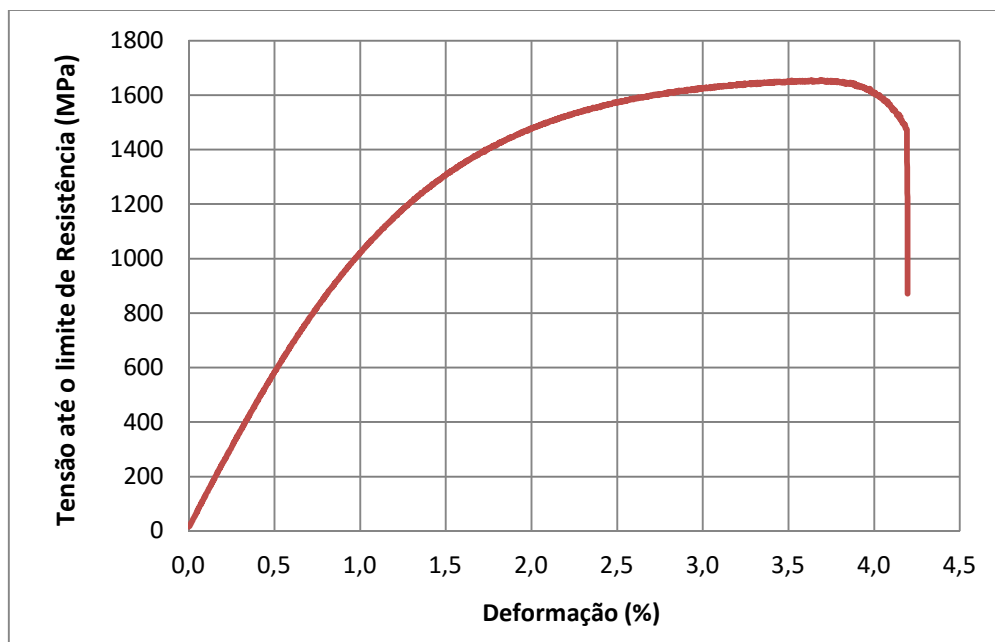


Figura 4.1 - Curva Tensão vs Deformação do aço 22MnB5 após têmpera. Obtida em ensaio de tração de um corpo de prova de aço 22MnB5 aquecido a 950°C durante 5 min e resfriado em água.

Fonte: Autor (2016).

4.2 Soldagem Preliminar sem Têmpera.

Conforme apresentado no capítulo 1, a presente pesquisa tem como objetivo a análise da influência das variáveis do processo de soldagem por resistência elétrica na formação do ponto de solda no aço 22MnB5. Com isso, procura-se identificar uma ótima combinação de parâmetros de soldagem que permitem a maximização da resistência da junta soldada, sem deixar de lado a qualidade do processo.

A princípio as soldas foram realizadas em chapas do aço 22MnB5 sem têmpera, no intuito de se obter alguns parâmetros de soldagem que pudessem ser utilizados como ponto de partida para a solda em chapas com têmpera, além de permitir uma economia no uso deste material e uma redução no tempo de preparo das amostras.

Considerando que o processo de soldagem empregado no trabalho possui múltiplas variáveis, procurou-se filtrar as variáveis que têm maior representatividade na formação do ponto de solda, permitindo a aquisição de resultados coerentes e significativos. Os parâmetros de maior influência no processo são a corrente de solda e o tempo de aplicação desta corrente, contudo, outros parâmetros (secundários) podem auxiliar no desempenho do ponto de solda. Na **Tabela 4.1** pode-se observar os demais parâmetros utilizados neste estudo, bem como os níveis em que foram utilizados.

Tabela 4.1 - Níveis de parâmetros secundários.

Parâmetro	Intervalo
Pressão de ar comprimido	3, 4 ou 5 bar
Pré Pressão 1	20, 30, 40 ou 50 ciclos
Pré Pressão 2	20, 30, 40 ou 50 ciclos
Subida de corrente	0, 5, 10 ou 20 ciclos
Descida de corrente	0, 10 ou 15 ciclos
Pós Pressão	20, 30 ou 60 ciclos
Impulso	1
Intervalo/Resfriamento	0

Fonte: Autor (2016).

Na **Tabela 4.2** encontram-se os valores de corrente e tempo de aplicação da corrente, juntamente com as observações acerca do ponto de solda em questão para uma série de testes preliminares realizados.

De acordo com Worldauto Steel (2014) e Zhang e Senkara (2006), os parâmetros de força de compressão dos eletrodos e tempos de pré-pressão, em materiais de alta resistência, devem ser maiores dos que os parâmetros habitualmente usados em aços dúcteis.

A força de compressão dos eletrodos na estacionária Presol Transweld, utilizada para produzir as solda, é controlada pela regulagem de pressão no manômetro da máquina.

Para o presente trabalho foram realizados ensaios com força de compressão nos eletrodos de trabalho com 3, 4 e 5 bar. As pressões de 3 e 4 bar não mostraram eficiência em manter o contato entre as chapas a serem soldadas e ocasionaram expulsão de material, mesmo em baixa corrente de soldagem. A pressão de 5 bar demonstrou melhores vantagens para a soldagem da junta do aço 22MnB5 em comparação com as demais pressões apresentadas acima, mantendo bom contato superficial entre as chapas.

Para os tempos de pré-pressão 1 e 2, em materiais sem têmpera, utilizou-se inicialmente 20 ciclos, e visando reduzir o efeito da expulsão de material, optou-se por utilizar um tempo de 30 ciclos para ambas as pré-pressões. Contudo, observando-se o comportamento das chapas de 22MnB5 com têmpera durante o processo de soldagem, houve a necessidade de se trabalhar com 40 ciclos, e posteriormente com 50 ciclos em ambas as pré-pressões, uma vez que as chapas temperadas do aço 22MnB5 apresentam retorno elástico e microdureza superior ao material sem têmpera, o que torna necessária a utilização de tempos maiores.

Nos experimentos de P1 ao P3, foi aplicada a fase de pré-aquecimento, no entanto, observou-se que a utilização desta fase anterior à soldagem não era vantajosa, uma vez que ocasionou a expulsão do material durante o processo; este parâmetro foi então desconsiderado nos testes posteriores, sua exploração não demonstrou ser interessante, visto que ela aumenta o tempo de produção das soldas e é mais indicada para materiais com revestimento.

Tabela 4.2 - Parâmetros de soldagem para o aço sem têmpera.

	A	B	C = A – B	D	E	F
Experimentos	Ciclo de solda	Subida de corrente	Soldagem em máxima corrente	Corrente de solda	Diâmetro do ponto	Observação
	Ciclos	Ciclos	Ciclos	%	mm	---
P1	10	0	10	86	6,1	Expulsão de material
P2	10	10	0	86	4,4	Ponto pequeno
P3	10	0	10	86	5,6	Expulsão de material
P4	10	0	10	86	5,8	Expulsão de material
P5	10	0	10	75	4,6	Expulsão de material
P6	10	0	10	99	5,4	Expulsão de material excessiva
P7	10	0	10	50	0,0	Não soldou
P8	10	0	10	75	4,8	Aumentou a ZTA em relação P5
P9	10	0	10	75	4,8	Expulsão de material
P10	10	0	10	75	5,0	Expulsão de material, igual P8
P11	10	0	10	75	4,9	Expulsão de material, igual P8
P12	10	0	10	75	4,6	Expulsão de material, igual P8
P13	10	0	10	75	5,0	Ponto bom
P14	17	5	12	85	6,2	Ponto bom
P15	17	5	12	85	6,2	Ponto bom

Fonte: Autor (2016).

Para amenizar o efeito de expulsão de material, procurou-se avaliar o efeito da subida da corrente, por meio da imposição de uma rampa inicial, evitando assim um aquecimento brusco do ponto de solda. Inicialmente utilizou-se uma rampa (I_{subida}) de 5 ciclos em 17 ciclos de solda, onde a corrente faz uma rampa de subida de 5 ciclos até atingir a corrente programada, e mais 12 ciclos de corrente até completar os 17 ciclos previstos. Tais testes, correspondentes aos testes P14 e P15, podem ser vistos na **Tabela 4.3**.

Tabela 4.3- Experimentos preliminares em juntas de aço 22MnB5 sem têmpera

Experimento	Pré-pressão 1 (ciclos)	Pré-pressão 2 (ciclos)	Tempo de Solda (ciclos)	I (%)	I _{subida} (ciclos)	Pós-pressão (ciclos)
P14	30	30	17	85	5	30
P15	30	30	17	85	5	30

Fonte: Autor (2016).

Os resultados obtidos permitiram verificar que o ponto de solda ficou com um formato adequado considerado bom e um diâmetro maior que nos testes anteriores ($d=6,2\text{mm}$). Percebeu-se também a não ocorrência de expulsão de material, o que foi altamente positivo. Por isso, estas juntas soldadas foram avaliadas no ensaio de tração, onde P14 e P15 obtiveram uma carga máxima de 9,3kN e 9,2kN, respectivamente, sendo que o material sem têmpera avaliado na curva de tensão x deformação obteve carga máxima de 6,6kN, ou seja, maior do que a força típica do material. Por isto, estes parâmetros foram escolhidos como ponto de partida para soldar definitivamente o material submetido ao tratamento térmico de têmpera.

4.3 Soldagem Preliminar com Têmpera.

O ponto de partida para soldagem com têmpera foram os parâmetros do experimento P14 que podem ser vistos na **Tabela 4.4**.

Tabela 4.4 - Experimentos preliminares em juntas de aço 22MnB5 com têmpera

Experimento	Pré-pressão 1 (ciclos)	Pré-pressão 2 (ciclos)	Tempo de Solda (ciclos)	I (%)	I _{subida} (ciclos)	Pós-pressão (ciclos)	d (mm)	Força no limite de resistência (kN)	Observação
P14	30	30	17	85	5	30	6,2	9,3	Sem têmpera
P16	30	30	17	85	5	30	4,6	12,2	Com têmpera

Fonte: Autor (2016).

Na primeira solda com têmpera (teste P16), o diâmetro do ponto diminuiu para $d=4,6\text{mm}$, contra $d=6,2\text{mm}$ da solda sem têmpera (P14 e P15). A carga máxima ao cisalhamento aumentou consideravelmente para 12,2kN, contudo houve excesso de expulsão do material e um desgaste do eletrodo, sendo necessário nova afiação. Existem várias causas para a expulsão de material, sendo que uma delas é o excesso de calor gerado; outra é a alta

força de compressão necessária em materiais de alta resistência, por isso este efeito tem sido evitado. De forma geral observou-se que o excessivo calor da soldagem e a dureza do material provocaram uma rápida deterioração da ponta do eletrodo, diminuindo assim a sua vida útil, conforme se pode observar na **Figura 4.2**.

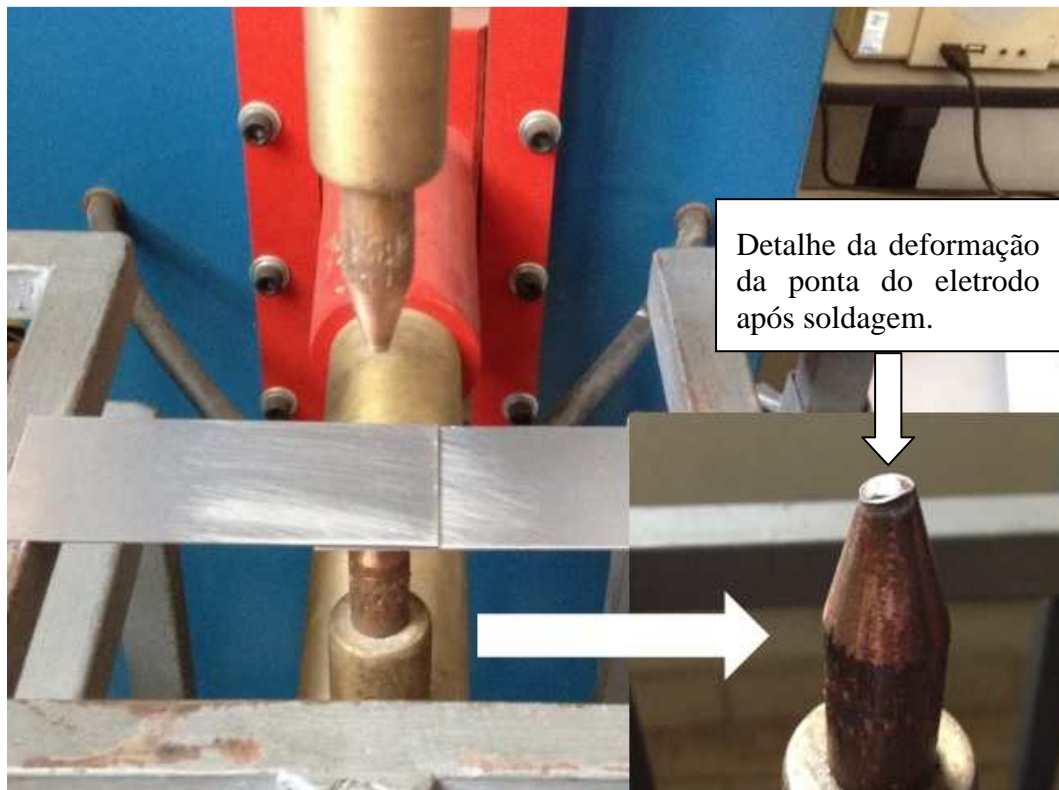


Figura 4.2 - Montagem de uma junta com detalhe do eletrodo deformado após a soldagem.
Fonte: Autor (2016).

Sendo o material com têmpera de uma dureza muito maior, a pré-pressão 1 e 2 foram alteradas novamente de 30 ciclos para 40 ciclos cada, afim de buscar uma estabilização melhor das chapas antes da aplicação de corrente, e mantidas assim para os próximos testes. Concomitantemente, com o intuito de amenizar os efeitos da expulsão de material, realizou-se o teste P18 onde a subida de corrente foi alterada de $I_{subida} = 5$ para $I_{subida} = 10$ ciclos, o tempo de solda que era 17 ciclos passou para 20 ciclos. Notou-se que ainda assim houve expulsão de material e o diâmetro do ponto diminuiu mais um pouco ($d=3,9$). A força de cisalhamento também diminuiu para 6,8kN.

A **Tabela 4.5** mostra a combinação de parâmetros que foram gerados segundo os critérios de influência determinados na etapa anterior, bem como os valores de resistência ao cisalhamento encontrado após ensaio de tração.

Tabela 4.5 - Parâmetros de soldagem para o aço 22MnB5 com têmpera. Experimentos preliminares.

Experimentos	A	B	C = A - B	Corrente de solda	Força no limite de resistência	Diâmetro do ponto
	Ciclo de solda	Subida de corrente	Soldagem em máxima corrente			
	Ciclos	Ciclos	Ciclos			
P16	17	5	12	85	12,2	4,6
P18	20	10	10	85	6,8	3,9
P20	32	20	12	75	8,3	3,8
P21	32	20	12	75	7,3	4,0
P22	32	20	12	75	11,6	5,6
P23	32	20	12	75	9,3	3,9
P24	32	20	12	75	10,5	5,5
P25	32	20	12	75	11,2	5,9
P26	32	20	12	75	8,7	4,1
P29	40	20	20	75	13,1	6,2
P30	30	20	10	75	11,2	5,3
P31	40	20	20	75	11,4	5,3
P32	40	20	20	75	12,6	5,3
P33	30	20	10	75	10,6	4,6
P34	40	20	20	75	10,4	5,2

Fonte: Autor (2016).

A subida de corrente foi alterada de $I_{\text{subida}} = 10$ para $I_{\text{subida}} = 20$ ciclos, nas soldas seguintes (P20 em diante), e a corrente foi fixada em 75%. O resultado foi uma sequência de pontos sem expulsão de material, variando o tempo de solda em 30, 32 e 40 ciclos, foi possível obter forças de resistência a tração satisfatórias, variando de 9,3kN a 13,1kN, sendo que quanto maior o tamanho do ponto de solda, maiores são as possibilidades de obtermos forças superiores.

A **Figura 4.3** ilustra a relação entre o tamanho do ponto e a força de resistência à tração nas soldas com têmpera. É possível observar que existe uma tendência de aumento da

força diretamente proporcional ao aumento do ponto. Porém, existem outros fatores que influenciam na resistência da solda, isto porque, em diâmetros diferentes existem forças semelhantes, e em uma pequena variação do diâmetro, existem variações não lineares das forças.

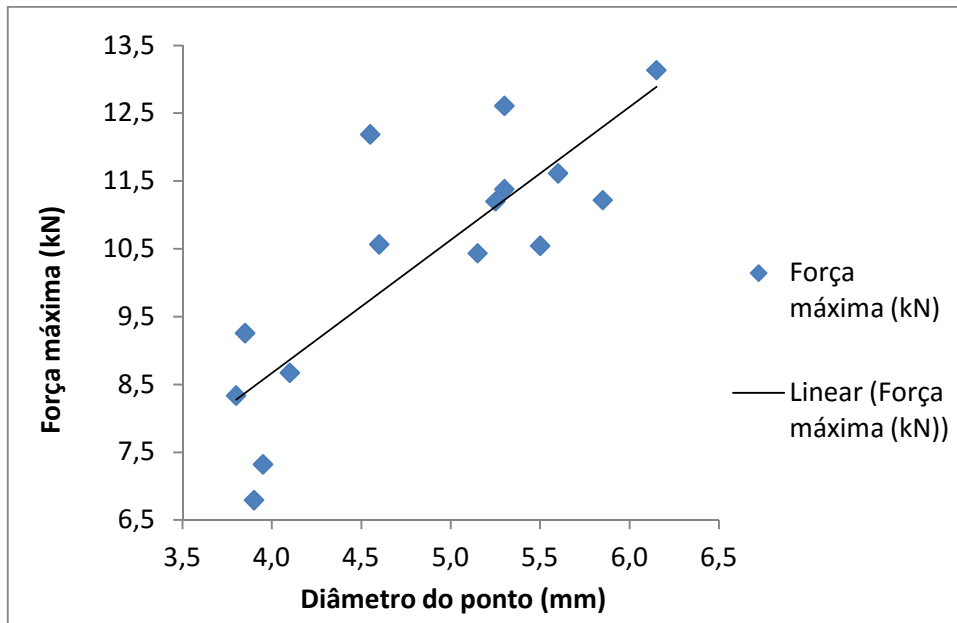


Figura 4.3 - Relação entre força de resistência à tração e o tamanho do ponto de solda.
Fonte: Autor (2016).

Vale ressaltar que nos experimentos também foi utilizada a rampa de descida de corrente em 10 e 15 ciclos, porém não foi encontrada nenhuma correlação significativa quando comparado com a não utilização da referida rampa.

4.4 Soldagem Final com Têmpera.

Para determinar os campos de soldabilidade do material 22MnB5, foi executado o procedimento experimental com condições de soldagens apresentadas pela **Tabela 4.4**. Para todos os experimentos foram mantidos constantes a pressão em 5 bar, tempos de pré-pressão 1 e 2 em 50 ciclos e a subida de corrente com 20 ciclos. O tempo de soldagem em máxima corrente (**Equação 4.1**) é a diferença entre o ciclo de solda que é variável e a subida de corrente que foi mantida constante. Os demais parâmetros secundários não foram utilizados.

$$\text{Soldagem em máxima corrente} = \text{Ciclos de Solda} - \text{Subida de Corrente} \quad \text{Equação 4.1}$$

Como foi observada uma relação direta do diâmetro da área fundida na lentilha de solda, com a força durante os testes preliminares, os parâmetros de corrente e ciclos de solda foram alterados sistematicamente, buscando encontrar a combinação que resultasse numa boa solda, sem expulsão de material, porque este fenômeno está associado à deformação dos eletrodos.

Os experimentos foram organizados em quatro níveis de ciclos de solda em máxima corrente, sendo 8, 12, 16 e 20 ciclos, e seis níveis de corrente de solda, sendo 65, 70, 75, 80, 85 e 90%, para um total de 24 testes.

O procedimento iniciou-se soldando as juntas com a menor corrente ($I=65\%$) e variando os ciclos de solda progressivamente em 8, 12, 16 e 20 ciclos. Após, a corrente era aumentada para o nível imediatamente superior e iniciava-se outra soldagem repetindo-se a sequência anterior de ciclos de solda. E assim sucessivamente até se completar 24 juntas soldadas. Porém, em caso de ocorrência de expulsão de material com deformação do eletrodo, a sequência de ciclos era interrompida e buscava-se o próximo nível de corrente. Devido ao efeito da expulsão de material foram executados dezenove experimentos.

A **Tabela 4.6** apresenta a sequência experimental bem como os resultados obtidos para a tensão de cisalhamento, diâmetro do ponto e tipo de fratura observada após o cisalhamento. Com relação ao modo de fratura, procurou-se caracterizá-la sob duas formas diferentes: fratura por falha interfacial e fraturas por falhas *pullout*.

Tabela 4.6 - Determinação dos campos de soldabilidade do 22MnB5.

Teste Final	Soldagem em máxima corrente	Corrente de solda	Força máxima no limite de resistência	Diâmetro médio do ponto de solda	Tipo de falha observada na fratura	Observação
	Ciclos		%	kN	mm	
F1	8	65	4,9	2,4	Interfacial	Ponto pequeno.
F2	12	65	7,7	3,0	Interfacial	Ponto pequeno.
F3	16	65	7,9	3,1	Interfacial	Ponto pequeno.
F4	20	65	8,1	3,2	Interfacial	Ponto pequeno.
F5	8	70	9,2	3,9	Interfacial	Ponto pequeno.
F6	12	70	8,8	3,6	Pullout	Ponto pequeno.
F7	16	70	9,1	3,7	Pullout	Ponto pequeno.
F8	20	70	9,3	4,0	Pullout	Ponto bom.
F9	8	75	12,2	4,0	Pullout	Ponto bom.
F10	12	75	12,4	4,5	Pullout	Ponto bom.
F11	16	75	10,9	4,4	Pullout	Ponto bom.
F12	20	75	11,6	4,5	Pullout	Ponto bom.
F13	8	80	15,6	4,8	Pullout	Ponto bom.
F14	12	80	13,6	4,8	Pullout	Ponto bom.
F15	16	80	12,0	4,6	Pullout	Ponto bom.
F16	20	80	12,5	4,5	Pullout	Expulsão material. Deformação
F17	8	85	16,2	5,5	Pullout	Ponto bom.
F18	12	85	12,9	4,5	Pullout	Expulsão material. Deformação
F19	8	90	15,8	4,3	Pullout	Expulsão material. Deformação

Fonte: Autor (2016).

4.4.1 Análise da força pelo tipo de falha na solda.

A norma ANSI/AWS/SAE/D8.9-97, recomenda que a lentilha de solda seja definida em função da espessura da chapa, conforme a **Equação 4.2**:

$$d = 4\sqrt{t} \quad \text{Equação 4.2}$$

Onde d é o diâmetro do ponto de solda, e t é a espessura da chapa.

De posse dos resultados obtidos, procurou-se analisar a relação entre o diâmetro do ponto soldado, a correspondente força de cisalhamento e o tipo de fratura observado. Ao analisar a **Figura 4.4** nota-se que até o limite de 4 mm, o tipo de fratura predominante é a que tem falha do tipo interfacial; a partir do diâmetro de 4mm, todas as fraturas sofreram falha do tipo *pullout*. Aparentemente tais resultados têm correlação com o diâmetro mínimo de 4 mm estabelecido pela norma ANSI/AWS/SAE/D8.9-97. Nota-se ainda uma região de transição com diâmetros entre 3,5 mm e 4 mm, portanto ligeiramente abaixo do diâmetro mínimo recomendado onde podem ocorrer falhas dos dois tipos. Para todas as soldas com força acima de 10 kN, o tipo de fratura observada foi a *pullout* e neste caso, os diâmetros dos pontos de solda que produziram este tipo de fratura, estavam acima de 4 mm.

Outros fatores também podem influenciar na força de cisalhamento, pois para um mesmo diâmetro existe uma ampla variação na carga obtida. Entretanto tais investigações necessitam de maiores estudos e, portanto, não se constituíram em um dos objetivos deste trabalho.

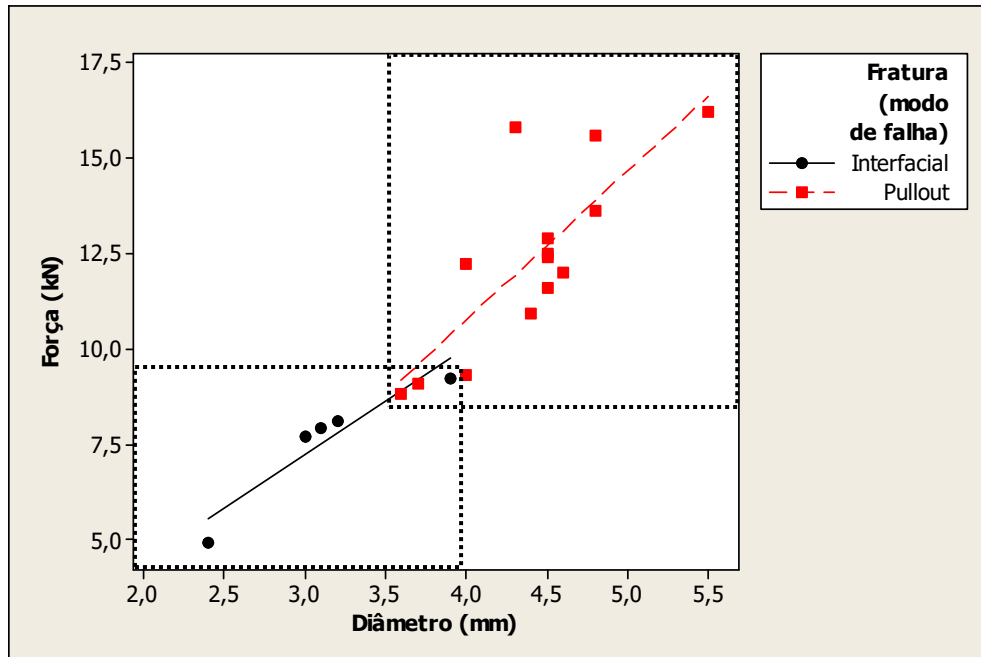


Figura 4.4 - Relação do tamanho do ponto de solda e o tipo de fratura com a força máxima encontrada no ensaio de tração.

Fonte: Autor (2016).

4.4.2 Análise da força de resistência à tração em função dos parâmetros.

Na **Tabela 4.7**, são apresentados os resultados obtidos para a força de cisalhamento em função do nível de corrente e tempo de soldagem. Nota-se que os melhores resultados de força são encontrados entre 8-12 ciclos de solda e nível de corrente de solda de 80% a 90% da capacidade máxima do equipamento, ou seja, entre 4,8 kA e 5,4 kA.

Tabela 4.7 - Relação Corrente x Ciclo de Solda na Força do ponto (kN).

Força (kN)	8 ciclos	12 ciclos	16 ciclos	20 ciclos
I=65%	4,9	7,7	7,9	8,1
I=70%	9,2	8,8	9,1	9,3
I=75%	12,2	12,4	10,9	11,6
I=80%	15,6	13,6	12	12,5
I=85%	16,2	12,9	Região De	
I=90%	15,8	expulsão	De	Material

Fonte: Autor (2016).

As **Figuras 4.5 e 4.6** mostram a relação da combinação de parâmetros de entrada com a força no limite de resistência.

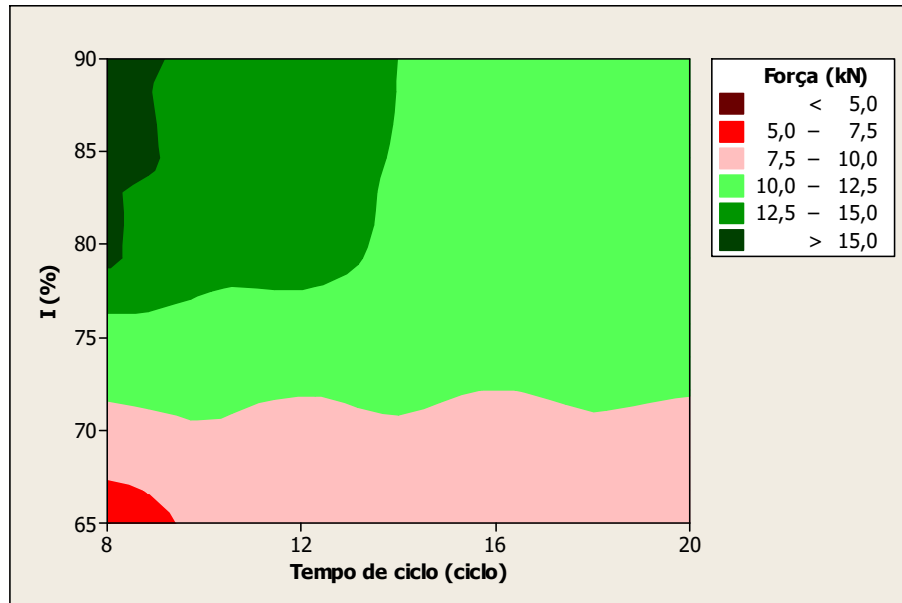


Figura 4.5 - O gráfico de contorno representa a relação da força em função da combinação dos 6 níveis de corrente com os 4 níveis de tempos de ciclo.
Fonte: Autor (2016).

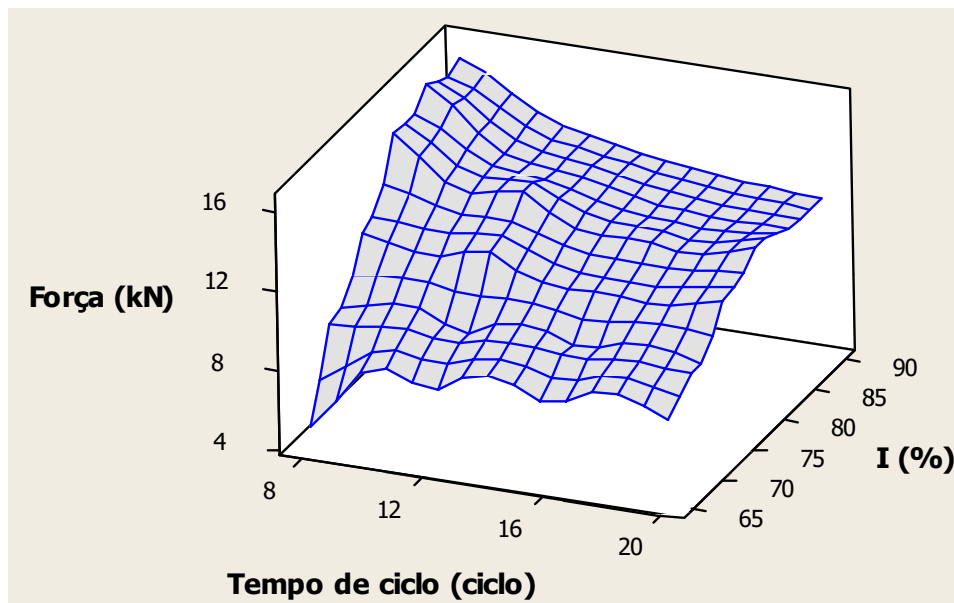


Figura 4.6 - Força como superfície de resposta em função das variáveis de previsão corrente e tempos de ciclo.
Fonte: Autor (2016).

4.4.3 Análise do diâmetro do ponto em função dos parâmetros.

A **Tabela 4.8** apresenta os resultados obtidos para o diâmetro em função do nível de corrente e tempo de soldagem. Nota-se que o menor diâmetro admissível (4 mm) foi atingido com um nível de corrente de 70% e 20 ciclos de soldagem, bem como para todos os ciclos com intensidade de corrente maiores ou iguais a 75%. Observa-se também que o diâmetro do ponto cresce com a intensidade de corrente e ciclo de soldagem até um determinado limite. Valores excessivos de corrente e ciclo provocam a expulsão de material. Os pontos F16 [I=80%; 20 ciclos], F18 [I=85%; 12 ciclos] e F19 [I=90%; 8 ciclos] apesar de terem diâmetro e força desejáveis, não são desejáveis, pois suas condições de soldagem acabaram por danificar o eletrodo.

Tabela 4.8 - Relação Corrente x Ciclo de Solda no diâmetro do ponto (mm).

Diâmetro (mm)	8 ciclos	12 ciclos	16 ciclos	20 ciclos
I=65%	2,4	3	3,1	3,2
I=70%	3,9	3,6	3,7	4
I=75%	4	4,5	4,4	4,5
I=80%	4,8	4,8	4,6	4,5
I=85%	5,5	4,5	Região de	
I=90%	4,3	Expulsão	de Material	

Fonte: Autor (2016).

As **Figuras 4.7** e **4.8** apresentam os efeitos dos parâmetros no diâmetro do ponto de solda.

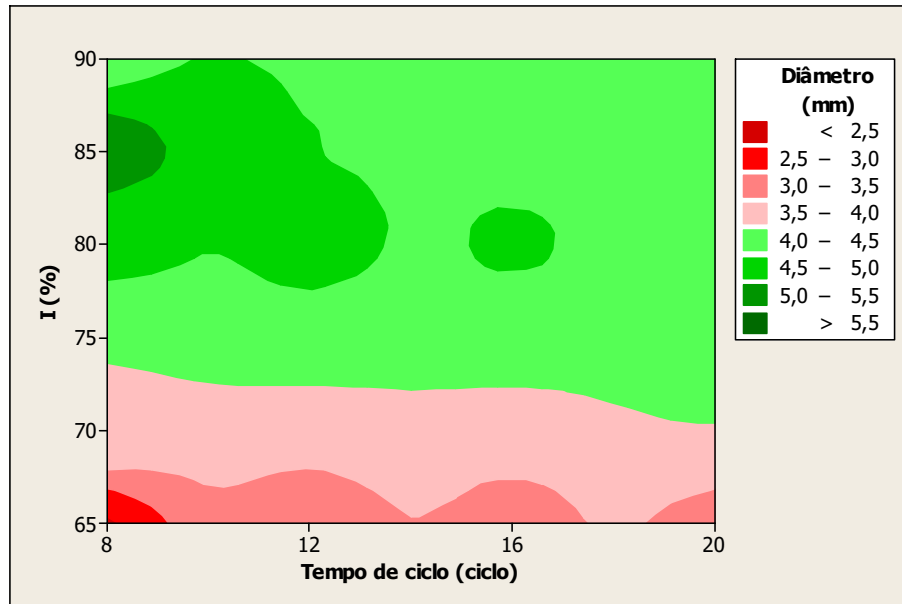


Figura 4.7 - O gráfico de contorno representa a relação do diâmetro do ponto de solda em função da combinação dos 6 níveis de corrente com os 4 níveis de tempos de ciclo.

Fonte: Autor (2016).

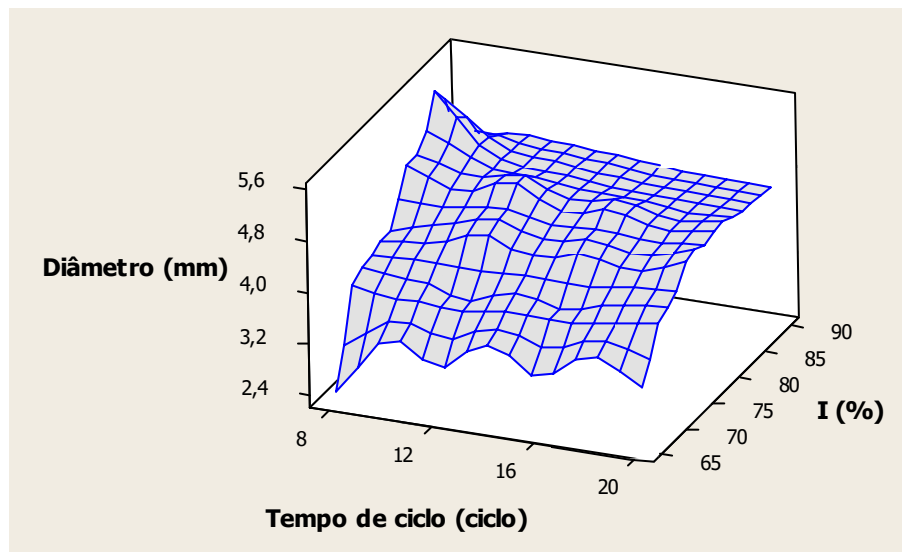


Figura 4.8 - Diâmetro do ponto de solda como superfície de resposta em função das variáveis de previsão corrente e tempos de ciclo.

Fonte: Autor (2016).

A **Figura 4.9** mostra uma comparação entre as respostas força e diâmetro dos pontos de solda. Deste modo, a interpolação das regiões com e melhores repostas para a força, **Figura 4.9 (a)**, e para o diâmetro do ponto de solda, **Figura 4.9 (b)**, permite encontrar os níveis de corrente e tempo de ciclos que proporcionem uma boa solda em relação ao tipo de fratura, diâmetro do ponto, força de resistência à tração e sem expulsão de material. Neste

caso, são: F13 [I=80%; 8 ciclos; Força=15,6kN; d=4,8mm] e F17 [I=85%; 8 ciclos; Força=16,2kN; d=5,5mm].

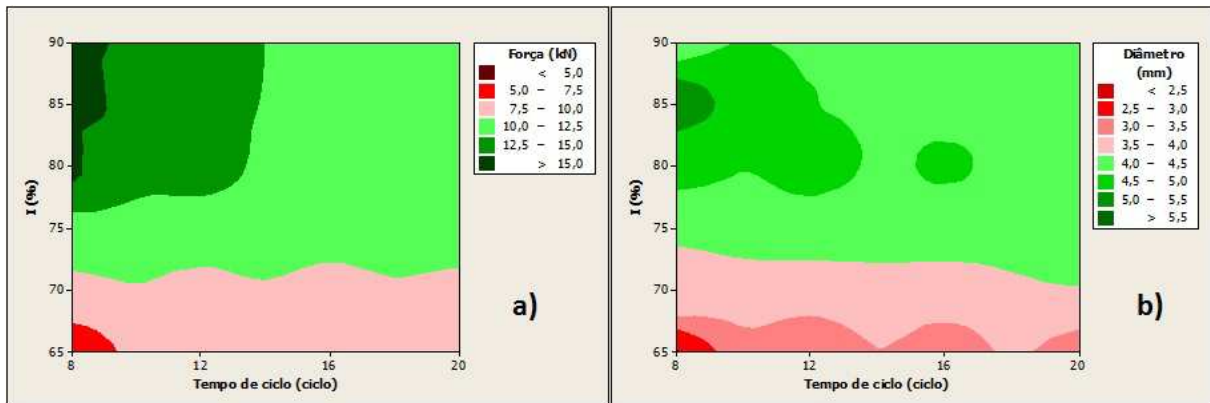


Figura 4.9 - Comparação entre as respostas força e diâmetro dos pontos de solda em função das combinações de parâmetros.

- a) Melhores soldas tendo como a resposta a força: I entre 80% e 90% durante 8 ciclos.
- b) Melhores soldas tendo como resposta o diâmetro do ponto: I entre 80% e 85% durante 8 ciclos.

Fonte: Autor (2016).

4.4.4 Análise da relação Corrente vs Tempos de Ciclos na formação do ponto de solda.

A corrente e o tempo de ciclo são os principais fatores de influência na formação do ponto de solda. Lembrando-se do efeito Joule, onde $E = R \int_0^T I^2 dt$, o parâmetro de maior influência é a corrente de solda, a **Figura 4.10** corrobora esta afirmação quando o mostra que o aumento da corrente, até um determinado limite, causa consequentemente num aumento na força. O mesmo se aplica para o diâmetro do ponto, como se pode observar na **Figura 4.11**.

Porém um aumento no tempo de soldagem nem sempre acarreta num aumento da força (**Figura 4.12**), apesar do aumento da energia de soldagem entregue. O mesmo raciocínio aplica-se parcialmente para o diâmetro do ponto, como se pode observar na **Figura 4.13**.

Quando se trabalha com tempos de soldagem menores, a influência da corrente na força fica acentuada, e à medida que o tempo de soldagem é incrementado, a influência da corrente na força fica reduzida (**Figura 4.10**). O tempo de soldagem em 16 ciclos foi o que mais atenuou a influência da corrente.

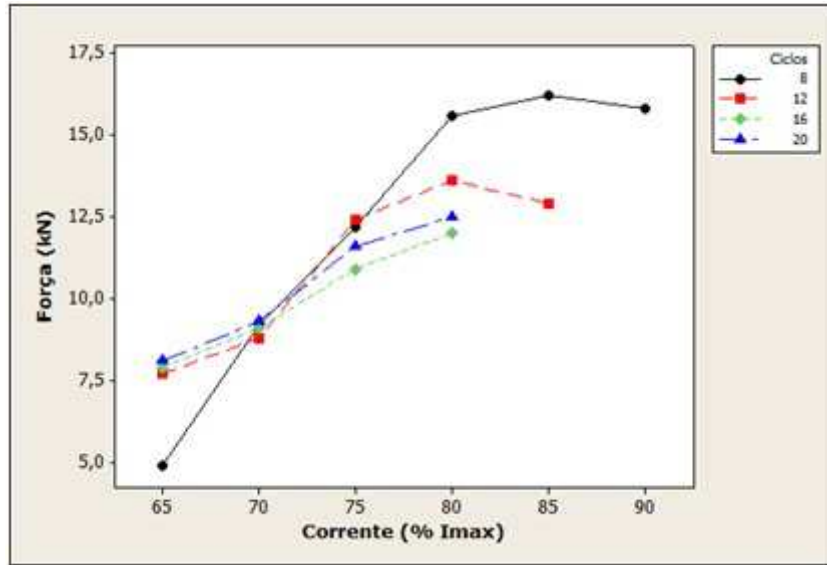


Figura 4.10- Influência da corrente na Força de resistência a tração. Fonte: Autor (2016).

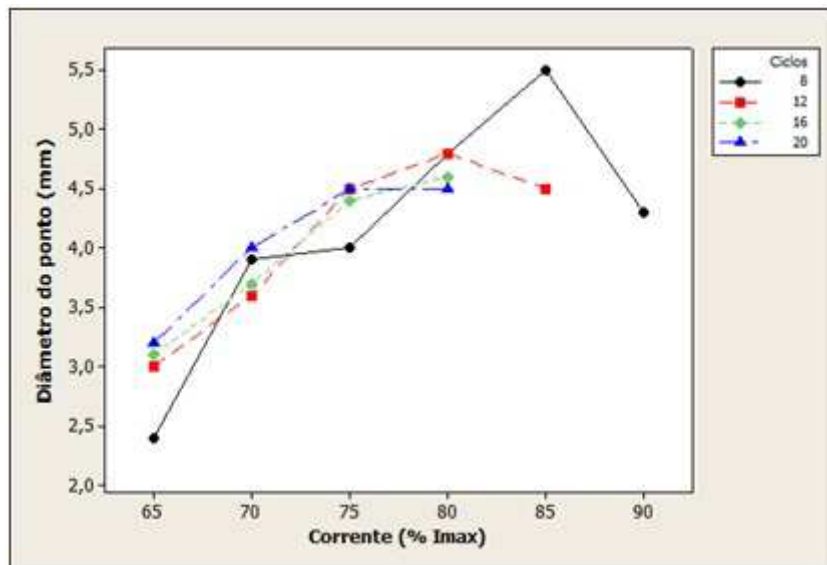


Figura 4.11 - Influência da corrente no Diâmetro do ponto de solda. Fonte: Autor (2016).

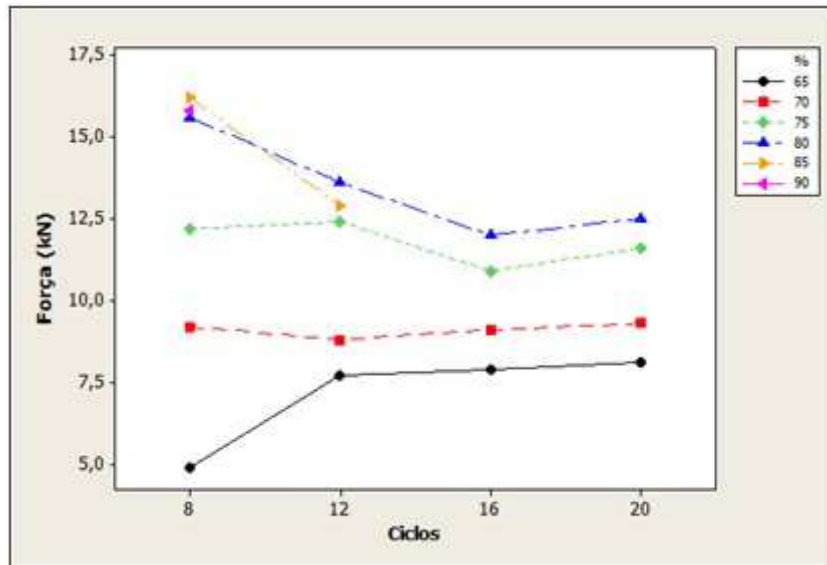


Figura 4.12 - Influência do tempo de soldagem na Força. Fonte: Autor (2016).

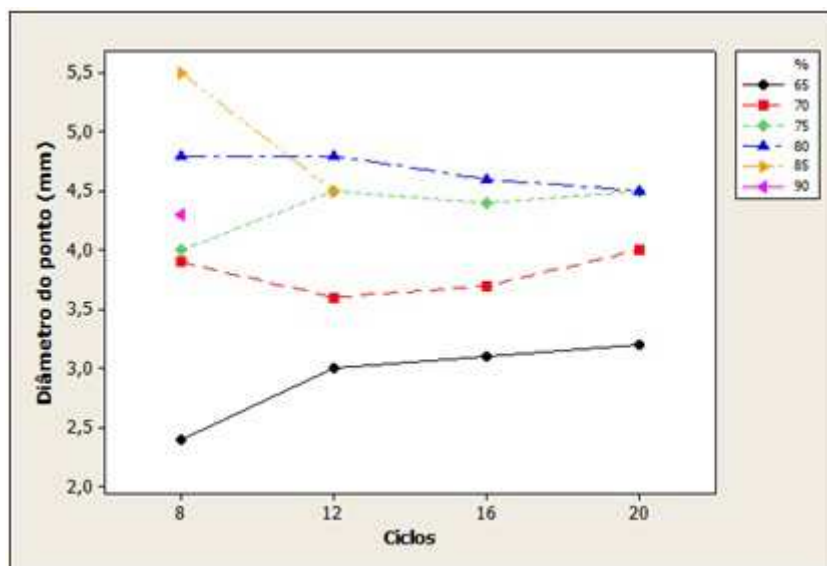


Figura 4.13 - Influência do tempo de soldagem no Diâmetro do Ponto. Fonte: Autor (2016).

Observa-se uma retração na força quando se aumenta o aporte térmico acima de um determinado nível, provavelmente pela expulsão de material. O aumento da intensidade de corrente com o correspondente aumento de ciclo provoca expulsão de material, gerando perda de material da zona fundida causando diminuição do diâmetro do ponto e conseqüentemente, diminuição da força. Na **Figura 4.10** pode-se perceber a estabilização na força com corrente a partir de 80% e 8 ciclos, porém nota-se uma tendência de queda na força com a condição de

soldagem de corrente de 80% e 12 ciclos. Para ciclos maiores que estes não foi possível realizar as soldas devido a intensa expulsão de material.

Cada curva de corrente de solda tem seu comportamento específico com a variação dos tempos de soldagem, e apesar de haver alguma semelhança ou tendência entre as elas, é necessário uma análise isolada de cada condição. Por exemplo, as **Figuras 4.14 e 4.15**, mostram as curvas de correntes que tiveram expulsão de material devido ao aporte excessivo de energia de soldagem. Para $I_{solda}=80\%$, o aumento de ciclos de solda causa diminuição progressiva na força até 16 ciclos, pois para 20 ciclos a força voltou a aumentar e houve expulsão de material, o diâmetro também diminuiu progressivamente, porém de maneira moderada. Quando se usou $I_{solda}=85\%$, o aumento de 8 para 12 ciclos causou diminuição acentuada na força e no diâmetro do ponto, com conseqüente expulsão de material. Em $I_{solda}=90\%$, para 8 ciclos houve expulsão de material.

Os resultados obtidos parecem indicar a premissa de que quando não ocorre expulsão de material, a força e o diâmetro são diretamente proporcionais a corrente e normalmente diminuem com o aumento do tempo de soldagem. Porém quando existe expulsão, há perda de material e o diâmetro diminui, desta forma quanto maior a corrente maior a expulsão e menor o diâmetro do ponto. Além disso, foi observado visualmente durante o procedimento experimental, que a expulsão de material aumentava nas soldas com maiores valores de corrente.

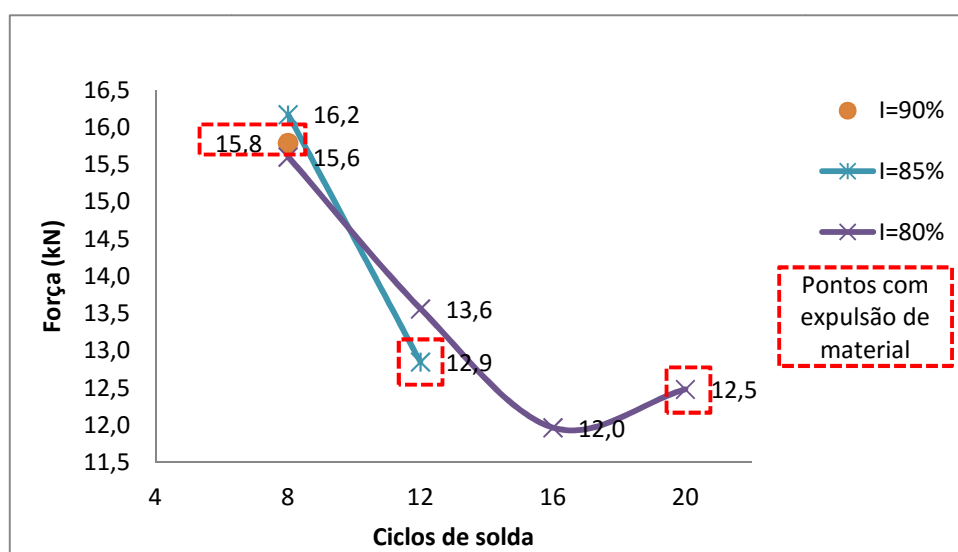


Figura 4.14 - Força do ponto de solda na região de expulsão de material.
Fonte: Autor (2016).

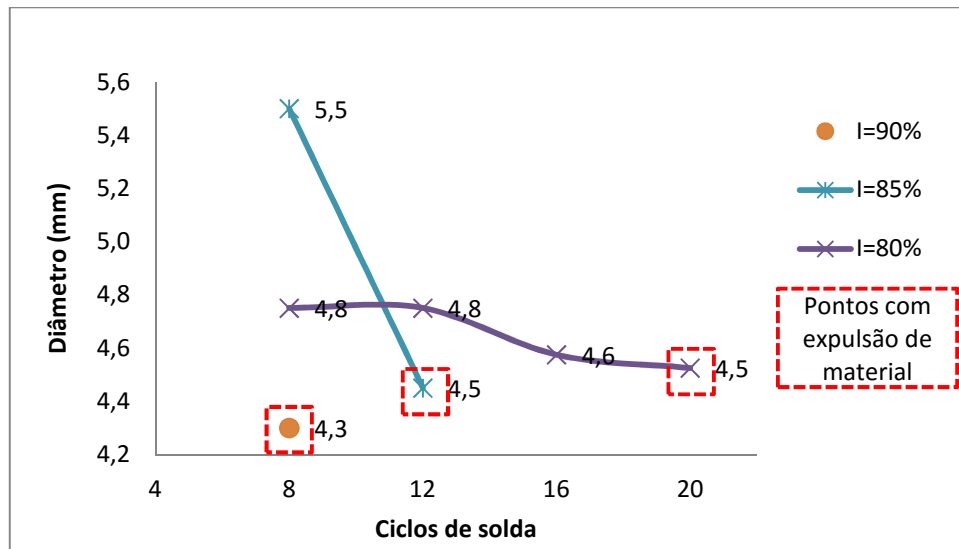


Figura 4.15 - Diâmetro do ponto de solda na região de expulsão de material. Fonte: Autor (2016).

Analisando a **Figura 4.15** e os dados contidos na **Tabela 4.9** que mostram apenas os pontos com expulsão de material, pode-se observar que níveis de intensidade de correntes maiores conjugados com ciclos menores obtêm-se maior resistência dos pontos soldados. Já em relação ao diâmetro, o tempo de soldagem alto compensa a corrente menor, porém nestes casos, todos são preteríveis.

Tabela 4.9 - Resumo da Soldagem Final

Teste Final	Soldagem		Força máxima	Diâmetro médio do ponto de solda	Tipo de falha observada na fratura	Observação
	em máxima corrente	Corrente de solda				
	Ciclos	%	kN	mm	Falha	
F16	20	80	12,5	4,5	Pullout	Expulsão material. Deformação eletrodo.
F18	12	85	12,9	4,5	Pullout	Expulsão material. Deformação eletrodo.
F19	8	90	15,8	4,3	Pullout	Expulsão material. Deformação eletrodo.

Fonte: Autor (2016).

As **Figuras 4.16 e 4.17** mostram as curvas de correntes que obtiveram as menores forças e os menores diâmetros. Para $I_{solda}=65\%$, o aumento de ciclos de solda causa um aumento progressivo e não linear na força e no diâmetro. Quando se usou $I_{solda}=70\%$, o aumento de 8 para 12 ciclos causou diminuição moderada na força e no diâmetro do ponto, e depois o aumento de ciclos causou progressivamente um aumento quase linear e moderado na força e uma curva ascendente um pouco mais acentuada, mas ainda moderada, no diâmetro. Em $I_{solda}=75\%$, obteve-se uma curva semelhante a uma senoidal, onde a maior força foi em 12 ciclos e a menor em 16 ciclos, e o maior diâmetro foi 12 e 20 ciclos e o menor em 8 ciclos, porém nestas curvas, a força final menor que a inicial e o diâmetro final foi maior que o inicial.

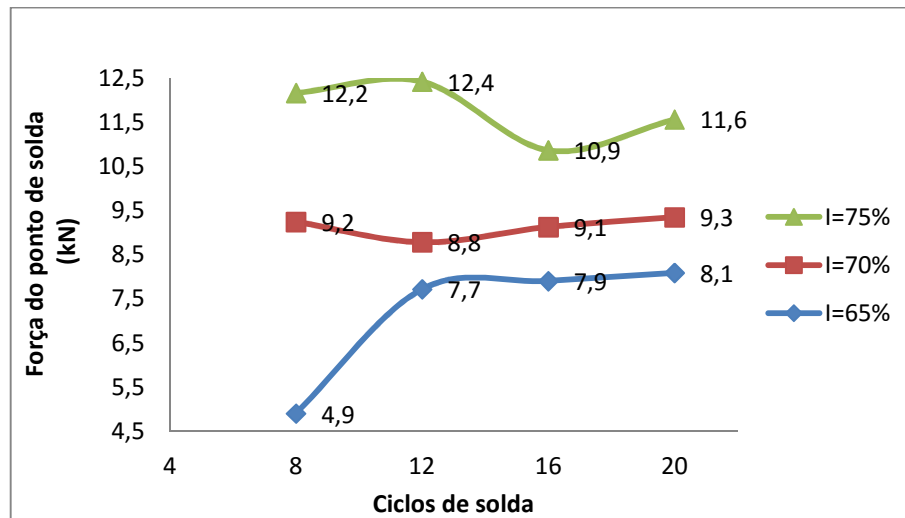


Figura 4.16 - Curvas de soldagem para baixas correntes. Fonte: Autor (2016).

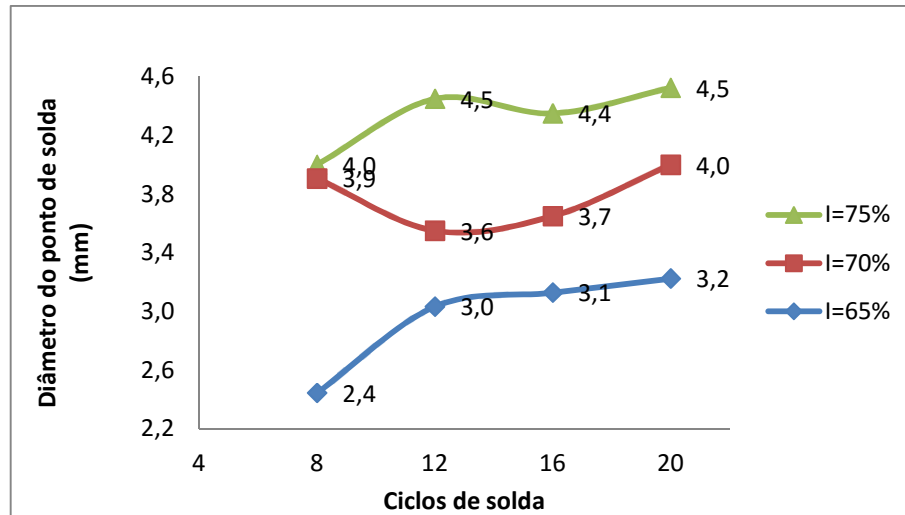


Figura 4.17 - Curvas de soldagem para baixas correntes. Fonte: Autor (2016).

Um fato que chama a atenção é que embora pela lei de Joule o tempo de soldagem é diretamente proporcional à entrega de energia na solda, nos experimentos realizados, quase sempre o aumento do tempo não refletiu numa solda melhor, pelo contrario. Isto mostra que o tempo de solda não é tão significativo na soldagem deste material quanto a corrente, não apenas para o diâmetro do ponto, mas também para sua resistência. As **Figuras 4.18 e 4.19** ressaltam os principais efeitos observados tanto para a resistência quanto para o diâmetro do ponto de solda, respectivamente.

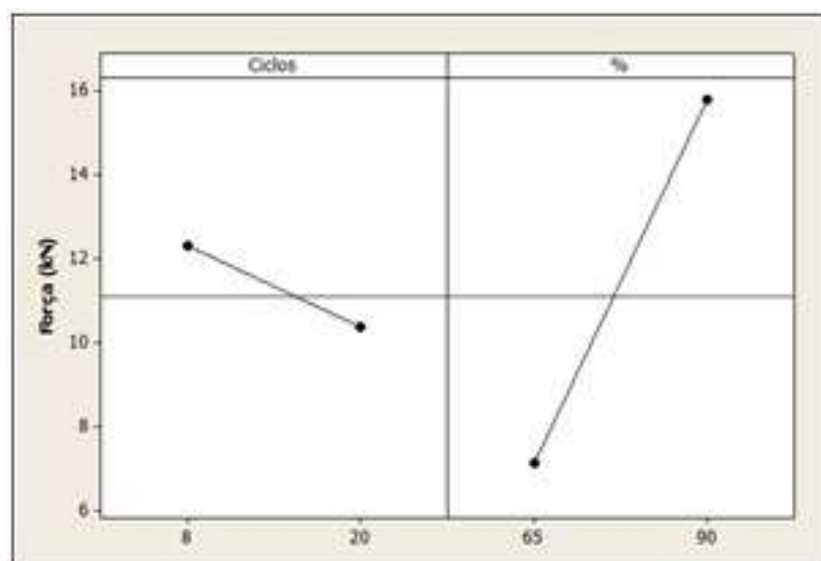


Figura 4.18 - Efeitos dos parâmetros na força. Fonte: Autor (2016).

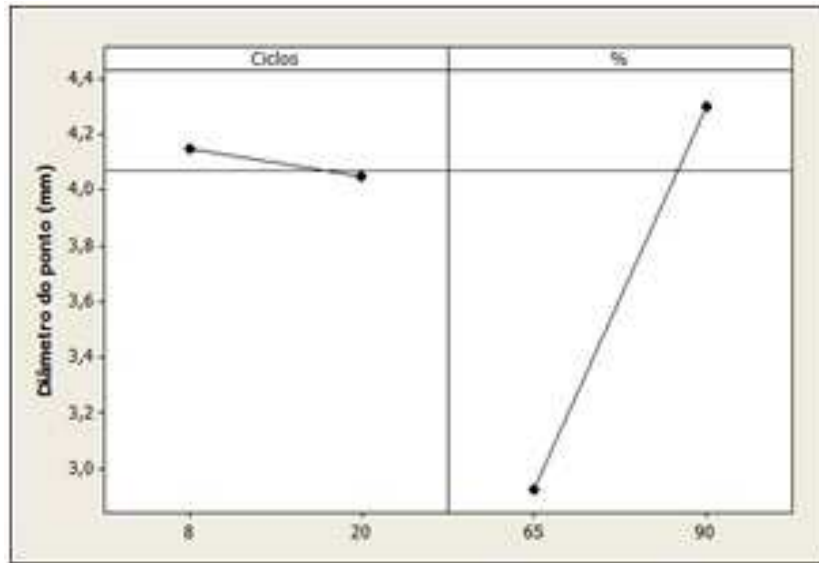


Figura 4.19 - Efeitos dos parâmetros no diâmetro do ponto. Fonte: Autor (2016).

O processo de solda ponto por resistência é muito complexo dinamicamente, pois existem inúmeros fatores que influenciam no resultado da solda. Além da corrente, resistência de contato e tempo de soldagem, tem-se ainda o efeito do pico térmico e sua duração, a velocidade de resfriamento no núcleo, diferentes velocidades de resfriamento na ZTA e regiões de fronteira, as transformações de fase ocorridas, o tamanho de grãos resultante e os elementos de liga do aço, entre outros. Observa-se que tudo isto acontece com uma compressão localizada somente no núcleo da solda, que também influencia na microestrutura e tamanho da granulação. Então é de se julgar que existem efeitos microestruturais relacionados ao tempo de soldagem, que afetam a resistência da solda de maneira a diminuí-la, de tal modo que o aumento da energia entregue pelo aumento do tempo de soldagem nem sempre consegue compensar. Em outras palavras, em alguns casos, os efeitos microestruturais são predominantes sobre o aumento do aporte térmico pelo aumento do tempo de ciclos de solda.

4.5 Análise da Forma da Fratura.

Análises de falhas foram conduzidas nas fraturas das amostras provenientes dos ensaios de cisalhamento. As superfícies de fratura foram analisadas com pequena ampliação de 10, 15 ou 20X em microscópio óptico, com a finalidade de caracterizar os modos e mecanismos de falhas.

Os modos de falhas observados nos ensaios de cisalhamento foram classificados como interfacial, como aparece na **Figura 4.20**, e pullout como pode ser observada na **Figura 4.21**. Neste último caso, o núcleo da solda ficou aderido em uma das chapas e foi arrancado da outra deixando um furo.

Observou-se que nos experimentos F1, F2, F3, F4 e F5 os pontos de solda sofreram fratura no modo de falha interfacial. Por outro lado, nos experimentos F6, F7, F9, F11, F12, F13, F14 e F17, os pontos de solda apresentaram fratura por falha pullout com arrancamento total da lentilha de solda em uma das chapas.

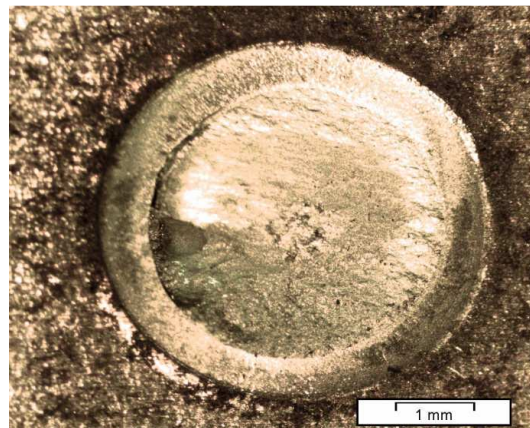


Figura 4.20 - Ponto que sofreu fratura com falha interfacial no ensaio de tração. Ponto F5. Parâmetros [I=70%; 8 ciclos; F=9,2kN]. Foto em microscópio óptico com aumento de 20X. Fonte: Autor (2016).

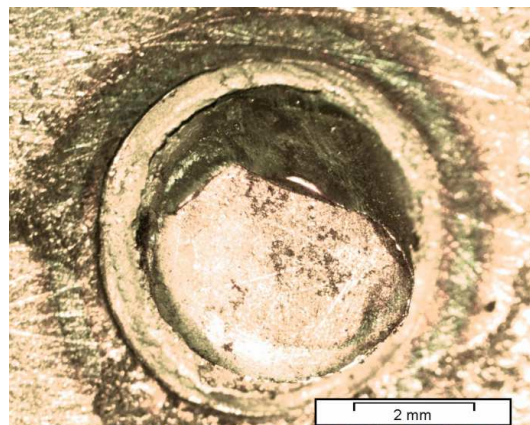


Figura 4.21 - Ponto que sofreu fratura com falha pullout no ensaio de tração. Núcleo da solda ficou aderido em uma das chapas deixando um furo na outra. Ponto F14. Parâmetros [I=80%; 12 ciclos; F=13,6kN]. Foto em microscópio óptico com aumento de 15X. Fonte: Autor (2016).

A **Figura 4.22** mostra um ponto que sofreu uma fratura por falha pullout com arrancamento total em uma das chapas, neste caso, houve expulsão de material que pode ser evidenciada no canto superior esquerdo. Nos experimentos F16, F18 e F19, os pontos de solda sofreram fratura no modo de falha pullout com expulsão de material.

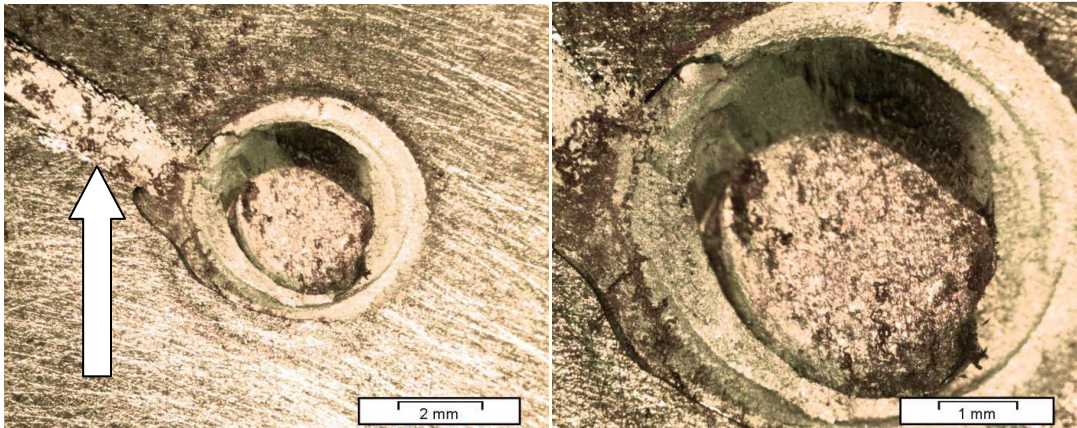


Figura 4.22 - Ponto de solda que sofreu fratura por falha pullout e apresentou expulsão de material. A seta indica o metal expulso. Ponto F19. Parâmetros [I=90%; 8 ciclos; F= 15,8kN]. Fotos em microscópio óptico com aumento de 10X e 20X respectivamente. Fonte: Autor (2016).

Além do ponto de solda sofrer fratura por falha *pullout* com arrancamento total do botão em uma das chapas, em alguns casos aconteceu o arrancamento total ou parcial em ambas as chapas. Este fenômeno pode ser visto na **Figura 4.23**. Nos experimentos F10 e F15, as soldas tiveram arrancamento parcial do botão de solda, ao passo que no experimento F8 o núcleo da solda desprende-se totalmente de ambas as chapas.

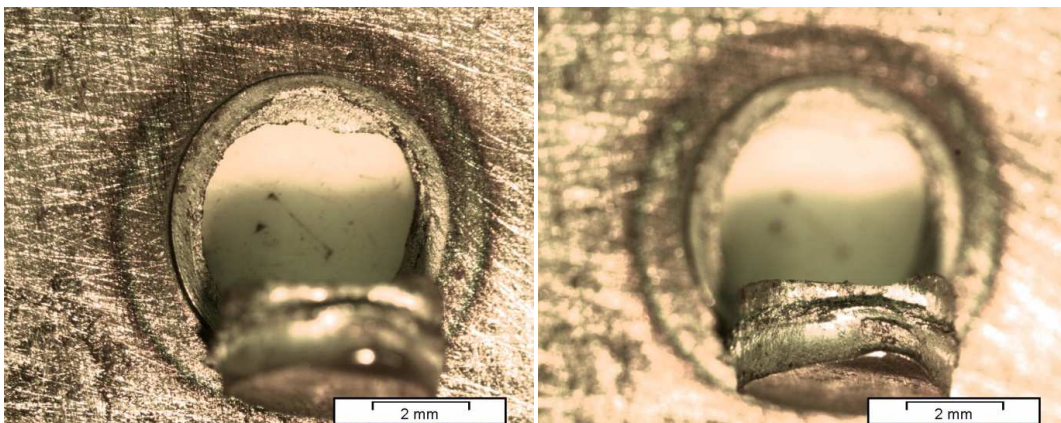


Figura 4.23 - Ponto de solda que sofreu fratura com falha pullout e arrancamento do botão em ambas as chapas. Ponto F15. Parâmetros [I=80%; 16 ciclos; F= 12kN]. Fotos em microscópio óptico com aumento de 12X. Fonte: Autor (2016).

Como pode ser observado na **Tabela 4.10**, este tipo de arrancamento ocorreu nas soldas a partir do diâmetro mínimo recomendado (4 mm), e em todos os casos o tempo de soldagem foi superior a 8 ciclos.

Tabela 4.10 – Soldas com arrancamento parcial e total em ambas as chapas.

Teste Final	Soldagem		Força máxima	Diâmetro médio do ponto de solda	Tipo de falha observada na fratura	Observação
	em máxima corrente	Corrente de solda				
	Ciclos	%	kN	Mm	Falha	
F8	20	70	9,3	4,0	Pullout	Ponto adequado.
F10	12	75	12,4	4,5	Pullout	Ponto adequado.
F15	16	80	12,0	4,6	Pullout	Ponto adequado.

Fonte: Autor (2016).

Na falha *pullout*, independentemente do núcleo se desprender de uma ou ambas as chapas, percebeu-se que a fratura ocorreu no contorno da ZF com a ZTA.

4.6 Análise de Microdureza.

O ensaio de microdureza mede a resistência à penetração na superfície de um material. Esta propriedade está ligada a capacidade do material em resistir à deformação, ou seja, materiais que apresentam maiores valores de microdureza são propensos a apresentarem indentação menor e vice-versa. Na **Tabela 4.11** são apresentados os valores medianos de microdureza na região da zona fundida para algumas amostras, e a comparação entre as amostras e o metal base. As microdurezas encontradas nas regiões da ZF são semelhantes entre as amostras avaliadas, independentemente da força de ruptura encontrada em cada uma, pois as diferenças entre as medianas são menores que 2%. De modo geral, a máxima microdureza encontrada no metal base é um pouco inferior à mediana das microdurezas encontradas na lentilha da solda.

Tabela 4.11 - Comparação de microdureza

Amostras	Nível de imposição de calor	Força até o limite de resistência	Microdureza mediana na ZF	Diferenças entre as microdurezas medianas em relação a P29	Metal Base	
					Microdureza	Diferença em relação à mediana da ZF
		(kN)	(Hv)	(%)	(Hv)	(%)
P29	ALTO	13,1	493,8	---	488,2	-1,1%
P33	MÉDIO	10,6	488,2	-1,1%	488,2	0,0%
P18	BAIXO	6,8	501,8	1,6%	490,4	-2,3%

Fonte: Autor (2016).

Nas **Figuras 4.25, 4.26 e 4.27** encontram-se os perfis de microdurezas das amostras P29, P33 e P18 respectivamente. No centro da solda é possível observar uma microdureza média típica, e afastando-se do centro para as extremidades encontra-se uma zona de transição onde a microdureza é mínima, ao continuar afastando-se em direção ao metal base a microdureza aumenta progressivamente. Esta região de transição fica entre a ZTA e o MB e foi descrita na literatura como *softened zone* por Kong et al. (2014), Baltazar Hernandez et al. (2010) e Jong et al.(2011), sendo típica para aços UHSS.

É possível ter uma ideia da localização da zona de transição de microdureza mínima por meio da observação do gráfico da **Figura 4.26**, pois o diâmetro médio da amostra P18 foi de 3,9mm. Porém as regiões de transição estão localizadas 3mm a esquerda e a direita do centro, como indica as linhas tracejadas em vermelho, ou seja, a microdureza continua elevada por até 1mm além da ZF e já na ZTA. Este não é um numero exato, pois para melhorar sua precisão ter-se-ia que reduzir a distância entre medidas de microdureza e aumentar consideravelmente sua quantidade de medições. Mas é um valor que razoavelmente demonstra que a ZTA ainda mantém uma microdureza elevada. Nos outros Gráficos (**Figura 4.24 e 4.25**) não é possível inferir sobre a localização da fronteira, pois o perfil de microdureza não passou pelo centro da solda.

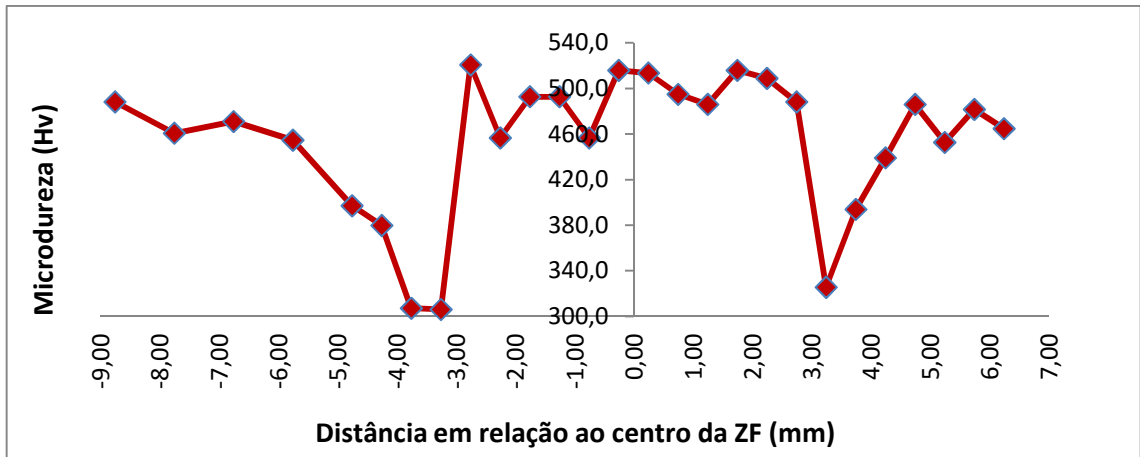


Figura 4.24 - Ensaio de microdureza realizado na amostra P29. [Subida de corrente=20ciclos; Soldagem em máxima corrente=20ciclos; I=75%; F=13,1kN; d=6,2mm]. Fonte: Autor (2016).

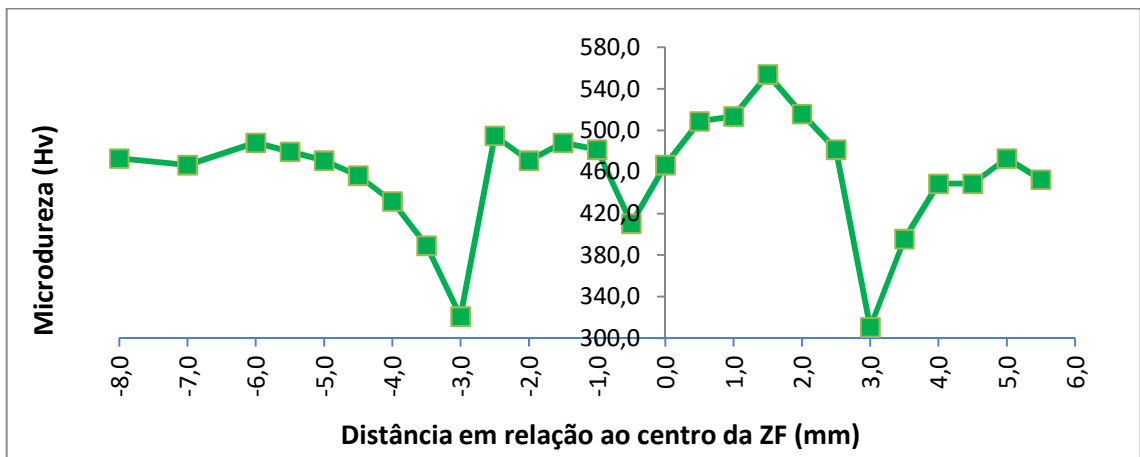


Figura 4.25 - Ensaio de microdureza realizado na amostra P33. [Subida de corrente=20ciclos; Soldagem em máxima corrente=10ciclos; I=75%; F=10,6kN; d=4,6mm]. Fonte: Autor (2016).

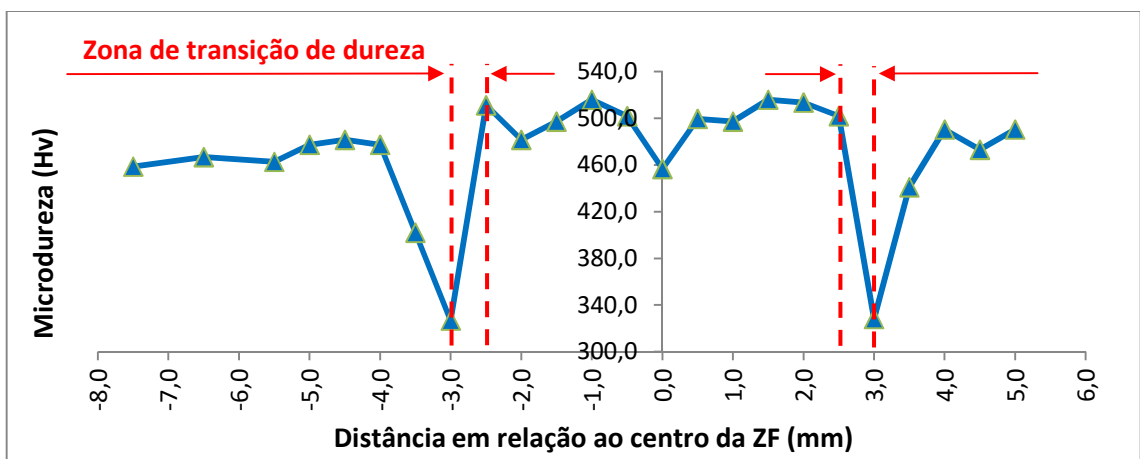


Figura 4.26 - Ensaio de microdureza realizado na amostra P18. [Subida de corrente=10ciclos; Soldagem em máxima corrente=10ciclos; I=85%; F=6,8kN; d=3,9mm]. Fonte: Autor (2016)

O nível de microdureza na ZF é afetado pelo aquecimento e nesta região as temperaturas atingem um nível de pico superior às outras regiões. Uma explicação para o maior nível de microdureza na ZF 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 uma recristalização dinâmica com um conseqüente refinamento da granulação, resultando assim no aumento do nível de microdureza 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 (P29), portanto maior temperatura e deformação apresentou o maior nível de microdureza comparativamente aos outros corpos de provas avaliados.

4.7 Análise da Evolução Microestrutural.

4.7.1 *Variação da microestrutura entre metal base, ZTA e solda.*

As juntas de aço 22MnB5 sofreram tratamento térmico de têmpera que lhes garantiu um elevado nível de resistência de 1656 MPa (conforme observado na **Figura 4.1**, no início do capítulo 4). A **Figura 4.27** mostra a microestrutura do metal base transformada em martensita após este processo.

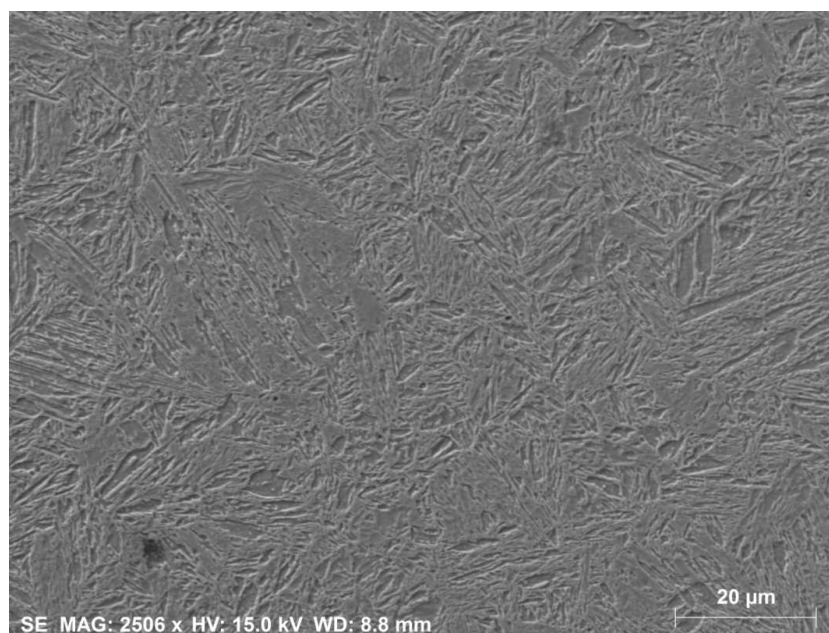


Figura 4.27 - Microestrutura do metal base na amostra P29.
Imagem obtida por MEV com aumento de 2500X no modo de elétrons secundários (SE). Fonte: Autor (2016).

A zona fundida tem estrutura martensítica, como pode ser visto na **Figura 4.28**, devido à taxa de resfriamento nesta região. Depois da soldagem ela é resfriada pelos eletrodos que garantem uma rápida perda de calor e microdureza elevada (500Hv).

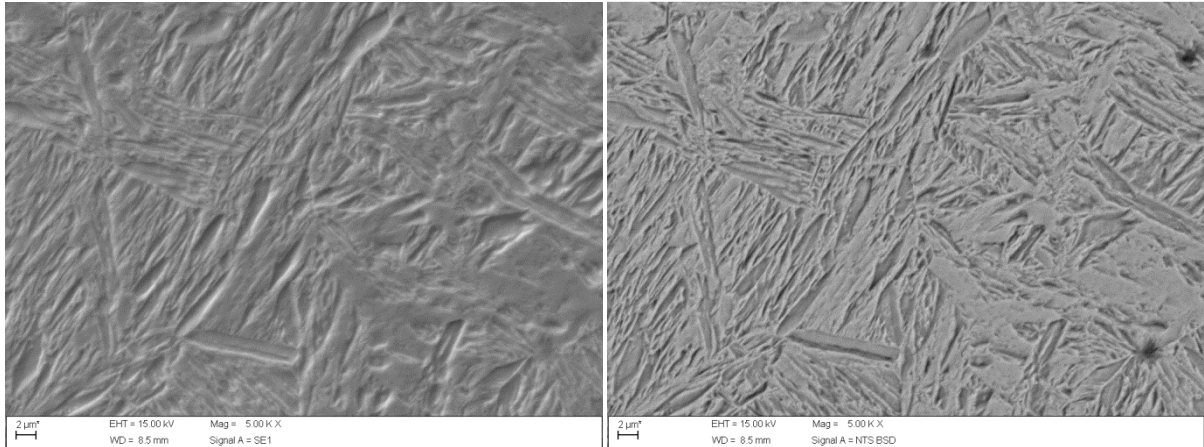


Figura 4.28 - Microestrutura da amostra P29 na região da zona fundida. Imagens obtidas por MEV com aumento de 5000X nos modos de elétrons secundários (SE) e retroespalhados (BSD), respectivamente. Fonte: Autor (2016).

A ZTA possui mais de uma microestrutura. Na região de transição entre o metal base e a ZTA (**Figura 4.29**), encontra-se a presença de bainita na matriz ferrítica e martensita, podendo ser resultado de um resfriamento mais lento ocorrido nesta região ou de transformações de fases parciais. Essas transformações microestruturais afetaram a distribuição de microdureza na junta soldada.

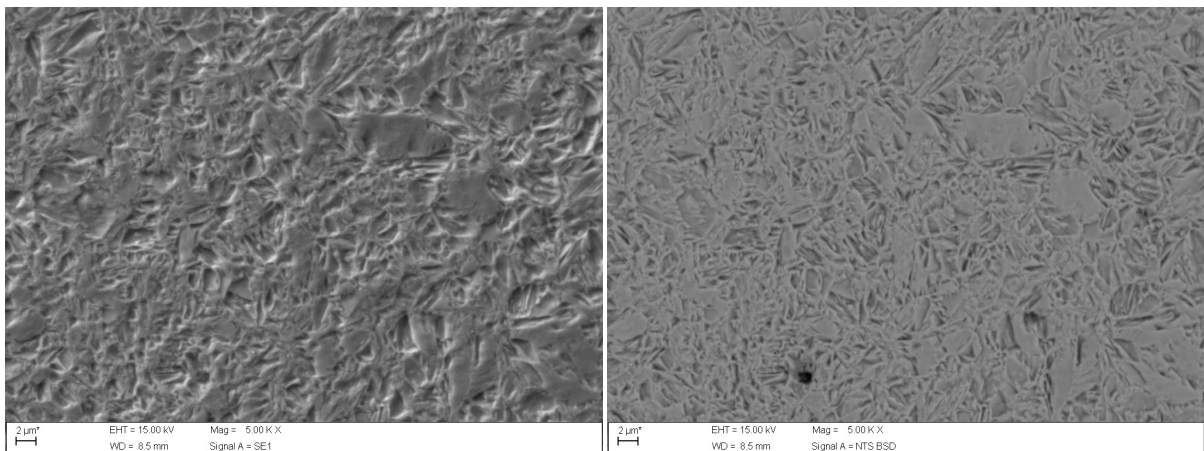


Figura 4.29 - Microestrutura da amostra P29 na região da ZTA. Imagens obtidas por MEV com aumento de 5000X nos modos de elétrons secundários (SE) e retroespalhados (BSD), respectivamente. Fonte: Autor (2016).

A **Figura 4.30** representa o ponto de solda com a região da ZTA ao centro, dividida em três partes. No canto superior direito o MB e abaixo ao centro a ZF. A linha de fusão separa a ZF da ZTA.

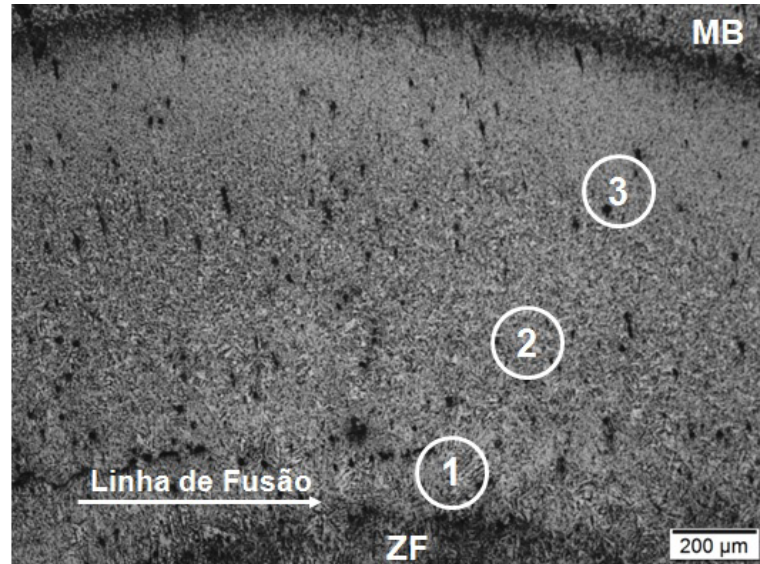


Figura 4.30 - Micrografia óptica do ponto soldado P18. Fonte: Autor (2016).

A região 1 (**Figura 4.31**), fica logo após a linha de fusão. Nesta região, o pico de temperatura foi superior à temperatura Ac_3 , o metal foi transformado em austenita causando crescimento de grãos seguido por um resfriamento rápido, transformando-se em martensita com grãos grosseiros e microdureza parecida com a do metal base.

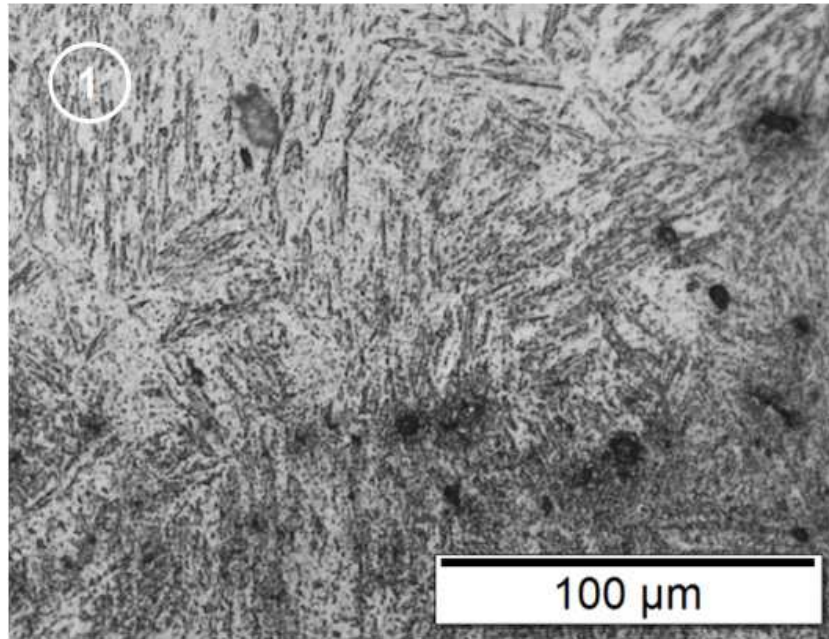


Figura 4.31 - Região 1: Mudança na microestrutura da ZTA. Fonte: Autor (2016).

A região 2 (**Figura 4.32**), também teve um pico de temperatura acima de Ac_3 , porém menor que na região 1. Além disso, o tempo de duração da fase austenita é mais curto nesta região, com isso, um crescimento de grãos mais finos de austenita se transforma em martensita fina. A microdureza é semelhante à microdureza do MB.

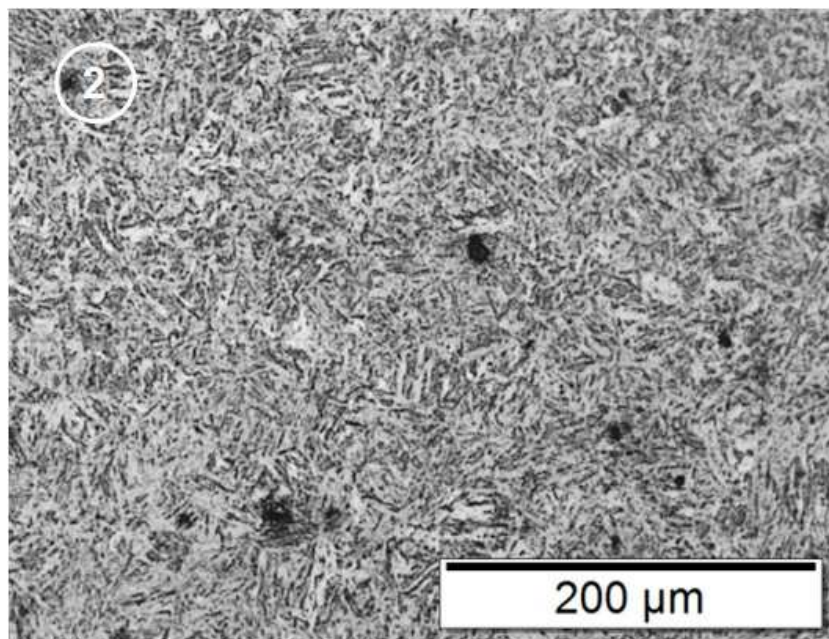


Figura 4.32- Região 2: Mudança na microestrutura da ZTA. Fonte: Autor (2016).

A região 3 (**Figura 4.33**), tem pico de temperatura entre Ac_1 e Ac_3 . Esta temperatura causa uma transformação parcial do aço em austenita e ferrita. Com o resfriamento a fase austenita é transformada em martensita novamente, então esta região passa a ter novas fases que não existiam anteriormente, ferrita e bainita. Com isso a microdureza cai para um valor menor do que no MB e ZF.

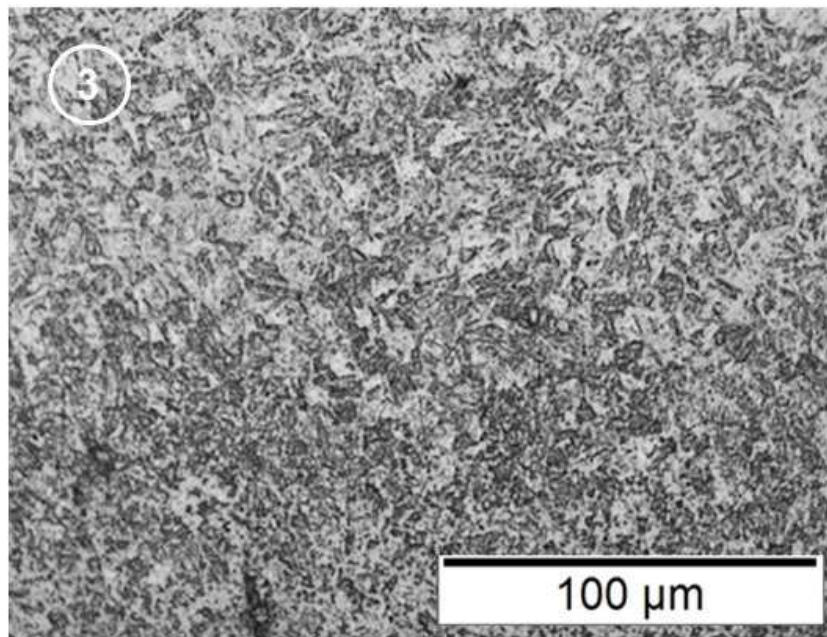


Figura 4.33- Região 3: Mudança na microestrutura da ZTA. Fonte: Autor (2016).

O **ANEXO I** apresenta as fotos das microestruturas para as três amostras (P18, P29 e P33). Nele pode ser visto que a microestrutura do MB é a mesma para as três amostras, e na ZF também são semelhantes, ambas são martensíticas, porém como na ZTA cada solda teve seu pico térmico específico e por tempos diferentes, as transformações de fases não ocorreram da mesma forma, e isso originou microestruturas diferenciadas contendo martensita e outras fases como ferrita e bainita.

4.7.2 *Variação da composição química entre metal base, ZTA e solda.*

A utilização de elementos de liga na composição química do material tem um papel importante em diferentes aspectos, estes elementos tem a capacidade de alterar as

propriedades mecânicas dos materiais possibilitando aumentar a microdureza e a resistência à tração, e proporcionar maior resistência ao desgaste, entre outras. Os elementos de liga aumentam a faixa de temperabilidade do aço deslocando a curva do diagrama TTT para a direita.

Com o objetivo de medir a variação da composição dos principais elementos químicos, visando investigar se houveram segregações destes durante a solidificação, e também avaliar a formação de fases na ZTA, as amostras foram analisadas por microscópio eletrônico de varredura (MEV). As regiões analisadas por MEV foram feitas três: por pontos, em linha e por área. Como as análises por pontos não foram significativas foram descartadas, as outras são apresentadas a seguir.

4.7.2.1 Varredura de área.

A **Figura 4.34** apresenta a fotomicrografia da composição atômica da amostra P18, obtida por MEV no modo EDS. O espectro de EDS da amostra apresenta os picos de Mn, Cr, Si e Ti, pode ser visto na **Figura 4.35**.

Nesta condição, a junta de aço 22MnB5 soldada a ponto por resistência elétrica foi avaliada na região que compreende a ZF, ZTA e MB conforme orientação indicada na **Figura 4.34-a**. Os elementos químicos Mn, Cr, Si e Ti foram avaliados separadamente nesta região e estão representados nas **Figuras 4.34-b-c-d-e**, respectivamente. Como pode ser observado nas imagens, não se pode afirmar que há uma variação na composição química, pois os elementos estão bem distribuídos na matriz e não é visto diferença substancial de difusão dos elementos de liga na região da ZTA e nas interfaces. No **ANEXO II** é possível encontrar as análises químicas para as amostras P29 e P33.

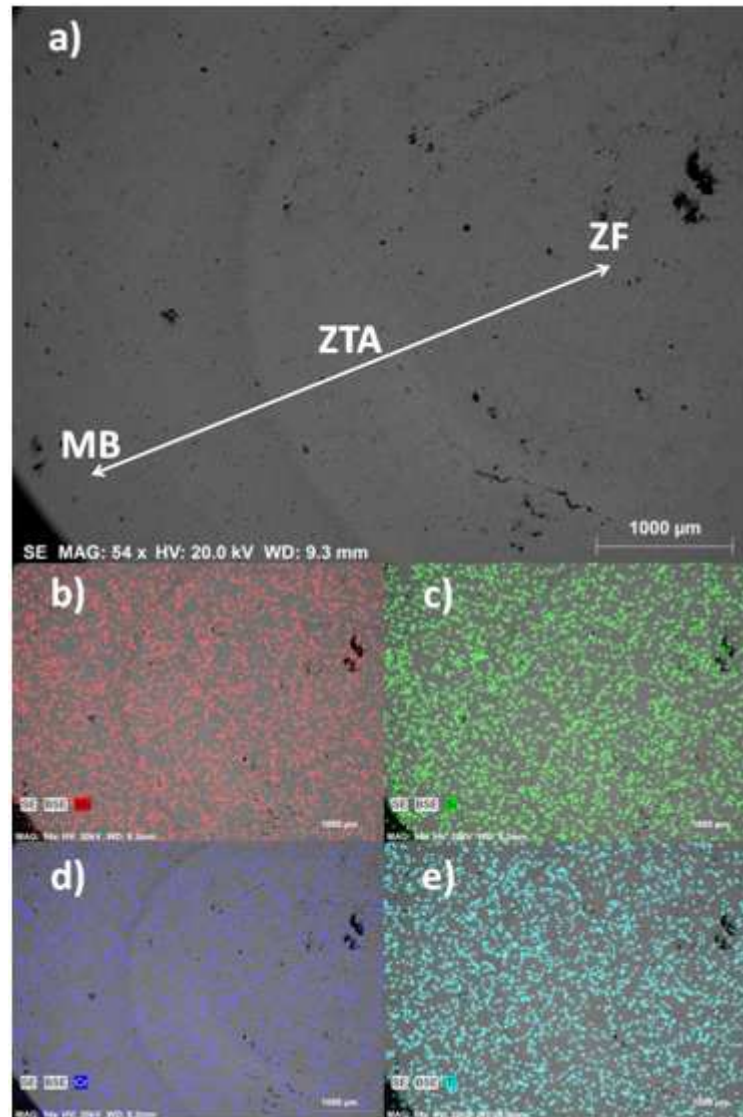


Figura 4.34 - Micrografia da composição atômica da amostra P18 por meio do MEV no Modo EDS com ampliação 54x. Junta do aço 22MnB5 soldada a ponto por resistência elétrica:

a) Região avaliada; b) Mn; c) Cr; d) Si; e) Ti.

Fonte: Autor (2016).

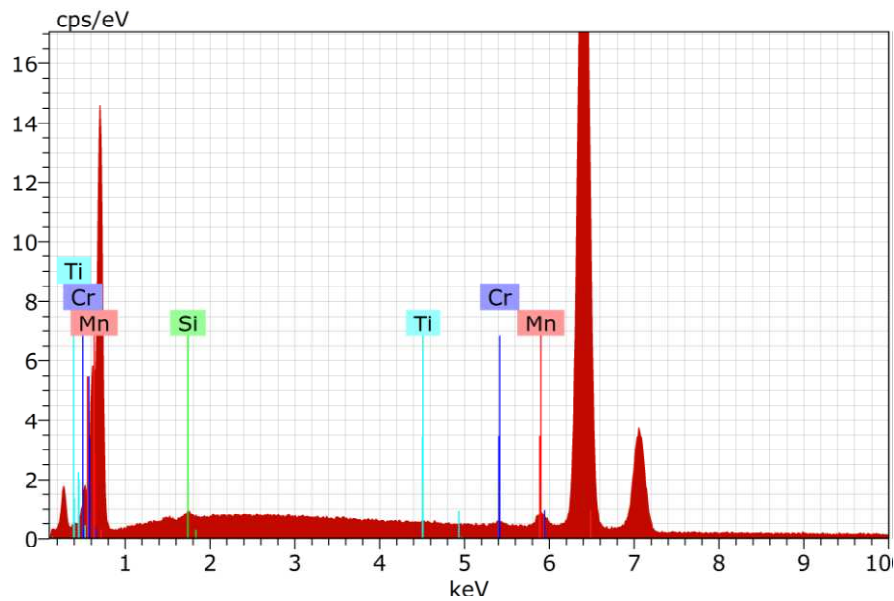


Figura 4.35 - Espectro de EDS da amostra P18.
Junta soldada a ponto do aço 22MnB5, mostrando os picos de Mn, Cr, Si e Ti.
Fonte: Autor (2016).

4.7.2.2 Varredura em Linha.

A **Figura 4.36** mostra a difusão em linha dos elementos químicos C, Mn, Si e Cr, respectivamente, para a amostra P18. Observando-se a imagem, não se pode afirmar que há uma variação na composição química, pois os elementos de liga estão bem distribuídos na matriz ao longo da linha e não é visto diferença substancial de difusão na região da ZTA e suas interfaces. Em todas as amostras avaliadas a difusão procedeu-se da mesma forma e pode ser verificada com mais detalhes no **ANEXO III**. Os picos de elementos químicos estão dentro da normalidade e representam variações isoladas, sem ser possível fazer uma conexão com a microestrutura.

Desta forma, não se pode concluir que é a variação de elementos químicos que causa a variação de resistência na solda, e sim à microestrutura formada devido ao pico térmico e a não uniformidade de resfriamento nas regiões não refrigeradas do ponto de solda, como visto no tópico **4.7.1**.

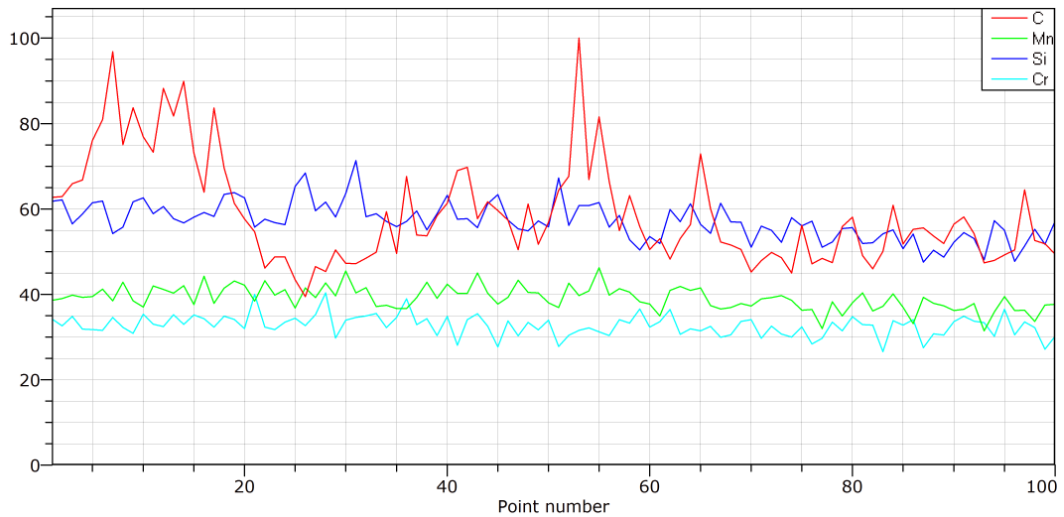


Figura 4.36 - Detalhes da varredura em linha na amostra P18. Comprimento: 1993 μ m.
Fonte: Autor (2016).

Na **Figura 4.37** tem-se um esquemático da análise MEV na solda da amostra P18 feita em linha, com comprimento de 1993 μ m, e representado proporcionalmente.

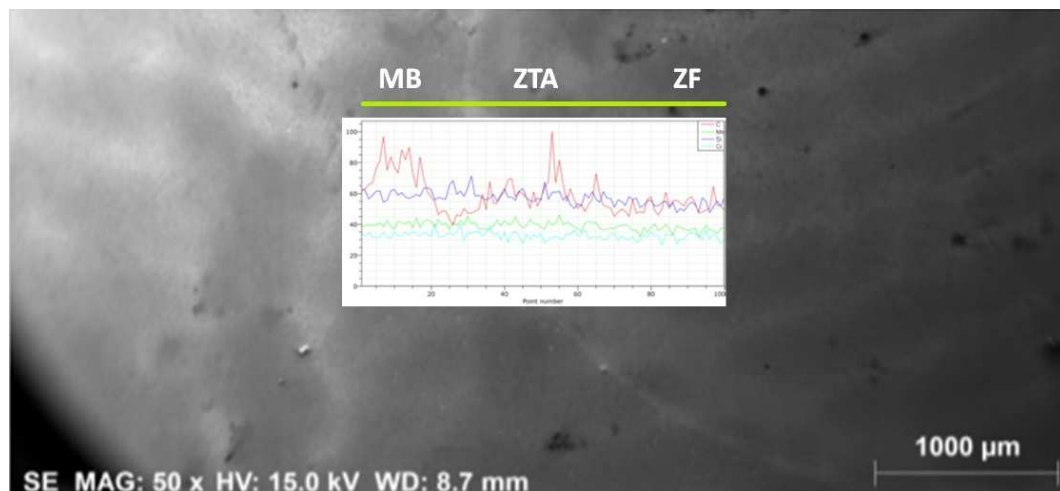


Figura 4.37 - Representação da região da varredura em linha na amostra P18.
Fonte: Autor (2016).

O **ANEXO III** apresenta as análises químicas das amostras P29 e P33.

5 CONCLUSÕES

5.1 Conclusões Gerais

Com base nos resultados obtidos nos experimentos e nos objetivos estabelecidos no trabalho no que tange ao comportamento da solda para a união de chapas de aço 22MnB5 de 1,0 mm de espessura, previamente temperadas e soldadas pelo processo de solda a ponto por resistência elétrica, pode-se concluir que:

- Após tratamento térmico o aço 22MnB5 obteve as propriedades mecânicas típicas para aços de estampagem a quente, com limite de resistência a tração de 1656 MPa.
- A melhor condição de soldagem a ponto para a união entre duas chapas de aço 22MnB5 foi obtida com a corrente de solda no nível de intensidade de 85% durante 8 ciclos, com uma pressão de 5 bar e rampa de subida de corrente de 20 ciclos. Como resultado a força máxima atingiu 16,2 kN para um ponto com diâmetro de 5,5 mm, obtidos sem expulsão de material.
- A corrente de solda foi o parâmetro mais significativo na resistência e diâmetro do ponto de solda, sendo que o seu aumento propiciou a obtenção de soldas mais com maior diâmetro e maior resistência ao cisalhamento. Por sua vez, o aumento do tempo reduziu o diâmetro e a força de resistência à tração no cisalhamento. Desta forma a combinação de tempos menores de soldagem com maiores níveis de correntes se mostraram preferíveis por apresentarem melhores resultados no ensaio de tração.
- Após o ensaio de cisalhamento, as fraturas foram classificadas de acordo com o modo de falha. Percebeu-se que até o limite de 4 mm, o tipo de fratura predominante é a que tem falha do tipo interfacial; a partir do diâmetro de 4 mm, todas as fraturas sofreram falha do tipo arranchamento ou *pullout*. Aparentemente tais resultados têm correlação com o diâmetro mínimo recomendado de 4 mm, estabelecido pela norma ANSI/AWS/SAE/D8.9-97.
- As transformações de fase em virtude da soldagem afetaram a distribuição de microdureza na junta soldada. Na zona fundida a microestrutura foi predominantemente martensítica e a microdureza nesta região se manteve relativamente constante. Entretanto, na zona termicamente afetada, há variações na formação microestrutural. Na sub-região próxima a ZF, a microestrutura permaneceu essencialmente martensítica resultando em um nível de

microdureza elevada. Na região intermediária e transição com o material-base houve a ocorrência de martensita revenida, bainita em uma matriz de ferrita, causando uma diminuição do nível de microdureza observado.

- O nível de microdureza da zona fundida foi relativamente constante e atingiu o pico de 554 HV. Na ZTA, próximo à poça de fusão, a microdureza é semelhante à zona fundida, e afastando-se em direção ao metal base permanece inalterada até uma região de transição, onde a microdureza é mínima, sendo encontrado na ZTA o valor de 311 HV.
- Com relação a análise química feita em MEV, com o intuito de verificar se houve segregação de elementos durante a solidificação, não se pode afirmar que há uma variação na composição química, pois não se verificou qualquer diferença substancial da dissolução na matriz dos elementos de liga na região da ZTA e nas interfaces. 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 ZTA.

5.2 Sugestões para Trabalhos Futuros

Como sugestões para trabalhos futuros, ficam as seguintes considerações.

- Investigar detalhadamente a fronteira entre a ZTA e o metal base para determinar a localização precisa da zona amolecida, transformações de fases, tamanhos de grãos e inferir sobre a relação da microdureza com a força.
- Otimizar os parâmetros por métodos estatísticos e avaliar ciclos de solda menores.
- Analisar as transformações sofridas na ZTA para uma mesma corrente de solda em diferentes ciclos e inferir sobre o comportamento dinâmico do processo de soldagem ponto por resistência elétrica.
- Avaliar mais detalhadamente o efeito da rampa de subida de corrente para um conjunto de parâmetros específicos.

6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

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.

ALENIUS, M. et. al. **Exploring the Mechanical Properties of Spot Welded Dissimilar Joints for Stainless and Galvanized Steels.** *Welding Journal*, v.85, n. 12, p. 305s-313s, 2006.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E1823-96. **Standard terminology relating to fatigue and fracture testing.** 1996.

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.

ASM HANDBOOK VOLUME 6: **Welding, Brazing, And Soldering.** ASM International, 1993.

ASPACHER, J. **Forming hardening concepts.** *1st International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel.* Kassel, Germany, pp. 77–81. 2008.

ASTM A370. **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products.** American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, Pennsylvania, USA. ASTM, 2010.

ARCELORMITTAL. **Steels for hot stamping – Usibor®. Ultra high strength steels.** Extraído do catalogo de produtos – Edição Europeia. ArcelorMittal, 28/01/2014. Disponível em: <http://automotive.arcelormittal.com/europe/products/UHSS/Usibor/EN>

ANSI/AWS/SAE/D8.9-97. **Weld Button Criteria, Recommended Practices for Test Methods for Evaluating the Resistance Spot Welding Behavior of Automotive Sheet Steel Materials.** America National Standard, Section 5.7, 1997.

AWS. American Welding Society. **Welding Handbook.** v. 2. 8th ed., 1995.

AWS A3.0:2001, **Standard Welding Terms and Definitions; Includes Terms for Adhesive Bonding, Brazing, Soldering, Thermal Cutting, and Thermal Spraying**. The American Welding Society (AWS) and the American National Standards Institute (ANSI), Miami, FL., 2001.

AWS D8.7: **Recommended Practices for Automotive Weld Quality—Resistance Spot Welding**. American Welding Society, Miami, FL, 2004.

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, 2012.

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.

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.

BALTAZAR HERNANDEZ, V. H.. **Effects of Martensite Tempering on HAZ-Softening and Tensile Properties of Resistance Spot Welded Dual-Phase Steels**. University of Waterloo. Ontario, Canada: s.n., 2010.

BALTAZAR HERNANDEZ, V. H.; NAYAK, S. S.; ZHOU, Y. **Tempering of martensite in dualphase steels and its effects on softening behavior**. *Metall Mater Trans A*, 2011.

BALTAZAR HERNANDEZ, V. H.; KUNTZ, M. L.; KHAN, M. I.; ZHOU, Y. **Influence of microstructure and weld size on the mechanical behaviour of dissimilar AHSS resistance spot welds**. *Sci Tech Weld Join*, 2008.

BALTAZAR HERNANDEZ V. H.; PANDA, S.K.; OKITA, Y.; ZHOU, N.Y. **A study on heat affected zone softening in resistance spot welded dual phase steel by nanoindentation**. *J Mater Sci* 2010.

BALTAZAR HERNANDEZ, V. H.; PANDA, S. K.; KUNTZ, M. L.; ZHOU, Y. **Nanoindentation and microstructure analysis of resistance spot welded dual phase steel**. *Mater Lett*, 2011.

BERGLUND, G. **The history of hardening of boron steel in northern Sweden.** In: 1st International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Kassel, Germany, pp. 175–177. 2008.

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

BRANCO, H. L. O. **Avaliação de Capas de Eletrodos Utilizadas na Soldagem de Chapas Galvanizadas na Indústria Automobilística.** Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, 116p, 2004.

CHAO, Y. J. **Failure mode of spot welds: interfacial versus pullout.** *Department of Mechanical Engineering.* University of South Carolina, 2003.

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.** 4^a ed. Edgard Blücher, 2008.

EN ISO 14273:2001. **Specimen dimensions and procedure for shear testing resistance spot, seam and embossed projection welds.** ISO, 2001.

FURLANETTO, V. **Formação do Processo de Soldagem por Resistência.** *Welding Science.* Porto Real – RJ, 2007.

GARCIA ARANDA, L.; CHASTEL, Y.; FERNÁNDEZ PASCUAL, J.; DAL NEGRO, T. **Experiments and simulation of hot stamping of quenchable steels.** *Advanced Technology of Plasticity* 2, 1135–1140, 2002.

GEDEON, S.A. & EAGAR, T. W. **Resistance Spot Welding of Galvanized Steel, Part I: Material Variations and Process Modifications.** *Metallurgical Transactions B*, v.17b, p.885, 1986a.

GEDEON, S.A. & EAGAR, T. W. **Resistance Spot Welding of Galvanized Steel, Part II: Mechanisms of Spot Weld Nugget Formation.** *Metallurgical Transactions B*, v.17B, p.901, 1986b.

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.

GORNI, A. A. **Engenharia Microestrutural das Chapas de Aços de Alta Resistência**. In: Conferência Nacional de Conformação de Chapas, 11., Outubro 2008, Porto Alegre. Porto Alegre: Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica, 2008a.

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

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.

GORNI, A.A. **Novas Tendências no Processo de Estampagem a Quente**. 6º Congresso de Corte e Conformação de Metais, Aranda Eventos, São Paulo, Outubro 2011.

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

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.

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.

HOFF, C. **Investigation of the influence of process variables during press hardening of high-strength steel 22MnB5**. Dissertation, University Erlangen-Nürnberg (2007).

IISI. **Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines**. *International Iron & Steel Institute; Committee on Automotive Applications*, 2006.

INSTITUTE, I.I.A.S. Section 1: **General Description of AHSS In: Advanced High Strength Steel Application Guidelines**. Version 3, 18th June, 2006.

INTERMACHINERY. **Manual de Soldagem por Resistência a Ponto**, 2002.

ISO 14329:2003(E). **Resistance welding - Destructive tests of welds - Failure types and geometric measurements for resistance spot, seam and projection welds**. ISO, 2003.

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*, 2011.

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*, 2010.

KOLLECK, R. **Press Hardening – Materials and Coatings.** Schuler press hardening workshop. São Paulo – SP. 01 de outubro de 2013.

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*, 2014.

KRAUTKRAMER, J. & KRAUTKRAMER H.; **Ultrasonic Testing of Materials,** Springer-Verlag, New York (NY), 1983.

KUZIAK, R.; KAWALLA, R.; WAENGLER S. **Advanced high strength steels for automotive industry.** *Arch Civ Mech Eng*, 2008.

LANCASTER J.F., **Metallurgy of welding**, 6th Ed., Abington Publishing, Abington (GB); 1999.

LECHLER, J. E. & MERKLEIN, M. **Hot stamping of ultra high strength steels as a key technology for lightweight construction.** Pittsburgh, USA: s.n., 2008. *Materials Science & Technology 2008 Conference and Exhibition (MS&T Partner Societies)*. pp. 1698-1709.

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.

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.

MARQUES P. V.; MODENESI P. J; BRACARENSE A. Q. **Soldagem Fundamentos e Tecnologia**, Ed. UFMG, 2009.

MEDAR. **Treinamento Básico do Processo de Soldagem por Resistência para Operadores e Preparadores de Máquina**. Pouso Alegre: Usiminas, 81p, 2005.

MELLOY, G. F.; SUMMON, P.R.; PODGURSKY, P. P. **Optimizing the boron effect**. Metall Trans, 1973.

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

MERKLEIN, M.; LECHLER, J.; STÖHR, T. **Characterization of tribological and thermal properties of metallic coating for hot stamping boron-manganese steels**. In: Proceedings of the 7th International Conference Coatings in Manufacturing Engineering, Chalkidiki, Greece, pp. 219–228, 2008.

MIRANDA, G. P. **Estudo da soldabilidade a ponto por resistência entre os aços 22MnB5 e DP800**. Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas. UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS, 2015.

NADERI, M. **Hot Stamping of Ultra High Strength Steels**. Department of Ferrous Metallurgy, RWTH Aachen University. 2007. p. 183.

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.

NAGANATHAN, A.. **Hot Stamping of Manganese Boron Steel (Technology Review and Preliminary Finite Element Simulations)**. Mechanical Engineering, the Ohio State University. 2010.

NAGANATHAN, A. & PENTER, L. **Sheet Metal Forming – Processes and Applications**. Hot Stamping – Chapter 7. ASM International 2012.

NASCIMENTO, V. C. **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.

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.

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.

POGGIO, S.; M. PONTE; C. GAMBARO; **Resistance Spot Welding of Advanced High Strength Steel DP600**. Università Degli Studi Di Genova, Facoltà de Ingegneria, 2005.

RWMA. **Resistance Welders Manufacturers**. Association, 1989, 4th ed.

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.

SALZGITTER FLACHSTAHL. **22MnB5 Boron alloyed quenched and tempered steel**. <http://www.salzgitter-flachstahl.de/>. Acessado em 22 de fevereiro de 2016.

SAMPAIO, D. J. B. S. **Automação do monitoramento da qualidade do processo de solda a ponto resistiva**. Tese de Doutorado – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2010.

SANTOS, F. B. S. **Estudo da Eficiência do Processo de Soldagem de Pontos por Resistência Elétrica Utilizada na Indústria Automotiva**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal Fluminense, Rio de Janeiro, 104p, 2006.

SCHWEDLER, O.; ZINKE, M.; JÜTTNER, S. **Determination of hydrogen input in welded joints of press-hardened 22MnB5 steel**. International Institute of Welding 2014.

SIEBELS, H. & ASPACHER, J. **PCH – Uma Nova Tecnologia de Prensas para Conformação de Metais de Alta Resistência com Melhoria na Qualidade de Peças e Redução de Custos**. Anais. Corte e Conformação de Metais – Feira e Congresso, Aranda Eventos, São Paulo, Outubro 2009, 9 p.

STAHL-ZENTRUM. **Steel for sustainable mobility**. <http://en.stahl-online.de/index.php/topics/application/mobility/>. Acessado em 05 de março de 2016.

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.

SOMANI, M.C., KARJALAINEN, L.P., ERIKSSON, M., OLDENBURG, M. **Dimensional changes and microstructural evolution in a B-bearing steel in the simulated forming and quenching process.** ISIJ International 4, 2001, 361–367.

TL 4225. **Alloyed Quenched and Tempered Steel 22MnB5. Uncoated or Pre-Coated. Material Requirements for Semi-Finished Products and Components,** 2006.

TUMULURU, D.M. **Resistance Spot Welding of Coated High-Strength Dual-Phase Steels.** Welding Journal, v.85, n. 8, p. 31-37, 2006.

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

VARGAS, J. E. **Estudo da Formação, Geometria e Resistência do Ponto na Soldagem por Resistências.** 2006, 143 f. Dissertação (Dissertação de Mestrado em Sistemas Mecatrônicos) – Departamento de Engenharia Mecânica. Universidade de Brasília, Brasília.

voestalpine AG. **The press-hardening steel benchmark - phs-ultraform®.** voestalpine Steel Division. www.voestalpine.com/steel. Acessado em: 06/03/2016.

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

WILLIAMS N. T. **Problems in the Resistance Welding of Coated Steels.** *Sheet Metal Industries.* pp. 625-638, October, 1972.

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, 2004, 49, (2), 45-75.

WILLIAMS, N. F., PARKER, J. D. **Review of resistance spot welding of steel sheets, part 2: factors influencing electrode life.** Int. Mat. Review, 2004, 49, (2), 77-108.

WORLD AUTO STEEL. **Advanced High-Strength Steels – Application Guidelines.** Version 5.0, May 2014.

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.

X. LIAO, X., WANG, Z., GUO, M., WANG, Y., WU AND Y. RONG, **Microstructures in a resistance spot welded high strength dual phase steel**. Material characterization, 61 (2010) 341-346.

YURIOKA, N., OKUMURA, M., KASUYA, T., COTTON, H. J. U. **Prediction of HAZ Hardness of Transformable Steels**. Metal Construction, 1987, pp.217R-223R.

ZANG, H. & SENKARA, J. **Resistance Welding: Fundamentals and Applications**. CRC Press Taylor & Francis Group. 2006.

ZHANG, P., ZHANG, H., MA, Y., CHEN, J. **On-line quality estimation of resistance spot welding based on extraction of signals feature**. Transactions of the China Welding Institution, volume 26, issue 9, 2005, pg. 52-57.

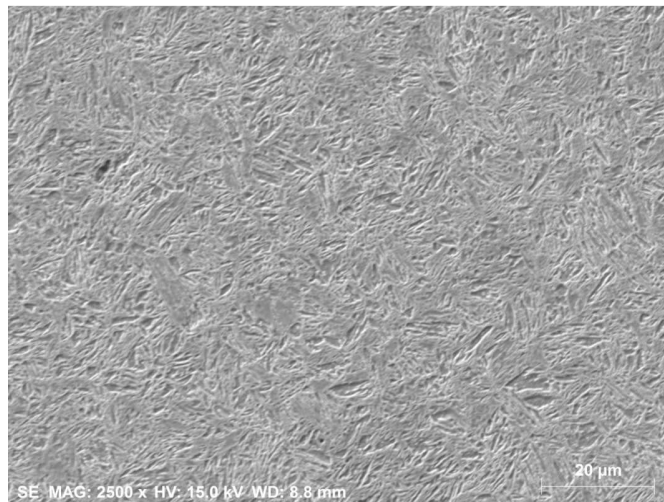
ZHANG, X. Q., CHEN, G. L. e ZHANG, Y. S. **Characteristics of electrode wear in resistance spot welding dual-phase steels**. Materials & Design. 2008, Vol. 29, 1, pp. 279–283.

7 ANEXOS

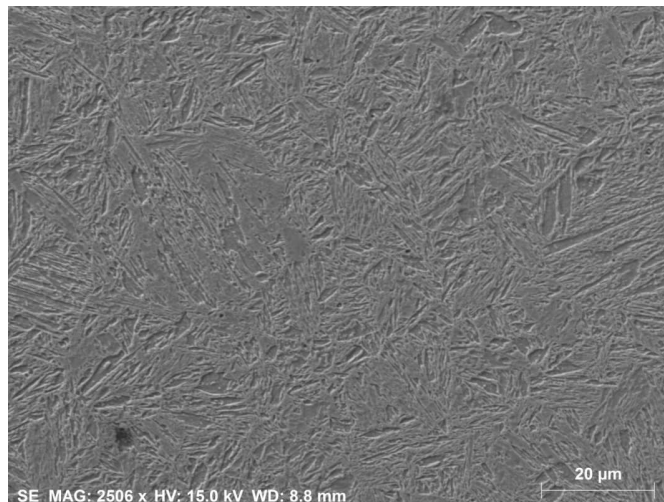
ANEXO I – Microestruturas dos pontos de solda com imagens feitas em MEV com aumento de 1000 e 5000 vezes.

Microestrutura das amostras, região do metal base.

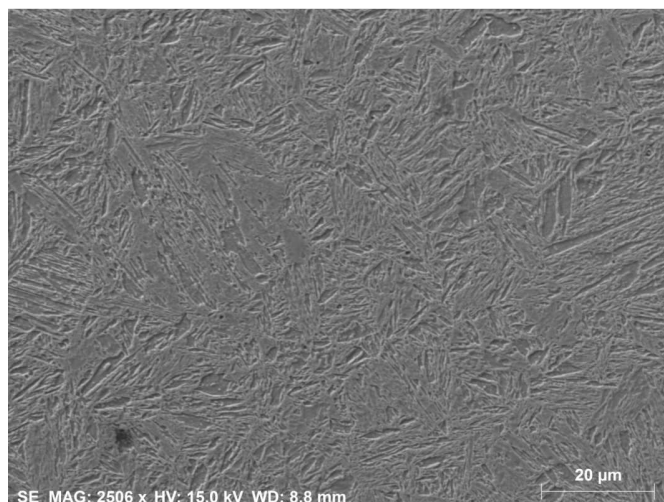
P18 MB – 1000x



P29 MB – 1000x

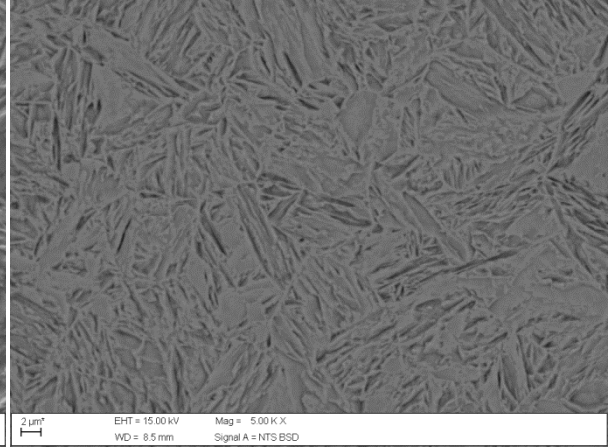
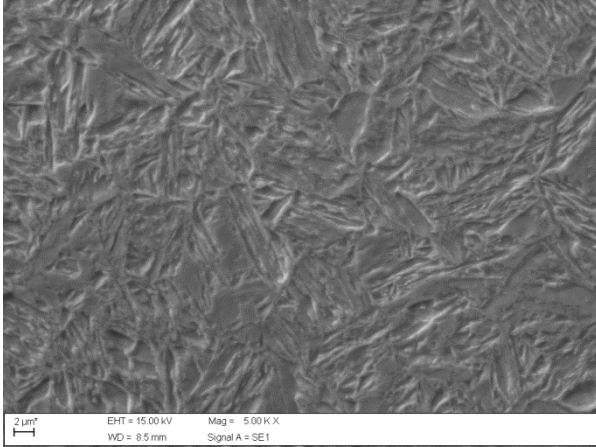


P33 MB – 1000x

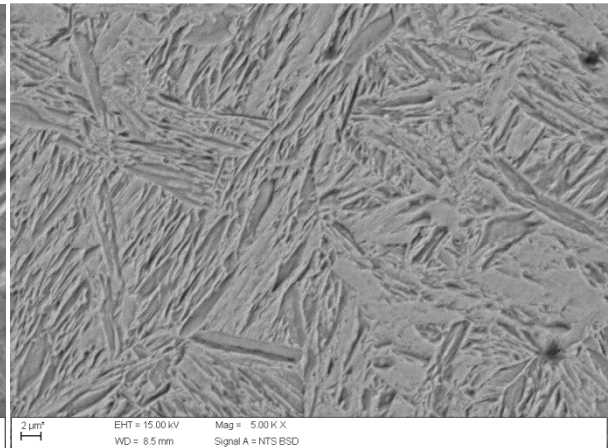
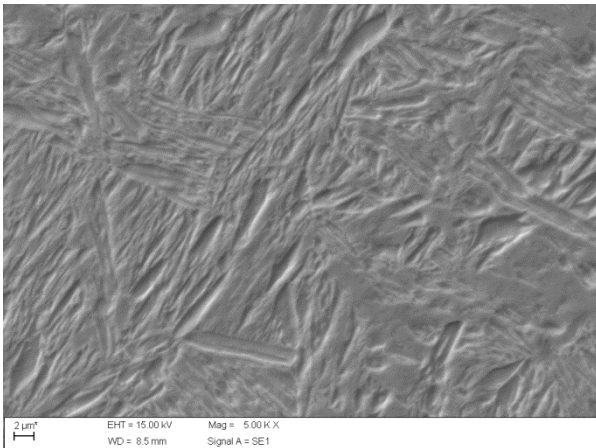


Microestruturas das amostras, região da zona fundida.

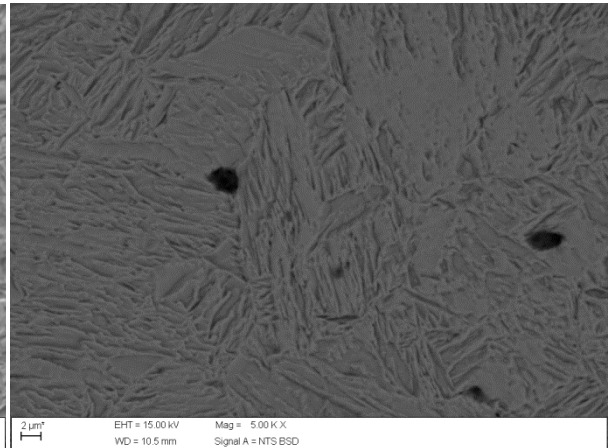
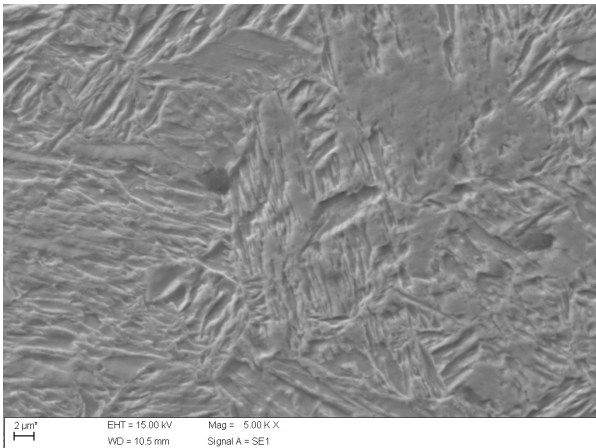
P18 ZF – 5000x



P29 ZF – 5000x

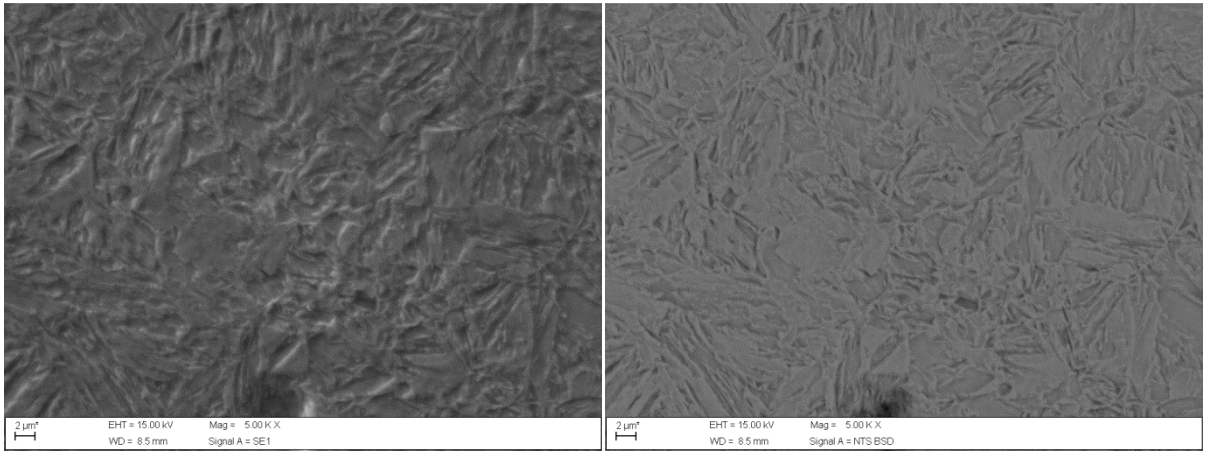


P33 ZF – 5000x

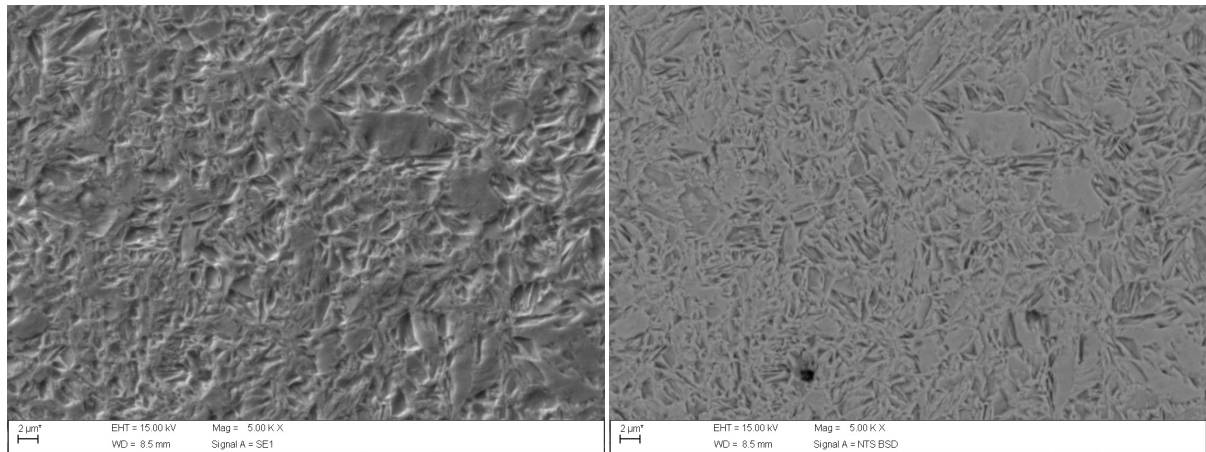


Microestrutura das amostras, região da zona termicamente afetada.

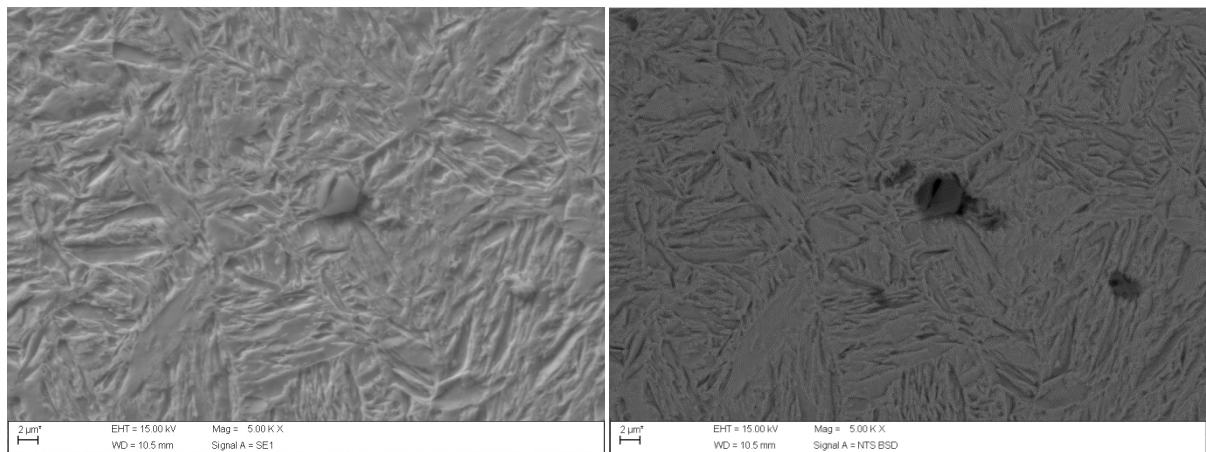
P18 ZTA – 5000x



P29 ZTA – 5000x

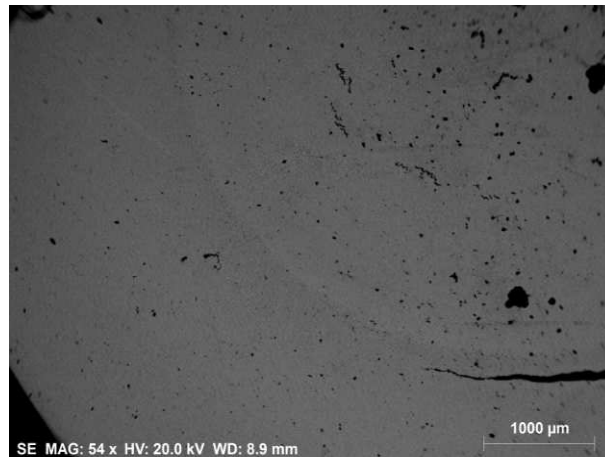


P33 ZTA – 5000x



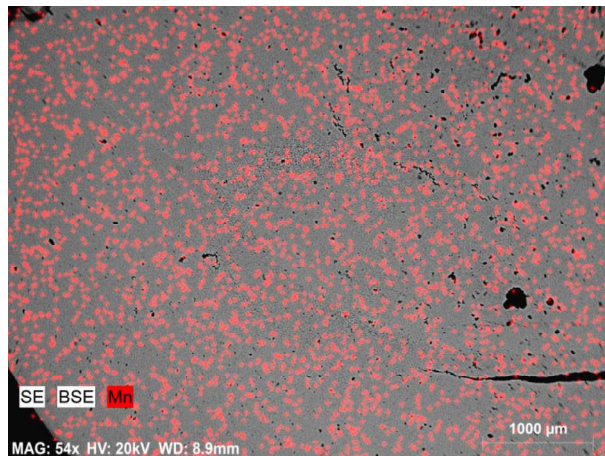
ANEXO II - Análise química das amostras P29 e P33.

Junta de aço 22MnB5 soldada a ponto por resistência elétrica – amostra P29.

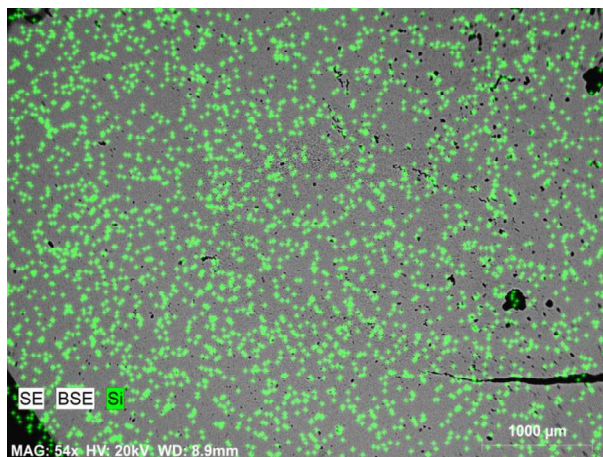


Fotomicrografia da composição atômica da amostra P29, obtida por MEV no modo EDS com ampliação 54x.

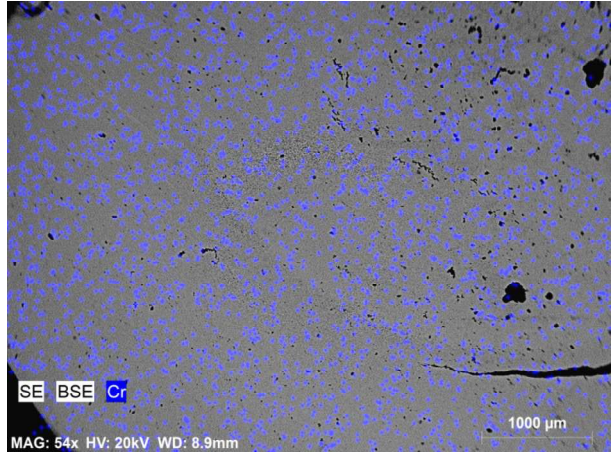
Elemento químico Mn



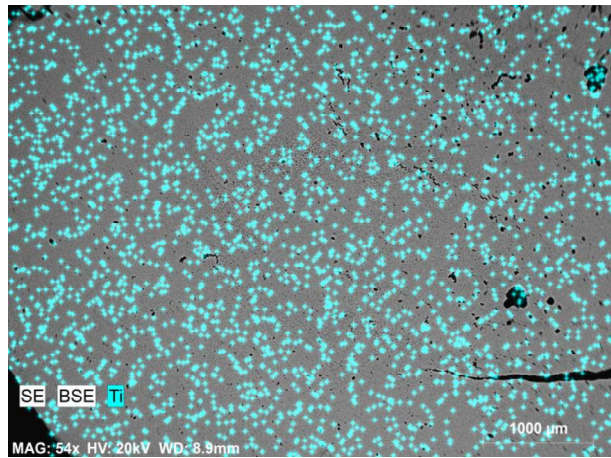
Elemento químico Cr



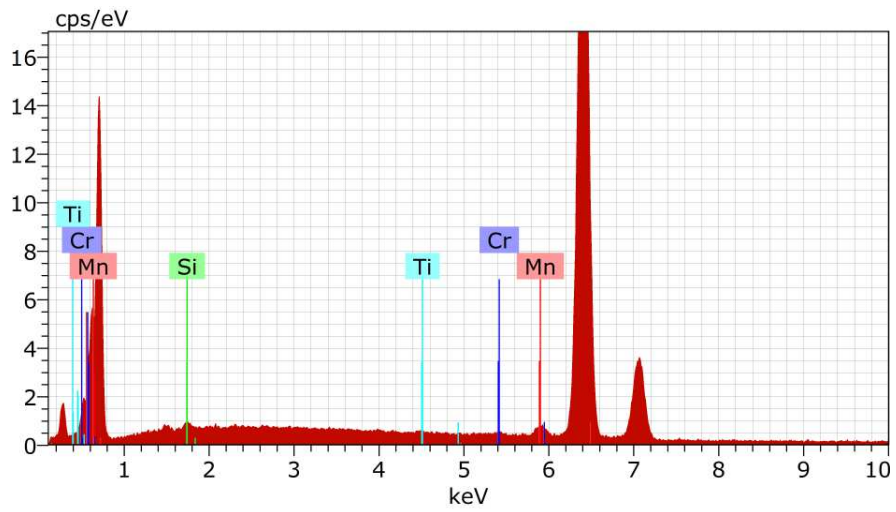
Elemento químico Si



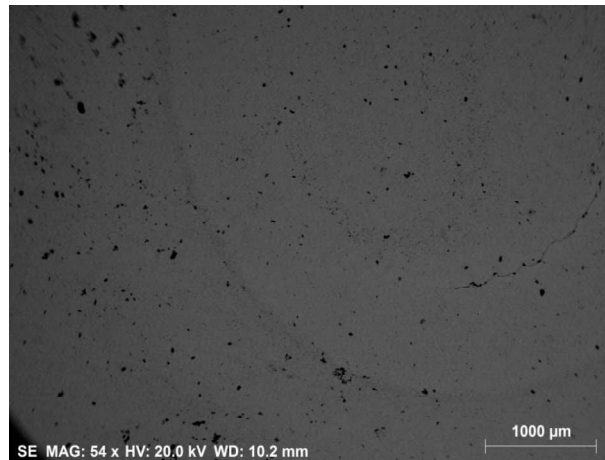
Elemento químico Ti



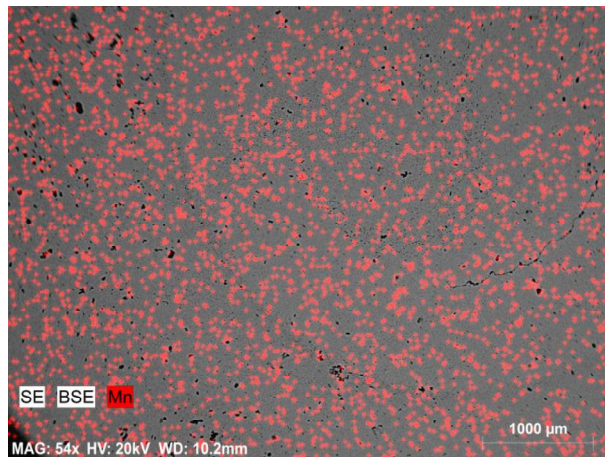
Espectro de EDS da amostra P29 mostrando os picos de Mn, Cr, Si e Ti.



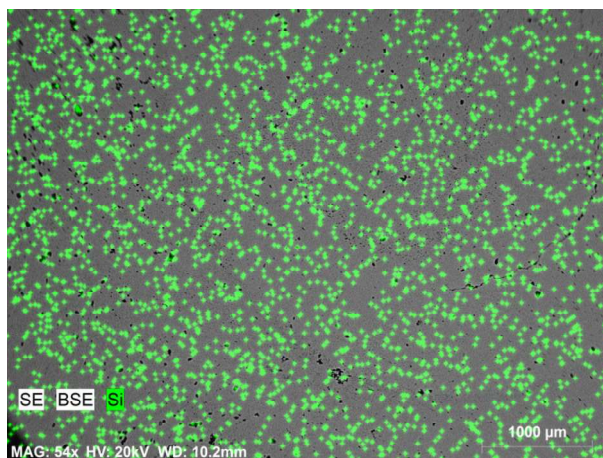
Junta de aço 22MnB5 soldada a ponto por resistência elétrica – amostra P33.



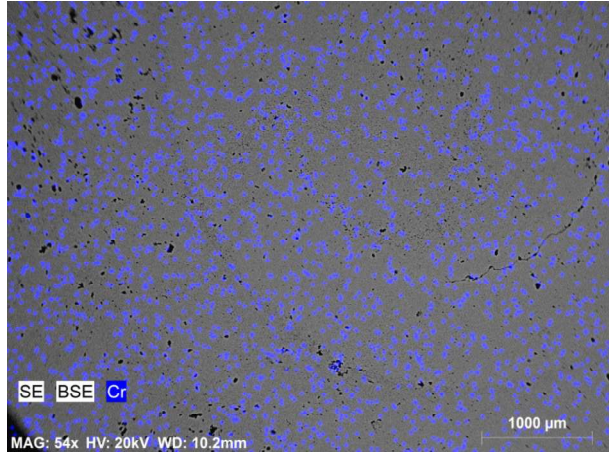
Fotomicrografia da composição atômica da amostra P33, obtida por MEV no modo EDS com ampliação 54x.



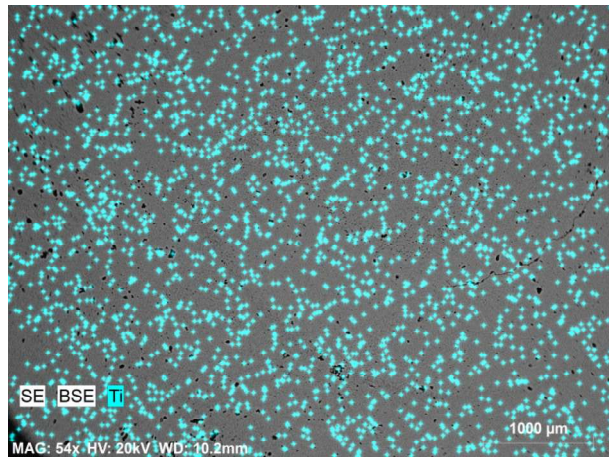
Elemento químico Mn



Elemento químico Cr

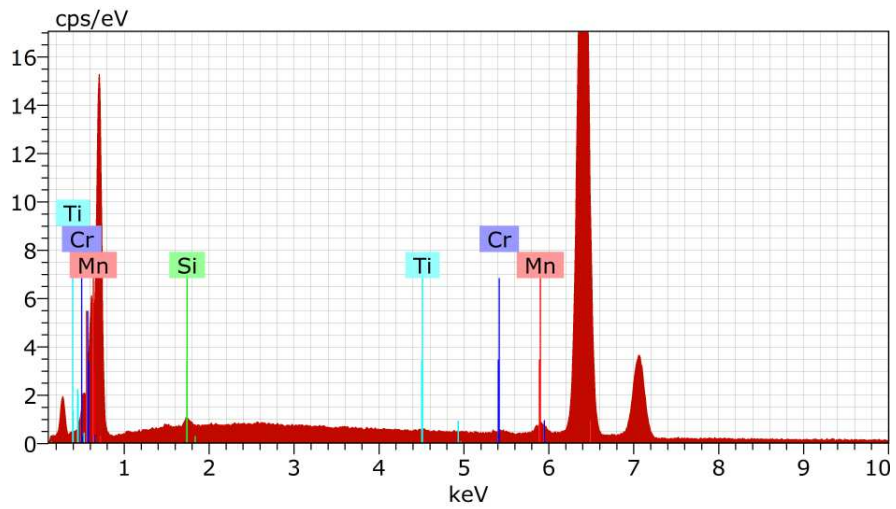


Elemento químico Si



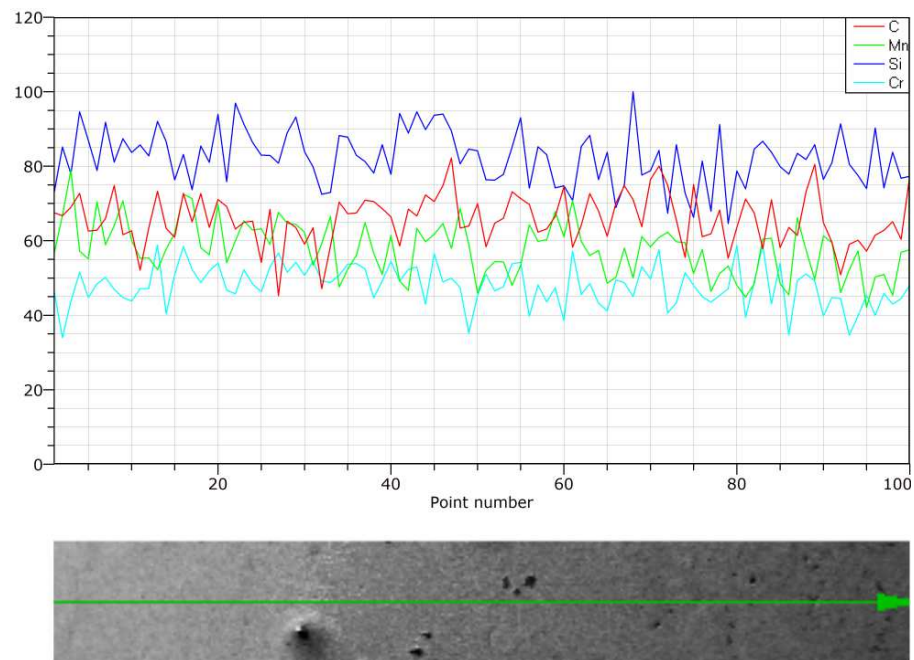
Elemento químico Ti

Espectro de EDS da amostra P33 mostrando os picos de Mn, Cr, Si e Ti.

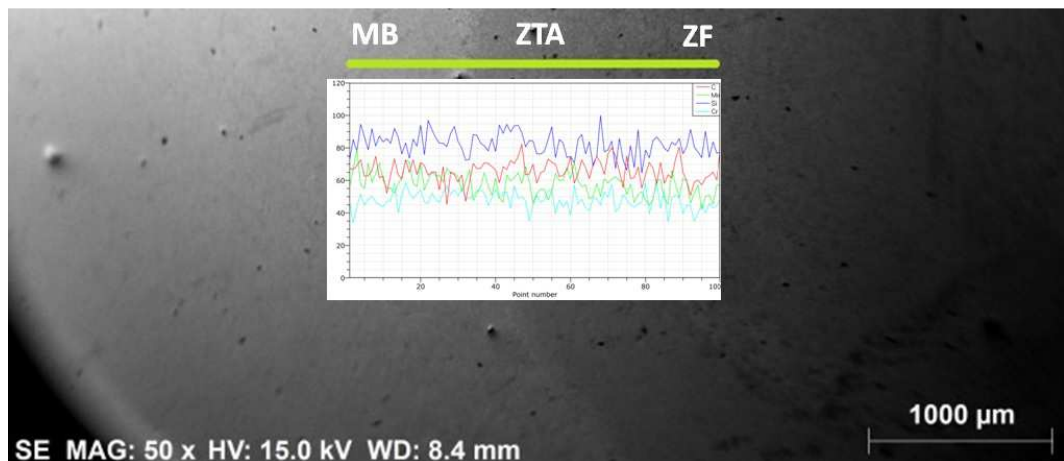


ANEXO III – Análise química em linha das amostras P29 e P33.

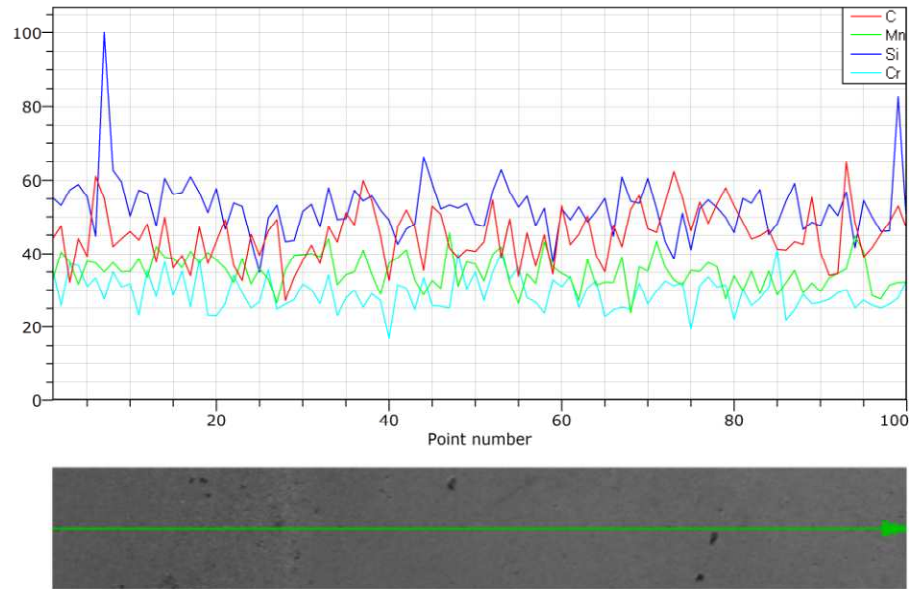
Detalhes da difusão em linha dos elementos químicos C, Mn, Si e Cr, respectivamente, para a amostra P29. A varredura inicia-se da esquerda para direita, com comprimento de 1994 μm .



Representação esquemática da análise MEV na solda da amostra P29.



Detalhes da difusão em linha dos elementos químicos C, Mn, Si e Cr, respectivamente, para a amostra P33. A varredura inicia-se da esquerda para direita, com comprimento de 2406 μm .



Representação esquemática da análise MEV na solda da amostra P33.

