

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Dissertação de Mestrado

“Estudo da soldabilidade a ponto por resistência entre os aços 22MnB5 e DP800”

Autora: Gabriela Pereira de Miranda
Orientador: Prof. Paulo José Modenesi

Março de 2015

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Gabriela Pereira de Miranda

ESTUDO DA SOLDABILIDADE A PONTO POR RESISTÊNCIA ENTRE OS AÇOS 22MnB5 E
DP800

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia
Metalúrgica, Materiais e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais

Área de concentração: Metalurgia Física
Orientador: Prof. Paulo José Modenesi

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2015

**FOLHA DE APROVAÇÃO
(Secretaria do CPGEM)**

A minha querida mãe, Aparecida Pereira

AGRADECIMENTOS

A todas as pessoas que se empenharam para que o programa de pós-graduação USIMINAS/UFMG acontecesse.

À USIMINAS, em especial, ao Centro de Tecnologia, pela oportunidade de desenvolver esse projeto.

Aos pesquisadores Hormando Leocadio Júnior, Kleiner Marques Marra e Túlio Magno Fuzessy de Melo pelo apoio técnico.

Aos funcionários dos laboratórios de União de Materiais, Metalurgia Física e Ensaio Mecânicos do Centro de Tecnologia Usiminas.

Ao professor Paulo José Modenesi pela dedicação e apoio técnico.

Aos meus pais, ao meu irmão Leandro, ao meu esposo Edney e a Deus pela vida.

SUMÁRIO

SUMÁRIO	vi
LISTA DE FIGURAS	viii
LISTA DE TABELAS	xiv
LISTA DE NOTAÇÕES	xv
RESUMO	xvi
ABSTRACT	xvii
1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVOS	2
2.1. Objetivos específicos	2
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
3.1. Estampagem a quente	3
3.2. Processos de estampagem a quente	4
3.3. Etapas da estampagem a quente	5
3.3.1. Tratamento de austenitização	5
3.3.2. Transferência da peça	9
3.3.3. Refrigeração e estampagem da peça	11
3.4. Aço 22MnB5	15
3.5. Soldabilidade do aço 22MnB5	18
3.5.1. Soldagem a laser do aço 22MnB5	18
3.5.2. Soldagem a ponto por resistência de aço 22MnB5	26
3.5.3. Soldagem a arco	28
3.6. Aço <i>Dual-Phase</i>	30
3.7. Soldagem de aços <i>dual-phase</i>	32
3.8. Aspectos teóricos da soldagem a ponto por resistência elétrica	39
3.8.1. Variáveis do processo de soldagem	43
3.8.2. Campo de Soldabilidade	45
3.8.3. Ensaio de cisalhamento e tração cruzada	46
4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	51
4.1. Metais base	51
4.1.1. Caracterização dos metais base	51
4.2. Tratamento térmico do aço 22MnB5	52
4.3. Obtenção das juntas soldadas	53
4.3.1. Determinação das faixas de soldabilidade	53
4.4. Ensaio de cisalhamento e tração cruzada	56
4.5. Análise metalográfica	57
4.6. Determinação do perfil de dureza	58

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	60
5.1. Caracterização dos metais base	60
5.2. Tratamento térmico do 22MnB5.....	62
5.3. Determinação das faixas de soldabilidade	66
5.4. Análise metalográfica.....	69
5.4.1. Aspecto geométrico das juntas soldadas	69
5.4.2. Microestrutura	73
5.5. Dureza	85
5.6. Resistência ao cisalhamento.....	89
5.7. Resistência à tração cruzada	92
5.8. Análise da falha	95
CONCLUSÕES	99
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	101
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	102

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 – Demanda de peças estampadas a quente ⁽⁶⁾	3
Figura 3.2 – Comparação esquemática das propriedades mecânicas dos aços de alta resistência (AHSS) e os aço tradicionais (HSS) ⁽⁷⁾ . Legenda: MS – Martensitic Steel, DP – Dual Phase, CP – Complex Phase, TRIP – Transformation Induced Plasticity.	4
Figura 3.3 – Desenho esquemático do processo de estampagem a quente (a) direto e (b) indireto ⁽⁸⁾	5
Figura 3.4 – Curva de resistência máxima versus temperatura de aquecimento da chapa de aço ao boro ⁽¹²⁾	6
Figura 3.5 – Microestruturas obtidas em diferentes temperaturas de encharque ⁽¹³⁾	7
Figura 3.6 – Variação da resistência máxima em função do tempo e temperatura de austenitização ⁽¹³⁾	7
Figura 3.7 – Variação da temperatura de início da formação de martensita (M_s), final de transformação da martensita (M_f (%)) e fração de cada fase correspondente sob efeito do tempo de encharque na etapa de austenitização dos corpos de prova na estalagem a quente ⁽¹⁴⁾ . Legenda: B - bainita, M - martensita.....	8
Figura 3.8 – (a) Valores de dureza obtidos após a variação da temperatura e do tempo de encharque. (b) Dureza em função da espessura e do tempo de encharque para uma temperatura de 950°C ⁽¹⁵⁾	8
Figura 3.9 – Gráfico de simulação computacional do comportamento de peças estampadas a quente submetidas a temperaturas de austenitização ⁽¹⁶⁾	9
Figura 3.10 – Evolução da temperatura durante a estampagem a quente de aços 22MnB5 com espessura de 1,0 mm, resfriados por (a) água e (b) nitrogênio ⁽¹⁰⁾	10
Figura 3.11 – Microestruturas de corpos de prova temperados uma taxa de resfriamento de: (a) 25°C/s (ar), (b) 45°C/s (ar comprimido) e 250°C/s (óleo a 85°C) e (c) 2200°C/s (água) ⁽¹⁷⁾	12
Figura 3.12 – Resultado de tensão máxima para uma ensaio de deformação quase estático de os corpos de prova de aço 22MnB5 submetidos à varias condições de resfriamento ⁽¹⁷⁾	12
Figura 3.13 – Representação esquemática do (a) sistema de estampagem a quente de um blank e (b) a resposta do resfriamento dessa peça através de uma curva CCT ⁽¹⁸⁾	13
Figura 3.14 – Distribuição de temperatura e microestrutura final na região do flange do corpo de prova em U sob influência da BHF no processo de estampagem a quente ⁽¹⁹⁾	14
Figura 3.15 – Gráfico do histórico de temperatura do ferramental durante a etapa de têmpera na estampagem a quente em um corpo de prova em formato de copo de seção quadrada ⁽²⁰⁾	15
Figura 3.16 – Microestruturas finais no ponto B dos corpos de prova da figura 3.15 que permaneceram em contato com ferramental a uma temperatura: (a) ambiente e (b) 250°C, durante a etapa de têmpera ⁽²⁰⁾	15
Figura 3.17 – Microestrutura do 22MnB5 na sua forma recozida ⁽²²⁾	16
Figura 3.18 – Microestrutura do 22MnB5 após têmpera (a) com água e (b) com nitrogênio ⁽¹⁰⁾	16
Figura 3.19 – Diagrama CCT típico para o aço 22MnB5 ⁽¹⁴⁾	17
Figura 3.20 – Combinações possíveis de aços para a estampagem a quente ⁽²⁴⁾	18
Figura 3.21 – Ilustração de uma coluna B com os respectivos locais de segurança do passageiro e de absorção de energia na colisão ⁽²³⁾	19
Figura 3.22 – Coluna B fabricada com aço para estampagem a quente e aço microligado ⁽⁷⁾⁽²⁶⁾	19

Figura 3.23 – Possíveis aplicações de TWBs com aços Usibor 1500P [®] /Ductibor 500 ^{®(27)}	20
Figura 3.24 – Mapeamento dos elementos carbono e manganês em região de solda a laser de aço 22MnB5: (a) amostra temperada e (b) amostra resfriada ao ar ⁽³⁰⁾	21
Figura 3.25 – Aspecto microestrutural da região de solda a laser do aço 22MnB5, analisado via microscopia eletrônica de varredura ⁽³¹⁾	22
Figura 3.26 – Microestrutura da zona fundida obtida para várias velocidades de soldagem ⁽³³⁾	22
Figura 3.27 – Perfil de dureza de juntas soldadas a laser dos aços MBW 1500 [®] / MHZ 340 [®] antes a após o processo de estampagem a quente ⁽³⁰⁾	23
Figura 3.28 – Perfil de dureza das juntas soldadas a laser apenas com o aço 22MnB5 (MBW 1500 [®]), com diferentes parâmetros de soldagem, submetidas à mesma temperatura de austenitização no forno ⁽³⁰⁾ , sendo (a) resfriamento por água e (b) resfriamento ao ar.	23
Figura 3.29 – Aspecto macrográfico e perfis de dureza para variações em alguns parâmetros da soldagem e da estampagem a quente de juntas de aço 22MnB5 ⁽³⁰⁾	24
Figura 3.30 – Perfil de dureza da junta soldada a laser de aço 22MnB5 para várias velocidades de soldagem ⁽³³⁾	25
Figura 3.31 – Microestrutura da região de menor dureza da ZTA ⁽³³⁾	25
Figura 3.32 – Mudança da microestrutura entre o metal base e a lente solda no aço 22MnB5. (a) Aspecto geral da junta soldada, (b) metal base, (c) zona de transição entre o metal base e a ZTA de baixa temperatura, (d) ZTA de alta temperatura próxima à região de fusão e (e) lente de solda ou zona fundida (ZF) ⁽³⁵⁾	26
Figura 3.33 – Perfil de dureza da junta soldada a ponto de aços 22MnB5 e DP780 HDG-GA ⁽³⁵⁾	27
Figura 3.34 – Resultados de ensaios de cisalhamento de juntas soldadas a ponto de aços 22MnB5/DP780 HDG-GA. Parâmetros de soldagem: 20 kN de força dos eletrodos e 20 ciclos de tempo de soldagem ⁽³⁵⁾	28
Figura 3.35 – Seção transversal de junta soldada pelo processo GMAW dos aços ao boro e FB590 ⁽³⁷⁾	29
Figura 3.36 – Microestruturas do metal de solda de junta soldada pelo processo GMAW de um aço ao boro e outro FB590 com os aportes térmicos (a) 0,29 kJ/mm, (b) 0,48 kJ/mm e (c) 0,67 kJ/mm ⁽³⁷⁾	29
Figura 3.37 – Perfil de dureza do metal de solda e ZTA da união pelo processo GMAW dos aços ao boro e FB590 ⁽³⁷⁾	30
Figura 3.38 – Imagem ilustrativa de um aço dual phase ⁽³⁸⁾	31
Figura 3.39 – Valores típicos do expoente de encruamento n para diversos aços de média e alta resistência ⁽⁴⁰⁾	32
Figura 3.40 – Efeito do tempo e da corrente de soldagem na resistência mecânica de soldas a ponto em aços DP600 revestidos ⁽⁴¹⁾	33
Figura 3.41 – Campo de soldabilidade de aço DP600 utilizando os critérios de limite superior do campo por volta de 25% de indentação da espessura da chapa e limite inferior de 80% da máxima resistência ⁽⁴¹⁾	33
Figura 3.42 – Influência da variação no tempo de soldagem e da corrente efetiva na resistência ao cisalhamento da lente de solda de um aço DP ⁽⁴³⁾	34
Figura 3.43 – Influência da força entre eletrodo no limite de resistência ao cisalhamento na soldagem a pontos de aços DP ⁽⁴³⁾	35
Figura 3.44 – Influência do tempo de retenção na resistência ao cisalhamento do aço DP ⁽⁴³⁾ ..	35

Figura 3.45 – Perfil de dureza na região da solda de aço DP para vários tempos de soldagem ⁽⁴³⁾	36
Figura 3.46 – Porcentagem de vazios na região de solda (a) nos aços DP20 e DP18 em função do tempo de soldagem para uma corrente de 12 kA e uma força de 1200 lbf (b) no aço DP20 em função da corrente para diferentes forças aplicadas ⁽⁴⁴⁾	37
Figura 3.47 – Diâmetro da solda nos aços DP18 e DP20 em função da corrente, para um tempo de soldagem de 20 ciclos e uma força de 1200 lbf ⁽⁴⁴⁾	37
Figura 3.48 – Máxima força registrada durante o teste de cisalhamento em função da corrente de soldagem feita para os aços DP18 e DP20 ⁽⁴⁴⁾	38
Figura 3.49 – Influência da redução da espessura e força do eletrodo na soldagem a ponto para aços <i>dual-phase</i> , com espessura do substrato de 1,8 mm (DP18) e 2,0 mm (DP20) ⁽⁴⁴⁾ ..	38
Figura 3.50 – Perfil de dureza em aços de alta resistência em vários ciclos de soldagem ⁽⁴⁵⁾ ..	39
Figura 3.51 – Dissipação de calor entre metal base e eletrodos durante a soldagem a ponto ⁽⁴⁶⁾ ..	40
Figura 3.52 – Regiões da solda a ponto para cálculos de aquecimento, sendo q o calor em Joule e h a espessura (mm) ⁽⁴⁷⁾	41
Figura 3.53 – Simulação da distribuição da temperatura da região de solda a ponto de um aço baixo carbono ⁽⁴⁸⁾	41
Figura 3.54 – Ciclos térmicos de soldagem nas diferentes zonas da junta soldada ⁽⁵⁰⁾	42
Figura 3.55 – Variação da corrente de soldagem e de força dos eletrodos no ciclo de soldagem a pontos ⁽⁴⁶⁾	42
Figura 3.56 – Influência do tempo de retenção na resistência ao cisalhamento do aço <i>Dual Phase</i> ⁽⁴³⁾	44
Figura 3.57 – Perfil de temperatura da zona fundida durante o tempo de retenção ⁽⁵⁰⁾	44
Figura 3.58 – Representação esquemática do campo de soldabilidade para um aço carbono. 45	
Figura 3.59 – Representação esquemática dos corpos de prova e do sentido de carregamento em ensaios mecânicos para a avaliação da resistência mecânica das juntas soldadas a ponto.	46
Figura 3.60 – Representação esquemática da distribuição de tensões aplicadas na lente de solda durante o ensaio de tração cruzada	47
Figura 3.61 – Representação das possíveis fraturas que podem ocorrer em um ensaio estático ⁽³⁾	48
Figura 3.62 – Representação dos locais de início e propagação da fratura em uma junta de aços de resistências mecânicas dissimilares (DP600/LCS) ⁽⁵⁴⁾	49
Figura 3.63 – Representação dos locais de início e propagação da fratura em uma junta de aços de resistências mecânicas dissimilares (DP600/LCS) ⁽⁵⁴⁾	49
Figura 4.1 – Representação esquemática do ciclo de tratamento térmico aplicado ao aço 22MnB5	52
Figura 4.2 – Modo de abertura dos pontos de solda através do <i>Peel Test</i>	54
Figura 4.3 – Padrão de corpos de prova de soldagem para aplicação do <i>Peel Test</i> ⁽³⁾	54
Figura 4.4 – Técnica para medir diâmetro do botão de solda, conforme a norma AWS D8.9M ⁽³⁾ ..	55
Figura 4.5 – Tipos de fratura encontradas em botões de solda após <i>Peel Test</i> ⁽³⁾	56
Figura 4.6 – Representação esquemática e dimensões dos corpos de prova para avaliação das juntas soldadas a ponto	56

Figura 4.7 – Medidas da seção transversal de junta soldada a ponto: (a) largura da lente de solda ou zona fundida e (b) penetração ⁽⁶¹⁾	58
Figura 4.8 – Representação esquemática da avaliação do perfil de dureza ⁽³⁾	58
Figura 4.9 – Avaliação de dureza em juntas soldadas unilaterais pelo processo MIG/MAG de aços de espessuras mais finas ⁽⁶²⁾	59
Figura 4.10 – Perfil de mapeamento de dureza em junta de aço HSLA 590 soldada pelo processo MIG/MAG ⁽⁶²⁾	59
Figura 5.1 – Campo representativo das inclusões na amostra de DP800. Ampliação original: 100X. Sem ataque.....	60
Figura 5.2 – Campo representativo das inclusões na amostra de 22MnB5. Ampliação original: 100X. Sem ataque.....	60
Figura 5.3 – Aspecto da microestrutura da amostra de aço DP800. Ampliação original: 500X. Ataque: nital 2%.	61
Figura 5.4 – Aspecto da microestrutura da amostra de aço 22MnB5 “como recebido”. Ampliação original: 500X. Ataque: nital 2%.	62
Figura 5.5 – Ciclo térmico de aquecimento e resfriamento da amostra de 22MnB5, com forno a 980°C. 63	
Figura 5.6 – Calor específico do aço 22MnB5 ⁽⁶³⁾	63
Figura 5.7 – Taxa de resfriamento em função da temperatura e do tempo.....	64
Figura 5.8 – Microestrutura do metal base 22MnB5, após estampagem a quente.....	65
Figura 5.9 – Microestrutura típica de um aço 22MnB5, após estampagem a quente ⁽⁶⁴⁾	65
Figura 5.10 – Faixas de soldabilidade da junta soldada dos aços 22MnB5 e DP800, obtidas para diferentes forças aplicadas pelos eletrodos, após ensaio de <i>peel</i>	66
Figura 5.11 – Gráfico da largura das faixas de soldabilidade nas diferentes combinações de tempo de soldagem e força entre eletrodos usados na soldagem da juntas soldada dos aços 22MnB5/DP800.....	67
Figura 5.12 – Fraturas típicas obtidas no ensaio de <i>peel</i> para determinação das faixas de soldabilidade de juntas soldada dos aços 22MnB5 e DP800.....	68
Figura 5.13 – Representação esquemática da abertura do corpos de prova em ensaio de <i>peel</i> ⁽⁷⁰⁾	69
Figura 5.14 – Aspecto macrográfico da seção transversal às juntas soldadas de 22MnB5/DP800, relativas à condição P1 da tabela IV.5. (força aplicada pelos eletrodos: 5,0 kN; tempo de soldagem: 20 ciclos). Ataque: picral e detergente. Ampliação original: 12,5X.....	70
Figura 5.15 – Aspecto macrográfico da seção transversal às juntas soldadas de 22MnB5/DP800, relativas à condição P2 da tabela IV.5. (força aplicada pelos eletrodos: 5,0 kN; tempo de soldagem: 9/2/9/2/9 ciclos). Ataque: picral e detergente. Ampliação original: 12,5X. 70	
Figura 5.16 – Aspecto macrográfico da seção transversal às juntas soldadas de 22MnB5/DP800, relativas à condição P3 da tabela IV.5. (força aplicada pelos eletrodos: 6,5 kN; tempo de soldagem: 20 ciclos). Ataque: picral e detergente. Ampliação original: 12,5X.....	71
Figura 5.17 – Aspecto macrográfico da seção transversal às juntas soldadas de 22MnB5/DP800, relativas à condição P4 da tabela IV.5. (força aplicada pelos eletrodos: 6,5 kN; tempo de soldagem: 9/2/9/2/9 ciclos). Ataque: picral e detergente. Ampliação original: 12,5X. 71	
Figura 5.18 – Aspecto geral da junta soldada 22MnB5/DP800 realizada na condição P1, corrente mínima, e seus respectivos locais de análise de microestrutura. Parâmetros: força aplicada pelos eletrodos: 5 kN; tempo de soldagem: 20 ciclos, corrente: 6,80 kA. Ataque: nital 2%. Ampliação original: 12,5X.....	73

Figura 5.19 – Microestruturas típicas encontradas nas regiões indenticadas na figura 5.18. Ataque: nital 2%.....	74
Figura 5.20 – Detalhe por elétrons secundários da região do ponto 1 da condição P1- I_{\min} , apresentando uma microestrutura com precipitados de carbonetos. Ataque: nital 2%. Ampliação original: 40.000X.....	76
Figura 5.21 – Detalhe por elétrons secundários da região do ponto 4 condição P1- I_{\min} , apresentando uma microestrutura martensita/bainita. Ataque: nital 2%. Ampliação original: 40.000X.....	77
Figura 5.22 – Detalhe por elétrons secundários da região do ponto 5 condição P1- I_{\min} , referente a ZF do aço 22MnB5. Ataque: nital 2%. Ampliação original: 40.000X.	77
Figura 5.23 – Detalhe por elétrons secundários da região do ponto 6, referente a ZF do aço DP800. Ataque: nital 2%. Ampliação original: 40.000X.....	78
Figura 5.24 – Aspecto geral da junta soldada 22MnB5/DP800 realizada na condição P4, corrente máxima, e seus respectivos locais de análise de microestrutura. Parâmetros: força aplicada pelos eletrodos: 6,5 kN; tempo de soldagem: 9/2/9/2/9 ciclos, corrente: 8,71 kA. Ampliação original: 12,5X.....	79
Figura 5.25 – Microestruturas típicas encontradas nas regiões indenticadas na figura 5.24. Ataque: nital 2%.....	80
Figura 5.26 – Detalhe por elétrons secundários da região do ponto 1, do aço 22MnB5, da junta soldada realizada na condicao P4, I_{\max} , apresentando uma microestrutura na totalidade com precipitados de carbonetos. Ataque: nital 2%. Ampliação original: 40.000X.....	83
Figura 5.27 – Detalhe por elétrons secundários da região do ponto 2 do aço 22MnB5, confeccionado na condicao P4, I_{\max} , apresentando martensita e ferrita. Ataque: nital 2%. Ampliação original: 40.000X.....	83
Figura 5.28 – Comparativo entre as regiões por elétrons secundários, pontos 3 e 4 do aço 22MnB5, confeccionado na condicao P4, I_{\max} , apresentando martensita e ferrita. Ataque: nital 2%. Ampliação original: 10.000X.....	84
Figura 5.29 – Imagens comparativas das ZFs, realizadas por elétrons secundários, entre as microestruturas das juntas soldadas de 22MnB5/DP800. Ataque: nital 2%. Ampliação original: 10.000X.....	85
Figura 5.30 – Distribuição de dureza na junta soldada de 22MnB5/DP800 produzida na condição P1. Parâmetros de soldagem: força aplicada pelos eletrodos: 5 kN; tempo de soldagem: 20 ciclos, corrente: 6,80 kA.....	86
Figura 5.31 – Distribuição de dureza na junta soldada de 22MnB5/DP800 produzida na condição P4. Parâmetros de soldagem: força aplicada pelos eletrodos: 6,5 kN; tempo de soldagem: 9/2/9/2/9 ciclos, corrente: 8,71 kA.	87
Figura 5.32 – Resultado da resistência ao cisalhamento de juntas soldadas a ponto de 22MnB5/DP800 em função da corrente, utilizando diferentes forças e tempos de soldagem. ...	89
Figura 5.33 – Resultado da resistência ao cisalhamento de juntas soldadas a ponto de 22MnB5/DP800 em função da corrente e do diametro da lente de solda, utilizando diferentes forças e tempos de soldagem.....	90
Figura 5.34 – Relação entre cargas de ruptura em cisalhamento, modos de fratura e correntes aplicadas de juntas soldadas a ponto de 22MnB5/DP800.....	91
Figura 5.35 – Variação da penetração e da resistência ao cisalhamento, em juntas soldadas de 22MnB5/DP800, com a corrente de soldagem.	92
Figura 5.36 – Resultado da resistência à tração cruzada de juntas soldadas a ponto de 22MnB5/DP800 em função da corrente, utilizando diferentes forças e tempos de soldagem. ...	93

- Figura 5.37 – Resultado da resistência à tração cruzada de juntas soldadas a ponto de 22MnB5/DP800 em função da corrente e do diâmetro da lente de solda, utilizando diferentes forças e tempos de soldagem..... 94
- Figura 5.38 – Variação da penetração e da resistência à tração cruzada, em juntas soldadas de 22MnB5/DP800, com a corrente de soldagem. 94
- Figura 5.39 – Relação entre cargas de ruptura, modos de fratura e correntes aplicadas de juntas soldadas a ponto de 22MnB5/DP800 após teste de tração cruzada. 95
- Figura 5.40 – Representação da seção transversal de uma fratura interfacial adquirida após ensaio de cisalhamento em uma junta soldada de 22MnB5/DP800. Parâmetros de soldagem: condição P2, força aplicada pelos eletrodos: 5 kN; tempo de soldagem: 9/2/9/2/9 ciclos, corrente: 6,90 kA. 95
- Figura 5.41 – Aspecto geral da região de uma fratura interfacial adquirida após ensaio de cisalhamento, em uma junta soldada de 22MnB5/DP800. Parâmetros de soldagem: condição P2, força aplicada pelos eletrodos: 5 kN; tempo de soldagem: 9/2/9/2/9 ciclos, corrente: 6,90 kA..... 96
- Figura 5.42 – Morfologia da superfície de fratura após ensaio de cisalhamento, analisadas por microscopia eletrônica de varredura, em uma junta soldada de 22MnB5/DP800. Parâmetros de soldagem: condição P2, força aplicada pelos eletrodos: 5 kN; tempo de soldagem: 9/2/9/2/9 ciclos, corrente: 6,90 kA. 96
- Figura 5.43 – Representação da seção transversal de uma fratura em botão adquirida após ensaio de tração cruzada, em uma junta soldada de 22MnB5/DP800. Parâmetros de soldagem: condição P2, força aplicada pelos eletrodos: 5 kN; tempo de soldagem: 9/2/9/2/9 ciclos, corrente: 8,80 kA. 97
- Figura 5.44 – Morfologia da superfície de fratura após ensaio de tração cruzada, analisadas por microscopia eletrônica de varredura, em uma junta soldada de 22MnB5/DP800. Parâmetros de soldagem: condição P2, força aplicada pelos eletrodos: 5 kN; tempo de soldagem: 9/2/9/2/9 ciclos, corrente: 8,80 kA. 97
- Figura 5.45 – Aspecto geral da fratura em botão na ZTA da junta soldada de 22MnB5/DP800, após ensaio de tração cruzada. Parâmetros de soldagem: condição P3, força aplicada pelos eletrodos: 6,5 kN; tempo de soldagem: 20 ciclos, corrente: 8,30 kA..... 98

LISTA DE TABELAS

Tabela III.1 – Composição química dos aços ao boro dos principais fornecedores mundiais ⁽¹⁾ .	17
Tabela IV.1 – Composição química dos aços para estudo da soldabilidade a ponto por resistência (% massa).	51
Tabela IV.2 – Propriedades em tração dos aços DP800 e 22MnB5 “como recebido”.	51
Tabela IV.3 – Propriedades mecânicas requeridas para o aço 22MnB5, após estampagem a quente, segundo a norma GMW14400 ⁽²⁾ .	53
Tabela IV.4 – Parâmetros de soldagem recomendados pela norma AWS D8.9M ⁽³⁾ para aços com 1,80 mm de espessura.	53
Tabela IV.5 – Parâmetros que utilizados para determinação da faixa de soldabilidade da união 22MnB5 temperado/DP800.	53
Tabela IV.6 – Condições de soldagem a ponto de aços 22MnB5 temperado /DP800 para avaliação das propriedades mecânicas em cisalhamento e tração cruzada.	57
Tabela V.1 – Resultados da classificação de inclusões, segundo a carta padrão I da norma ASTM E45 ⁽⁵⁶⁾ .	61
Tabela V.2 – Resultado do ensaio de tração em aço 22MnB5, após ensaio de tratamento térmico.	64
Tabela V.3 – Resultado da penetração em juntas soldadas de 22MnB5/DP800, segundo a norma AWS D8.1 ⁽⁶¹⁾ .	72

LISTA DE NOTAÇÕES

A	Ampere;
A_{c1}	Temperatura de início de formação da austenita durante o aquecimento;
A_{c3}	Temperatura final de formação da austenita durante o aquecimento;
AWS	<i>American Welding Society;</i>
Ceq	Carbono equivalente;
EDS	<i>Energy dispersive spectrometry;</i>
HV	Unidade de dureza Vickers;
J	Joule;
kgf	kilograma força;
LE	Limite de escoamento;
LR	Limite de resistência;
MB	Metal base
Mf	Final de transformação martensítica;
Ms	Início de transformação martensítica;
min	Minuto;
mm	Milímetro;
MPa	megapascal;
N	Newton;
GG	Grãos grosseiros;
GF	Grãos refinados;
RI	Zona intercrítica;
RS	Zona subcrítica;
ZTA	Zona termicamente afetada.
1 ciclo	~16,66 ms

RESUMO

Este estudo teve por objetivo avaliar a soldabilidade a pontos entre os aços 22MnB5 e *Dual Phase* da classe de 800 MPa de limite de resistência (DP800), ambos com 1,8 mm de espessura. A intenção foi determinar os parâmetros adequados de soldagem para esse tipo de junta soldada, que vem sendo progressivamente utilizada na estrutura de veículos automotores em virtude do uso crescente de peças fabricadas a partir do aço 22MnB5, submetido ao processo de estampagem a quente (*hot stamping*). A interação entre o tempo de soldagem de 9/2/9/2/9 ciclos e a força aplicada pelos eletrodos de 5,0 kN permitiu maior faixa de soldabilidade. Foram avaliadas as propriedades mecânicas através de ensaios estáticos de cisalhamento e de tração cruzada em juntas soldadas produzidas a partir da variação do tempo de soldagem e da força aplicada pelos eletrodos. Percebeu-se que as juntas confeccionadas com o tempo de soldagem com múltiplos pulsos (9/2/9/2/9 ciclos) e a força de 5,0 kN obtiveram os melhores resultados em cisalhamento. Em contrapartida, os corpos de prova produzidos com a força de 6,5 kN atingiram os maiores valores em tração cruzada. Além disso, foi verificado que a fratura interfacial aconteceu somente no ensaio de cisalhamento quando utilizada a corrente mínima de soldagem. As fraturas em botão foram observadas para as demais correntes, tanto para ensaio de cisalhamento quanto de tração cruzada. Independentemente dos parâmetros aplicados, todas as condições avaliadas permitiram alcançar o valor mínimo de carga de ruptura necessária (23 kN) para garantir a qualidade de uma junta soldada a ponto entre os aços avaliados.

Palavras chaves: soldagem a ponto por resistência, 22MnB5, DP800.

ABSTRACT

This study aimed to evaluate the resistance spot weldability of 22MnB5 and DP800 steels, both 1.8 mm thick. Before welding, 22MnB5 sheet samples were heated in a furnace, simulating the process of hot stamping. The objective was to set of welding parameters appropriate for this type of welded joint, which has been progressively used in automotive assembly, due to the growing use of parts manufactured from 22MnB5 steel, subjected to hot stamping process. The interaction between welding time (9/2/9/2/9 cycles) and the electrode force (5.0 kN) allowed the best welding range. Mechanical properties of all welded joints were evaluated using cross tensile and lap shear test samples. It was noticed that the welded joint made from the welding time with multiple pulses (9/2/2/9/2 cycles) and the electrode force of 5.0 kN, achieved the best results in shear test. However, the force of 6.5 kN resulted in higher values for the cross tensile test. Furthermore, it was observed that interfacial fracture occurred only in shear tensile test, when using the minimum welding current. The button fractures were observed for the other currents, both shear tensile as cross tensile. Nevertheless, all the conditions evaluated were approved in both tests, obtaining the minimum failure load which ensures the qualities of a welded joint.

Keywords: 22MnB5, DP800, resistance spot welding, *hot stamping*.

1. INTRODUÇÃO

Um importante foco da indústria automotiva é reduzir o peso dos veículos, devido às exigências ambientais, e, ao mesmo tempo, aumentar os níveis de segurança dos passageiros. Como consequência, tem-se procurado incessantemente soluções tecnológicas no desenvolvimento de componentes eficazes na constituição de veículos. Neste contexto, aços com resistência à tração que pode chegar a 1500 MPa têm sido utilizados na confecção de peças estruturais e de reforço, com vistas a atender aos requisitos de segurança dos passageiros em uma eventual colisão. 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, além de problemas de fixação de forma; o que torna inviável as técnicas de estampagem tradicionais. A solução é a estampagem em temperatura alta simultaneamente à têmpera. Este processo é comumente chamado de estampagem a quente (*hot stamping*) ou endurecimento na prensa (*press hardening*).

O aço mais utilizado no processo de estampagem a quente é o 22MnB5⁽¹⁾. A microestrutura inicial desse aço, na condição de recozido, é formada basicamente por ferrita e perlita. Seu limite de resistência nessa condição fica em torno de 600 MPa. Após o processo de estampagem a quente, no qual se aplica um resfriamento forçado, esse material apresenta microestrutura completamente martensítica, e pode atingir valores de limite de resistência que ultrapassam 1500 MPa.

A união de peças estampadas a quente a outras partes do veículo pode ser feita pela soldagem a ponto por resistência, sendo este processo o mais utilizado no segmento automotivo em virtude de sua alta produtividade, relativa facilidade de execução e qualidade adequada das regiões de união. Todavia, não existe muita informação na literatura sobre as características de soldabilidade a ponto desses aços. Assim, o presente trabalho visou avaliar a soldabilidade do aço 22MnB5, em junta mista, unido ao aço *Dual Phase* de 800 MPa de limite de resistência, uma vez que esse tipo de união vem se tornando usual na indústria automotiva, entre colunas e travessas de reforço.

2. OBJETIVOS

Nesse contexto, este estudo teve por finalidade avaliar a soldabilidade a ponto de juntas mistas do aço 22MnB5 tratado termicamente com o aço *Dual Phase* classe 800 MPa (DP800), sendo usados como critérios: a extensão do campo de soldabilidade, o nível de resistência mecânica e o modo de fratura em testes mecânicos estáticos.

Para isto, serão considerados os objetivos específicos listados a seguir.

2.1. Objetivos específicos

1. Verificar se após tratamento térmico, o aço 22MnB5 obteve as propriedades mecânicas exigidas pela especificação GMW14400⁽²⁾ para aços estampados a quente;
- 2 Avaliar a influência da força aplicada pelos eletrodos e do tempo de soldagem, sugeridos pela norma AWS D8.9M⁽³⁾, nos limites mínimo e máximo da faixa de soldabilidade;
3. Verificar a influência dos parâmetros de soldagem (força aplicada pelos eletrodos, corrente e tempo de soldagem) no modo de fatura obtido no ensaio de *peel*;
4. Determinar as variáveis de soldagem a ponto que podem influenciar nas propriedades mecânicas obtidas pelos ensaios de cisalhamento e tração cruzada;
5. Correlacionar o modo de fratura ao valor de carga máxima obtido após ensaio de cisalhamento e tração cruzada;
6. Avaliar a influência dos parâmetros de soldagem na geometria, na microestrutura e na dureza da região de solda.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Estampagem a quente

Estampagem a quente é um processo que foi desenvolvido e patenteado na década de 70 pela empresa Norrbottens Jarnverk Steel Works em Luleå, na Suécia, que se fundiu a SSAB Hardtech e hoje é conhecida como Gestamp Hardtech⁽⁴⁾.

Em 1984, a Saab Automobile foi a primeira fabricante de veículos que adotou o conceito de componentes estampados a quente em seus veículos, sendo aplicado inicialmente no modelo Saab 9000.

No ano de 1987 foram produzidas mundialmente 3 milhões de peças estampadas a quente, sendo a perspectiva de produção de 450 milhões de peças para 2013⁽⁵⁾, como mostra a figura 3.1.

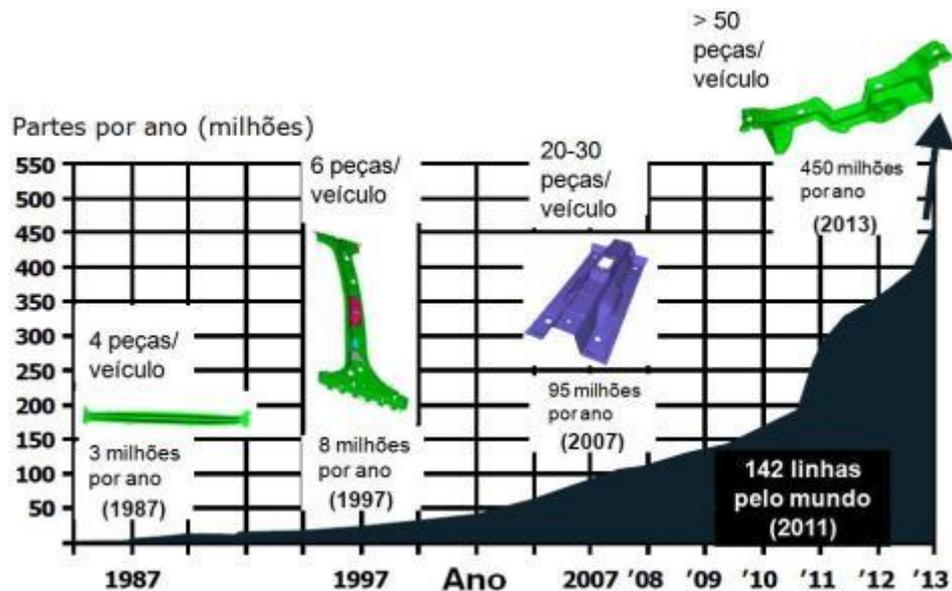


Figura 3.1 – Demanda de peças estampadas a quente⁽⁶⁾.

A estampagem a quente consiste na austenitização da peça de aço acima da temperatura A_{c3} , entre 900°C e 950°C, por aproximadamente 5 min. Em seguida a peça é transferida para uma prensa, onde é conformada e resfriada bruscamente (temperada) por matrizes refrigeradas. O aço tipicamente usado para essa aplicação é o 22MnB5, que apresenta adequada temperabilidade e, por isso, exibe uma microestrutura totalmente martensítica após estampagem a quente. Antes do processo, o material exibe uma microestrutura ferrita - perlita com aproximadamente 600 MPa de resistência e, após a estampagem a quente, a microestrutura predominantemente martensítica garante uma resistência máxima de, no mínimo, 1000 MPa, como exibido na figura 3.2.

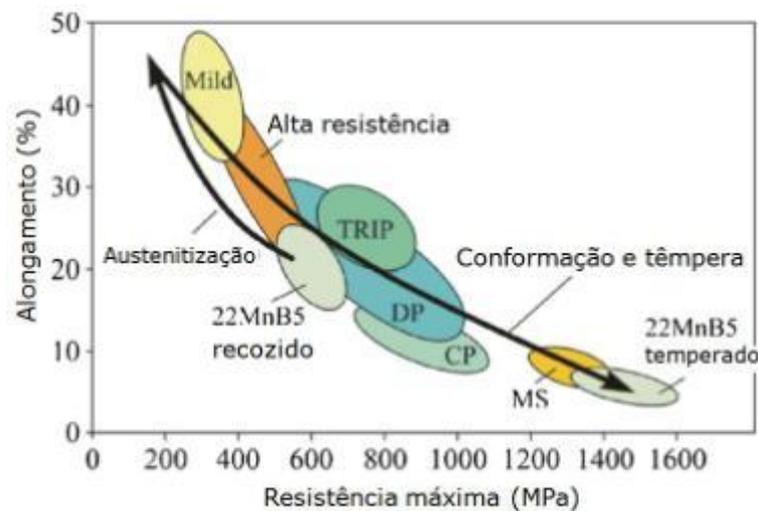


Figura 3.2 – Comparação esquemática das propriedades mecânicas dos aços de alta resistência (AHSS) e os aços tradicionais (HSS)⁽⁷⁾. Legenda: MS – Martensitic Steel, DP – Dual Phase, CP – Complex Phase, TRIP – Transformation Induced Plasticity.

3.2. Processos de estampagem a quente

Atualmente são conhecidos dois métodos de estampagem a quente, o processo direto e indireto. No processo direto, o *blank* é austenitizado em um forno com uma temperatura entre 900 e 950°C, por 4 a 10 min. Posteriormente, em menos de 3 segundos, o *blank*, na temperatura entre 650 e 850°C, é transferido do forno para uma prensa. Este equipamento contém uma matriz refrigerada onde o *blank* é estampado e ao mesmo tempo resfriado a uma taxa de 50 a 100°C/s, ocorrendo a têmpera (transformação martensítica) do aço. O intervalo de tempo em que a peça fica na prensa depende da espessura da chapa e da geometria especificada. Normalmente, o tempo total do ciclo de transferência, conformação e resfriamento no molde é de 15 a 25 s. Na figura 3.3 (a) são mostrados, de maneira esquemática, os passos do processo direto de estampagem a quente⁽⁵⁾.

No caso do processo indireto, o que diferencia do processo direto, é que inicialmente o *blank* é conformado a frio, por uma matriz convencional, até que a peça atinja 80 a 90% da sua forma final. Logo após, o semiproduto é preaquecido até a temperatura de austenitização, seguindo os mesmos passos descritos no processo direto de estampagem a quente. A intenção deste método é reduzir o desgaste das ferramentas, provocado pelo elevado atrito entre a matriz e a peça, e aumentar o limite de conformação para formas muito complexas. A representação esquemática do processo indireto de estampagem a quente é mostrada na figura 3.3 (b)⁽¹⁾.

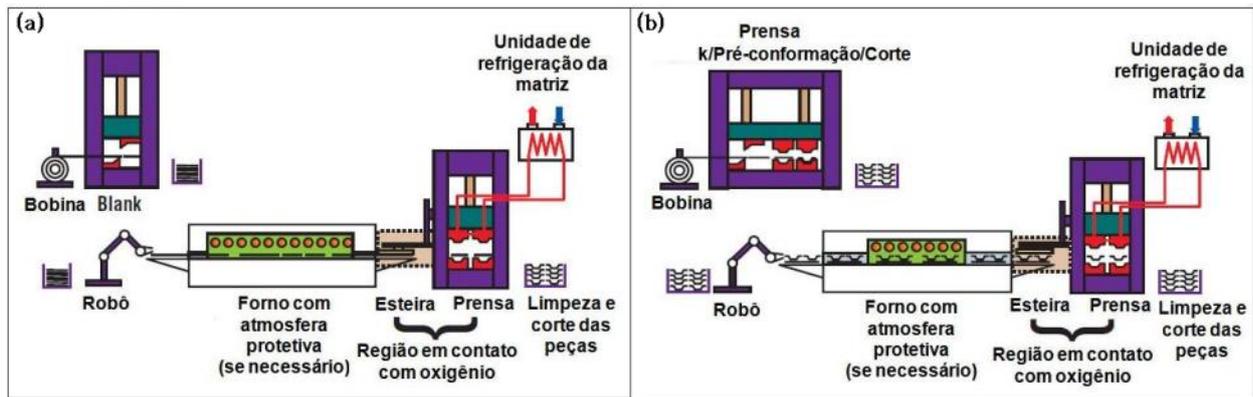


Figura 3.3 – Desenho esquemático do processo de estampagem a quente (a) direto e (b) indireto⁽⁸⁾.

3.3. Etapas da estampagem a quente

Quatro fatores principais influenciam no processo de estampagem a quente de aços ao boro, como o aço 22MnB5: o tempo total do ciclo térmico aplicado, as condições de conformação aplicadas na prensa, a estabilidade do processo e a qualidade final requerida do produto. A escolha do tipo de prensa e o tipo de processo de estampagem são afetados diretamente por esses fatores, que dependem das condições de encharque na austenitização da peça, do tempo de transferência do forno de austenitização até a prensa e da velocidade de estampagem, que incluem a taxa de resfriamento e deformação do material⁽⁹⁾. Cada etapa tem a sua importância, em termos metalúrgicos, sendo assim, tratadas separadamente nos itens seguintes.

3.3.1. Tratamento de austenitização

Uma completa austenitização, antes do processo de estampagem, é o primeiro passo para a produção de componentes de aços de resistência mais alta. Nessa etapa, deve-se assegurar que a microestrutura seja totalmente austenítica, sem a presença de carbonetos e/ou fases secundárias. Caso contrário, não é possível a obtenção de componentes com a microestrutura final inteiramente martensítica, ainda que o processo de estampagem a quente seja bem sucedido⁽¹⁰⁾.

O aquecimento da chapa de aço pode ser realizado por vários métodos (por efeito Joule, por indução, por radiação e convecção⁽⁴⁾⁽¹¹⁾), em que os fatores mais importantes são a dimensão da peça e a característica da têmpera (completa ou localizada), além da capacidade de produção. Entretanto, aqui não será detalhado cada processo de aquecimento e sim a sua influência metalúrgica quando o material é submetido à variação de tempo e temperatura de austenitização, bem como os ciclos térmicos desde o aquecimento até o resfriamento da chapa.

Primeiramente, na etapa de aquecimento é necessário conhecer a temperatura e o tempo exatos para que a chapa seja totalmente austenitizada. Considerando este aspecto, Chang e coautores⁽¹²⁾ avaliaram temperaturas de encharque entre 750°C e 1000°C por 4 minutos. Destaca-se que o valor de 750°C visou também avaliar a temperatura da chapa na etapa de transferência entre a saída do forno e a entrada na prensa. Os autores perceberam que a resistência a tração do material foi de 900 MPa para a temperatura de 750°C e 1530 MPa para 900°C; acima dessa temperatura observou-se uma queda nos valores de resistência mecânica, figura 3.4. A 750°C a chapa encontrava-se numa região de transição (intercrítica) de ferrita-austenita e, acima de 900°C, os grãos austeníticos ficaram maiores do que o necessário, causando a perda na resistência mecânica do material.

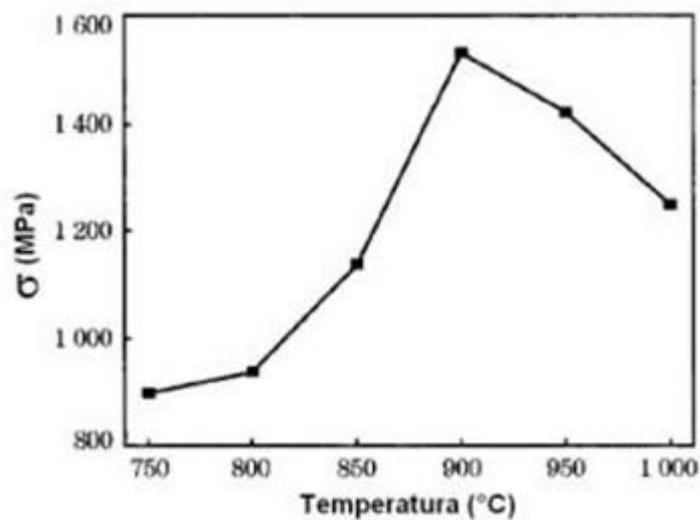


Figura 3.4 – Curva de resistência máxima versus temperatura de aquecimento da chapa de aço ao boro⁽¹²⁾.

Para entender a relação entre a resistência do material e a microestrutura obtida a partir da temperatura de austenitização, He e colaboradores⁽¹³⁾ avaliaram as temperaturas de encharque de 760°C a 940 °C. A microestrutura das amostras temperadas, após mantê-las nas temperaturas de austenitização de 760°C (figura 3.5 (b)) e 790°C (figura 3.5 (c)) durante 5 minutos, é semelhante à microestrutura do aço 22MnB5 normalizado, figura 3.5 (a), que é composta de ferrita (75%) e perlita (25%). Percebe-se que, de modo geral, o aumento da temperatura reduz a quantidade de ferrita e aumenta o volume de martensita no produto final, como mostram as figura 3.5 (d) e (e). Quando a temperatura de austenitização foi suficientemente alta, a perlita e a ferrita se transformaram completamente em austenita, resultando em uma microestrutura temperada de 100% martensita, figura 3.5 (f).

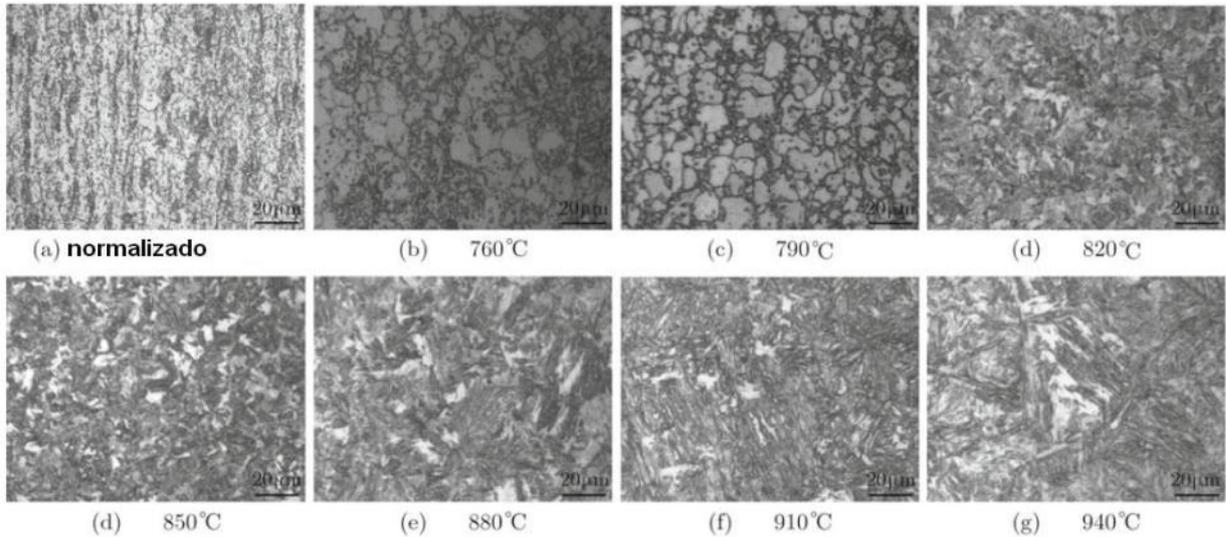


Figura 3.5 – Microestruturas obtidas em diferentes temperaturas de encharque⁽¹³⁾.

He e colaboradores⁽¹³⁾ verificam a mesma queda de resistência, também observada por Chang e coautores⁽¹²⁾, figura 3.4, não só em função da temperatura, mas também em função do tempo de retenção, como pode ser visto na figura 3.6.

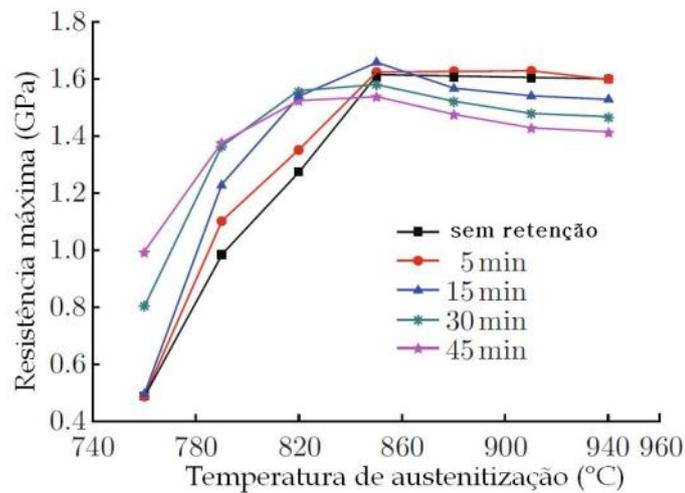


Figura 3.6 – Variação da resistência máxima em função do tempo e temperatura de austenitização⁽¹³⁾.

A literatura⁽¹⁴⁾ indica que essa queda na resistência mecânica pode ser causada pela formação de uma martensita mais grosseira, com ripas maiores, figura 3.5 (g), por causa do crescimento excessivo do grão austenítico. Naderi e coautores⁽¹⁴⁾ perceberam que a temperatura M_s diminui cerca de 37°C com o aumento do tempo de austenitização, figura 3.7.

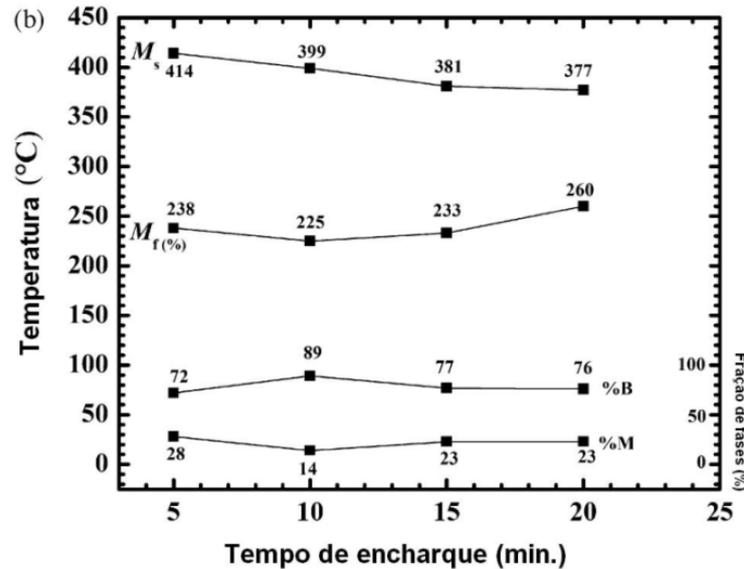


Figura 3.7 – Variação da temperatura de início da formação de martensita (M_s), final de transformação da martensita (M_f (%)) e fração de cada fase correspondente sob efeito do tempo de encharque na etapa de austenitização dos corpos de prova na estalagem a quente⁽¹⁴⁾. Legenda: B - bainita, M - martensita.

Lechler & Merklein⁽¹⁵⁾ realizaram estudos sobre a influência das condições de austenitização e da espessura do aço 22MnB5 para estampagem a quente. De maneira geral, os autores concluíram que o tempo mínimo de encharque para se obter a quantidade máxima de martensita com o máximo de dureza, num forno com temperatura de 950°C, é de 3 min. Para uma temperatura de 860°C esse tempo aumenta para 5,5 min., como pode ser visto na figura 3.8. No que tange às dimensões, quanto maior foi a espessura do material, maior foi seu tempo de encharque.

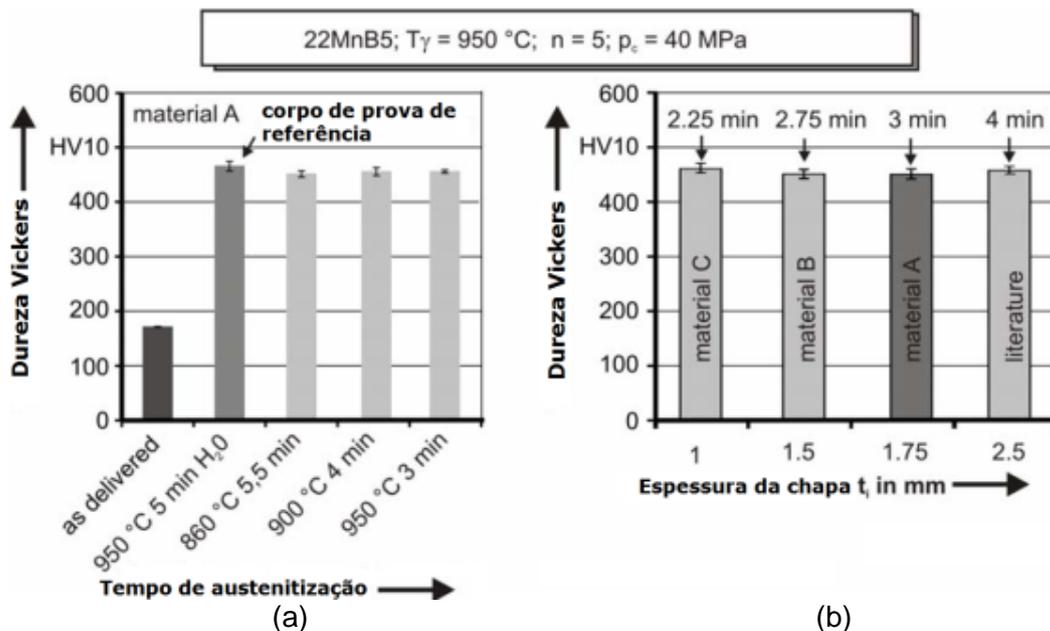


Figura 3.8 – (a) Valores de dureza obtidos após a variação da temperatura e do tempo de encharque. (b) Dureza em função da espessura e do tempo de encharque para uma temperatura de 950°C⁽¹⁵⁾.

Flandoli e coautores⁽¹⁶⁾, por simulação computacional, observaram que peças austenitizadas entre 900 e 980°C apresentaram o mesmo comportamento durante o processamento de estampagem a quente, figura 3.9. De acordo com os autores, a variação da carga durante o processamento pode estar associada a uma necessidade maior de carga para a deformação de certa parte do *blank* durante a conformação. Eles garantem que esse comportamento pode ser desprezado uma vez que para todas as temperaturas de austenitização a conformação do *blank* teve o mesmo resultado.

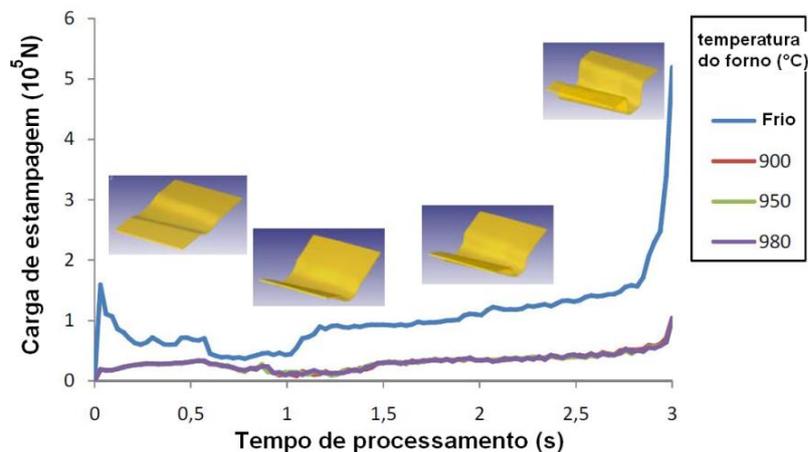


Figura 3.9 – Gráfico de simulação computacional do comportamento de peças estampadas a quente submetidas a temperaturas de austenitização⁽¹⁶⁾.

3.3.2. Transferência da peça

Logo após a etapa de aquecimento, o *blank* entra em contato com o ar durante a sua transferência do forno até a prensa; nesse período a sua temperatura diminui. Como resultado, a deformação é realizada em uma temperatura mais baixa que a de austenitização⁽¹⁴⁾. Por isso, já na saída do forno pode-se considerar que a peça já esteja em resfriamento. Com isso, a operação de transferência deve ser realizada o mais rápido possível, para minimizar a queda de temperatura e garantir as propriedades mecânicas necessárias para a peça após a estampagem. Se a temperatura no início da conformação do *blank* estiver abaixo de 780°C, a microestrutura final poderá conter alguma bainita e/ou ferrita⁽¹⁰⁾.

Baixas temperaturas de estampagem podem ocasionar problemas operacionais e de qualidade como⁽⁹⁾:

- a redução da capacidade de estampagem do material;
- ocorrência localizada de transformação da austenita em martensita durante a estampagem, conduzindo a uma descontinuidade no comportamento termomecânico do material e a localização de deformação;

- elevado atrito e ruptura da peça, especialmente nas zonas de flexão;
- no caso de materiais revestidos, desprendimento do revestimento Fe-Al-Si (*powdering*) devido à elevada solitação⁽⁹⁾.

Em processos altamente produtivos, a transferência do *blank* austenitizado para a matriz ocorre de maneira mecanizada por meio de braços robóticos. Naderi⁽¹⁰⁾ teve como principal desafio, a transferência manual dos *blanks* aquecidos para a matriz e, com isso, seus experimentos tiveram diferentes temperaturas iniciais de conformação, o que afetou diretamente na taxa de resfriamento e, provavelmente, na transformação de fases durante o resfriamento. O problema relatado pelo autor pode ser observado nos gráficos da figura 3.10. Por exemplo, o tempo de transferência do blank de 1 mm de espessura para a matriz durou cerca de 6 a 8 segundos. Certamente, as taxas de resfriamento e as transformações de fases foram afetadas, o que indica um grande desafio quanto à reprodutibilidade desse processo manual.

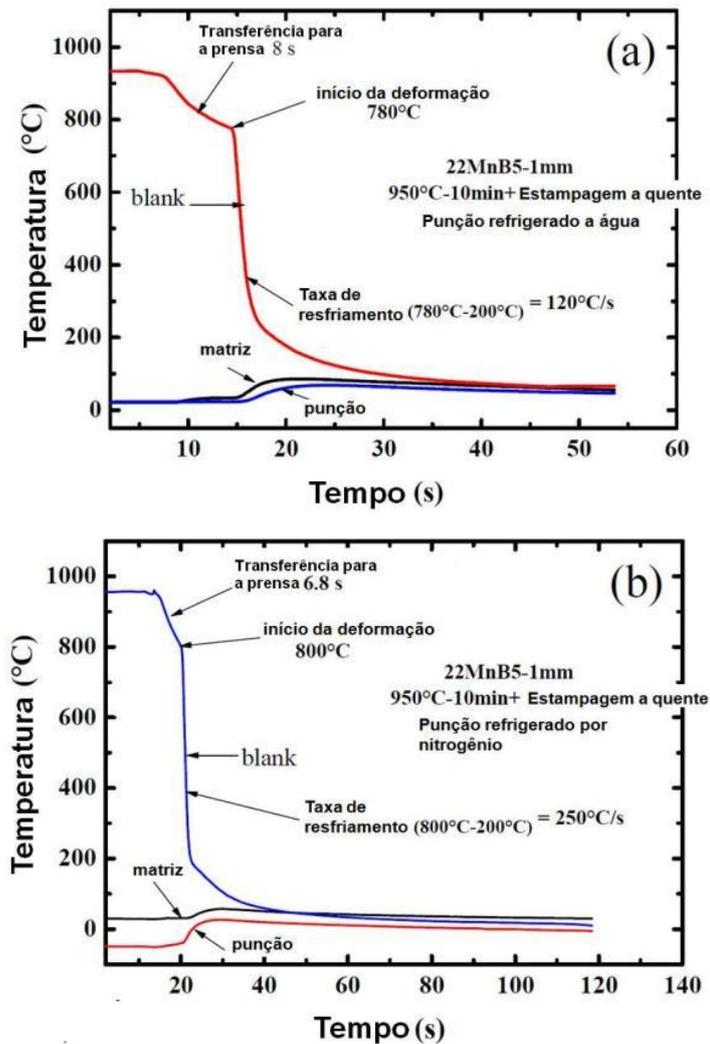


Figura 3.10 – Evolução da temperatura durante a estampagem a quente de aço 22MnB5 com espessura de 1,0 mm, resfriados por (a) água e (b) nitrogênio⁽¹⁰⁾.

3.3.3. Refrigeração e estampagem da peça

A taxa de resfriamento do *blank* na estampagem a quente deve ser suficientemente elevada, de maneira que permita ao final do processo, uma peça apresentando as propriedades mecânicas requeridas, sem a presença de defeitos. Uma velocidade de estampagem baixa pode acarretar em uma distribuição heterogênea de temperatura ao longo da peça e a consequente transformação indesejada de fases (formação de bainita ou ferrita em função da taxa de resfriamento ao invés de martensita). Em consequência, ocorre uma redução na capacidade de estampagem e a possibilidade de ruptura da peça⁽⁹⁾.

Em caso de simulações da etapa de resfriamento do processo de estampagem a quente, deve-se ter um cuidado para que a microestrutura final do 22MnB5 não seja tão diferente da realidade, ou seja, da microestrutura de peças fabricadas na linha industrial. Dependendo do meio de refrigeração, a taxa de resfriamento pode chegar a 2200°C/s, como foi o caso do estudo de Bardelcik e colaboradores⁽¹⁷⁾. Neste estudo foram avaliados 4 tipos de meios de refrigeração (banhos), sob os quais o aço tratado apresentou três microestruturas distintas, como pode ser visto na figura 3.11. A microestrutura final dos *blanks* resfriados a uma taxa de 25°C/s constituiu-se basicamente de martensita em ripa e, em menor proporção, bainita espalhada aleatoriamente na região avaliada. Nas taxas de 45°C/s e 250°C/s obteve-se somente martensita. E, por último, foi observado que a microestrutura obtida após uma taxa de resfriamento de 2200°C/s era uma estrutura mais fina e orientada aleatoriamente. Os contornos de grão da austenita prévia foram difíceis de distinguir. Foi possível observar os pacotes de martensita mais fina (fig. 3.11). O resultado final é importante, pois isso poderá afetar o comportamento de produtos em processos posteriores, como no caso de juntas soldadas, principalmente na região da zona termicamente afetada (ZTA).

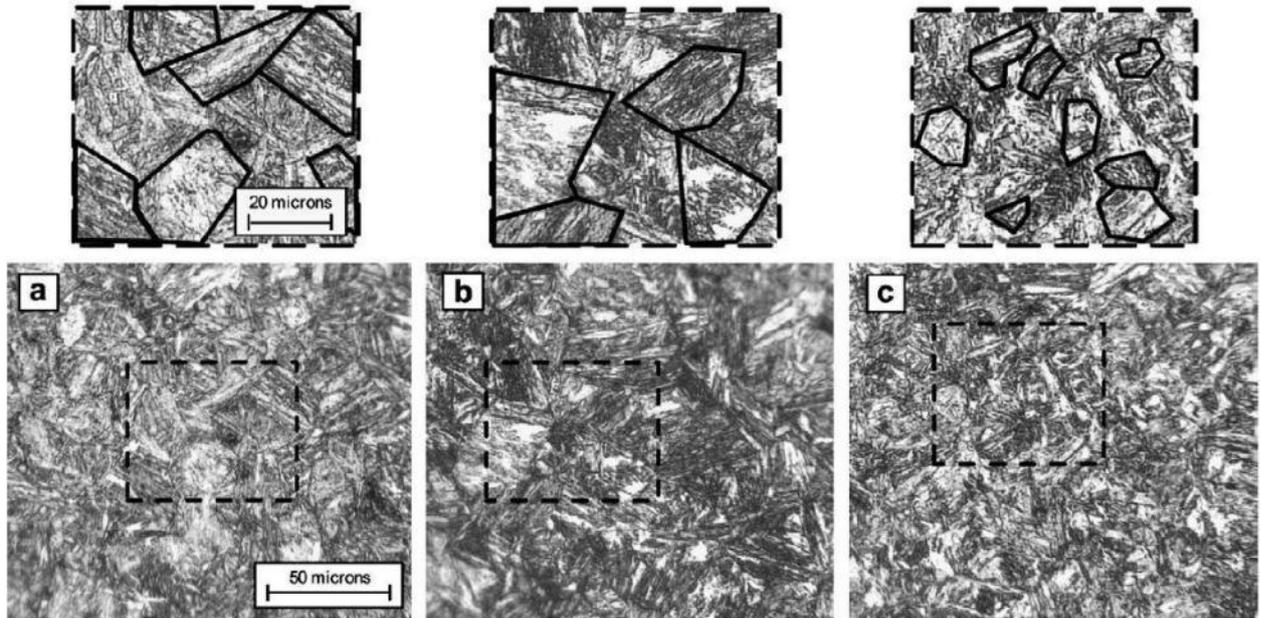


Figura 3.11 – Microestruturas de corpos de prova temperados uma taxa de resfriamento de: (a) 25°C/s (ar), (b) 45°C/s (ar comprimido) e 250°C/s (óleo a 85°C) e (c) 2200°C/s (água)⁽¹⁷⁾.

As diferenças microestruturais para cada condição de resfriamento citada na figura anterior refletem nas propriedades mecânicas do aço, conforme mostrado na figura 3.12.

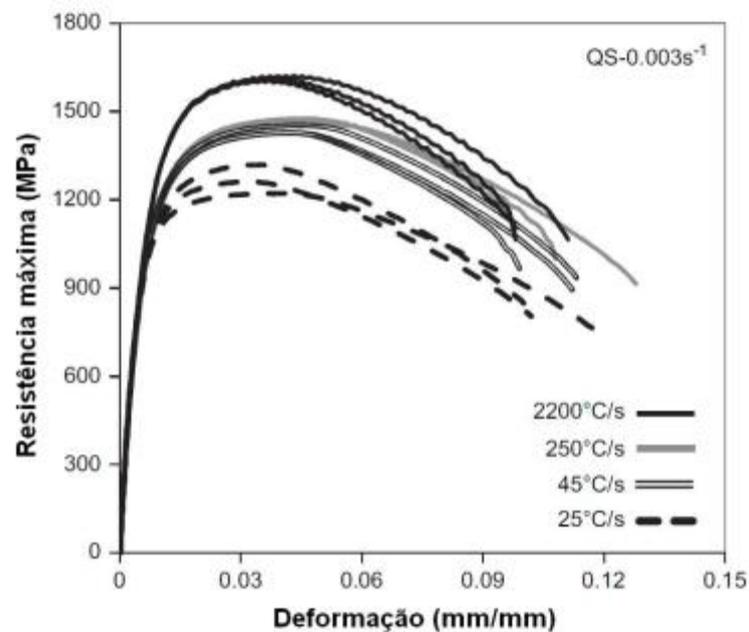


Figura 3.12 – Resultado de tensão máxima para uma ensaio de deformação quase estático de os corpos de prova de aço 22MnB5 submetidos à varias condições de resfriamento⁽¹⁷⁾.

Entretanto é importante ressaltar que, de fato, as taxas de resfriamento de um *blank*, durante o processo de estampagem a quente, possivelmente são inferiores a 200°C/s . Na figura 3.13 é mostrada a distribuição de temperatura em cada parte do *blank* após 5 segundos do contato da peça com o punção, mas sem o contato direto com a matriz. Os autores⁽¹⁸⁾ perceberam que, em algumas partes da peça, a transferência por condução foi prejudicada. No ponto 5, por exemplo, a taxa de resfriamento foi menor que a crítica (27°C/s), sendo esta taxa a mínima para a formação da martensita. Já no ponto 1, sendo este o local de união da peça ou por adesivo ou por soldagem, é possível que sua microestrutura seja completamente martensítica.

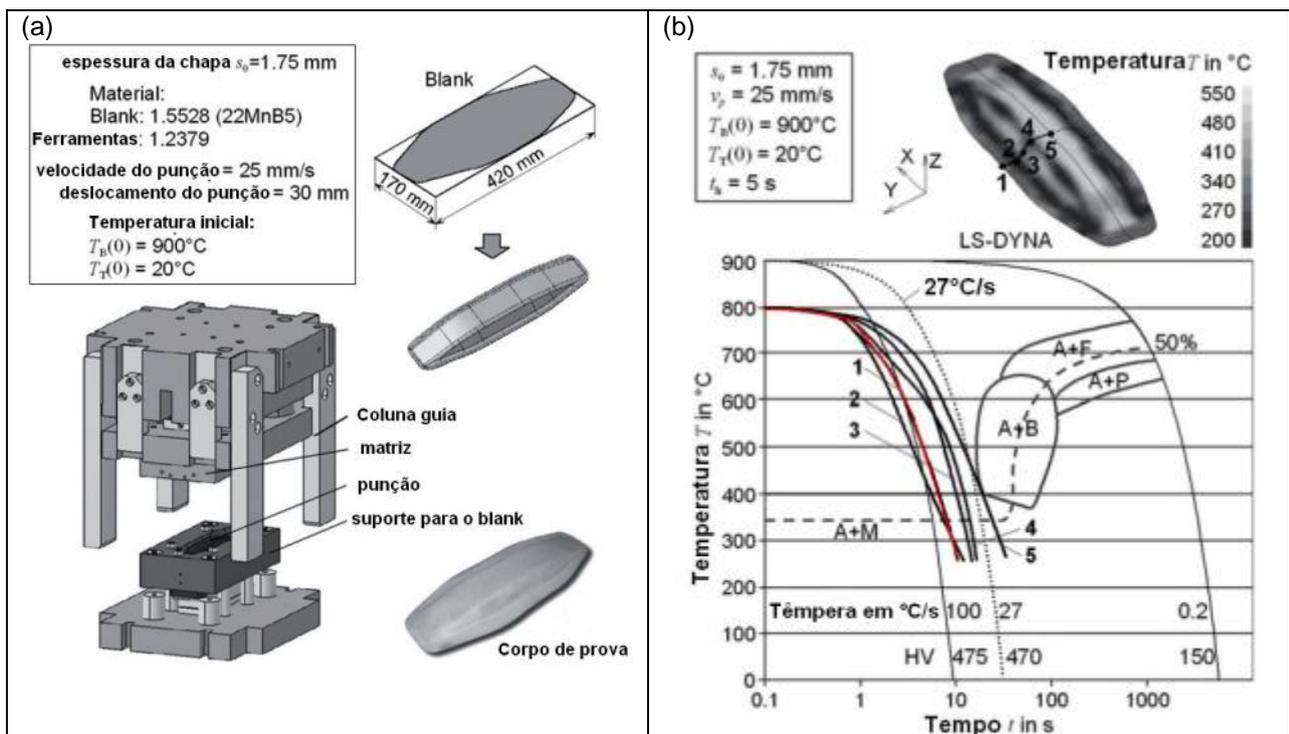


Figura 3.13 – Representação esquemática do (a) sistema de estampagem a quente de um *blank* e (b) a resposta do resfriamento dessa peça através de uma curva CCT⁽¹⁸⁾.

De acordo com Liu e coautores⁽¹⁹⁾, a microestrutura da região do flange, que seria o ponto 1 da figura 3.13 depende da força do prensa – chapa (BHF). Pode ser visto a partir da figura 3.14 que a BHF tem uma influência significativa na distribuição de temperatura sobre o flange de um corpo de prova em U. A temperatura mínima do flange diminui com o aumento da BHF por causa da condução de calor por contato, que varia diretamente com a pressão de contato, a qual está diretamente relacionada à BHF. A microestrutura do flange apresentada na figura 3.14(a) é uma combinação de martensita e bainita quando a BHF foi de 1,0 MPa e na figura 3.14(c) exhibe uma microestrutura totalmente martensítica para a BHF de 3,5 MPa.

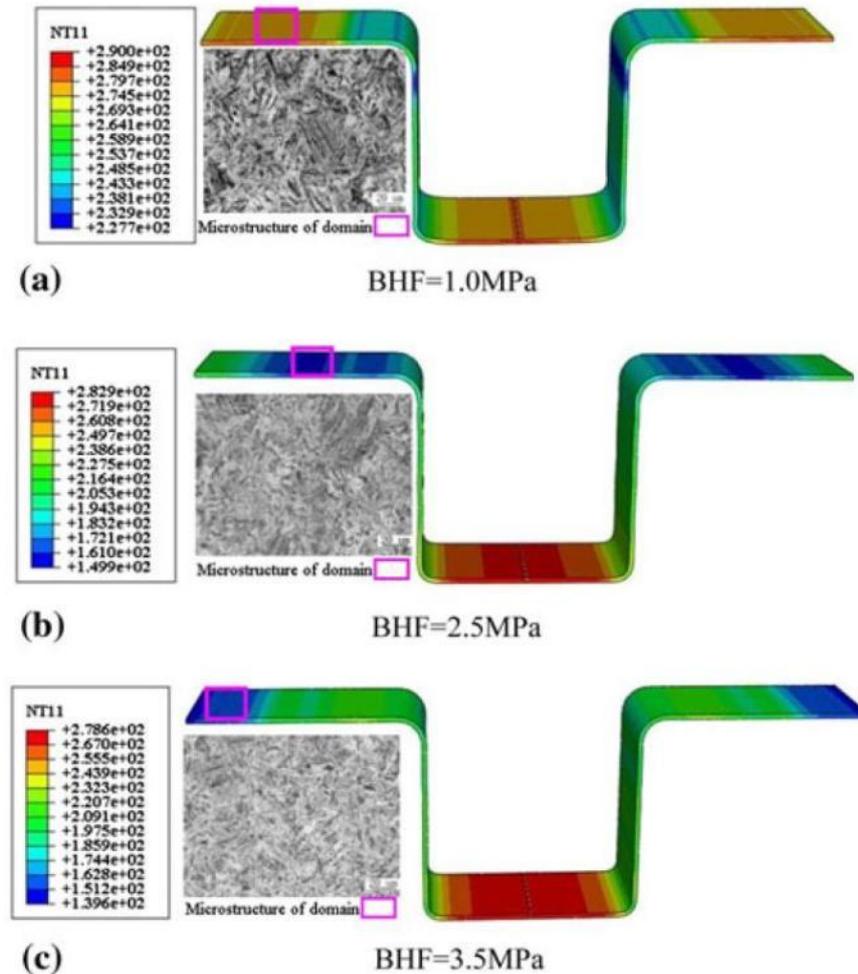


Figura 3.14 – Distribuição de temperatura e microestrutura final na região do flange do corpo de prova em U sob influência da BHF no processo de estampagem a quente⁽¹⁹⁾.

A temperatura do ferramental também reflete na microestrutura final de um corpo de prova sujeito ao processo de estampagem a quente. Quando o ferramental está na temperatura ambiente, a microestrutura do flange (fig. 3.15, ponto B) será, provavelmente, martensítica após a etapa de têmpera. Todavia, se a temperatura estiver, por exemplo, a 250°C, há uma grande chance do corpo de prova exibir uma boa quantidade de perlita na microestrutura final do flange, como pode ser visto na figura 3.16⁽²⁰⁾.

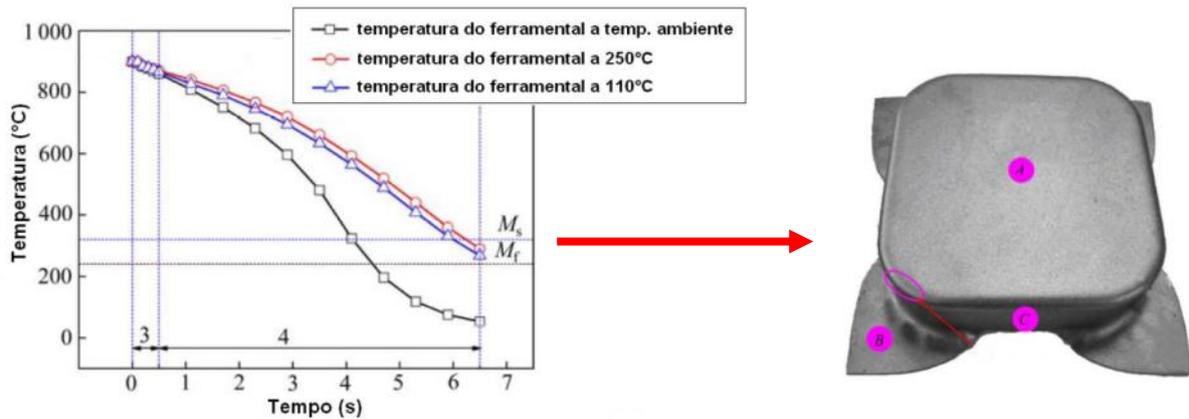


Figura 3.15 – Gráfico do histórico de temperatura do ferramental durante a etapa de têmpera na estampagem a quente em um corpo de prova em formato de copo de seção quadrada⁽²⁰⁾.

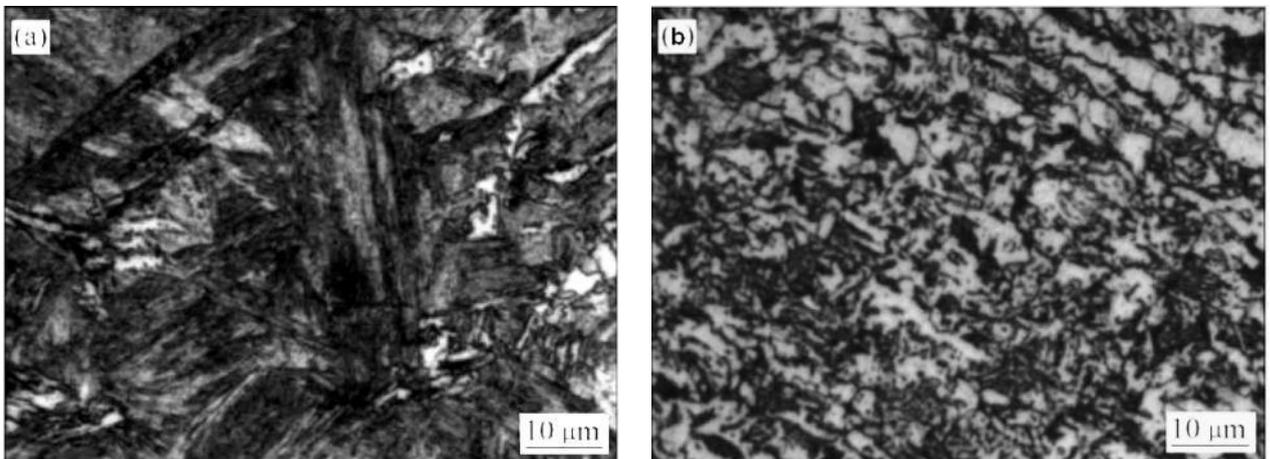


Figura 3.16 – Microestruturas finais no ponto B dos corpos de prova da figura 3.15 que permaneceram em contato com ferramental a uma temperatura: (a) ambiente e (b) 250°C, durante a etapa de têmpera⁽²⁰⁾.

3.4. Aço 22MnB5

A denominação “aços ao boro” está relacionada com a importância desse elemento com a temperabilidade desses materiais. O processo de fusão e de refino, em conjunto com a laminação controlada (TMCR - *Thermo Mechanical Control Rolling*) permite a esses aços obter um grau de dureza moderado e uma microestrutura uniforme que, após o tratamento térmico, resulte em peças com excelente acabamento e resistência aos carregamentos cíclicos⁽²¹⁾.

Na sua condição “de entrega”, os aços ao boro exibem uma boa resistência à abrasão, devido à sua microestrutura composta por 78% ($\pm 5\%$) de ferrita e 22% ($\pm 5\%$) de perlita⁽¹⁾, como apresentado na figura 3.17, além de uma dureza entre 170 e 200 HV⁽¹⁰⁾. Dessa maneira, os aços ao boro, na versão laminados a quente, são utilizados em aplicações que requerem boas propriedades de resistência ao desgaste. As principais aplicações para esses tipos de aço,

após tratamento térmico, em que se produz uma microestrutura predominantemente martensítica, figura 3.18, são máquinas agrícolas (discos, partes de arado), máquinas para mineração, equipamentos de corte, etc. Uma aplicação para o aço não tratado é a bateria de betoneira⁽²¹⁾.

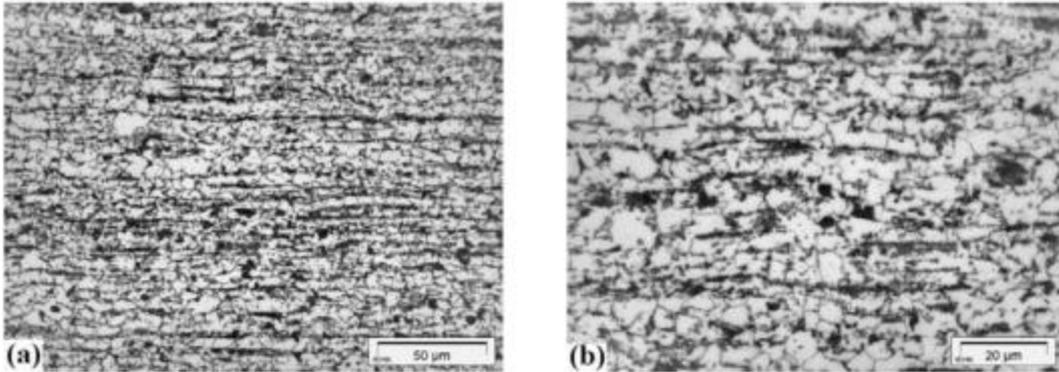


Figura 3.17 – Microestrutura do 22MnB5 na sua forma recozida⁽²²⁾.

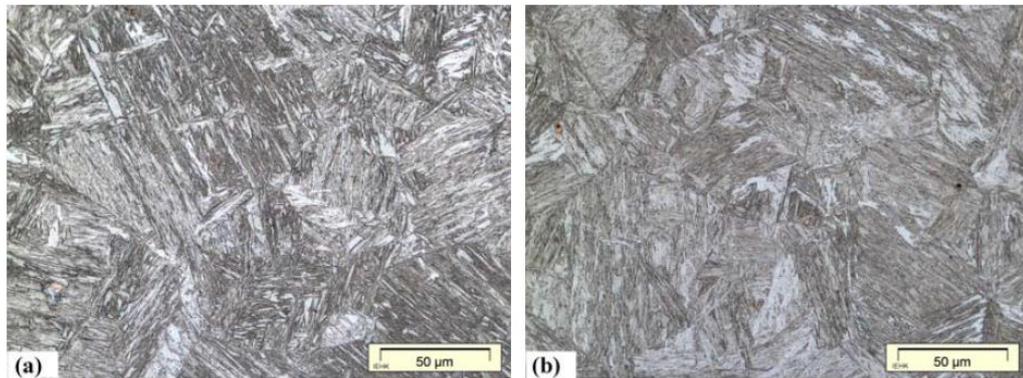


Figura 3.18 – Microestrutura do 22MnB5 após têmpera (a) com água e (b) com nitrogênio⁽¹⁰⁾.

Na estampagem a quente o aço ao boro mais utilizado, versão 22MnB5, apresenta uma composição química favorável à formação de martensita a uma taxa de resfriamento baixa. Na tabela III.1, encontram-se os projetos de ligas dos principais fornecedores dessa qualidade de aço:

Tabela III.1 – Composição química dos aços ao boro dos principais fornecedores mundiais⁽¹⁾.

	Usibor 1500	Docol Boron 02	Racold B24 Raex B24	SALZGITTER 22MnB5	USIMINAS 22MnB5
C %	< 0,25	0,20-0,25	0,20-0,255	0,22-0,25	0,19-0,25
Si %	< 0,35	0,20-0,35	< 0,40	0,20-0,30	< 0,40
Mn %	< 1,40	1,00-1,30	< 1,43	1,20-1,40	1,10-1,40
P %	--	< 0,030	< 0,025	< 0,020	< 0,025
S %	--	< 0,010	< 0,015	< 0,005	< 0,015
Cr %	< 0,30	0,14-0,26	0,18-0,44	0,11-0,20	0,15-0,35
B %	< 0,0050	< 0,0050	< 0,0050	0,002-0,0035	< 0,0050

Uma curva típica CCT para um aço 22MnB5 é mostrada na figura 3.19. Nesse exemplo o material foi aquecido a uma temperatura de austenitização de 900°C por cinco minutos. Os números circulados correspondem aos valores de dureza Vickers (VH10) da microestrutura final de cada curva. Para uma taxa de aquecimento de 5°C/s a temperatura de início (A_{C1}) para o surgimento da austenita foi de 720°C e a temperatura de transformação da ferrita primária para austenita (A_{C3}) foi de 880°C. No resfriamento, as temperaturas de início (M_s) e final (M_f) da martensita foram, respectivamente, 410°C e 230°C. Pode-se verificar que a partir de uma taxa de resfriamento de 25°C/s a microestrutura foi totalmente martensítica.

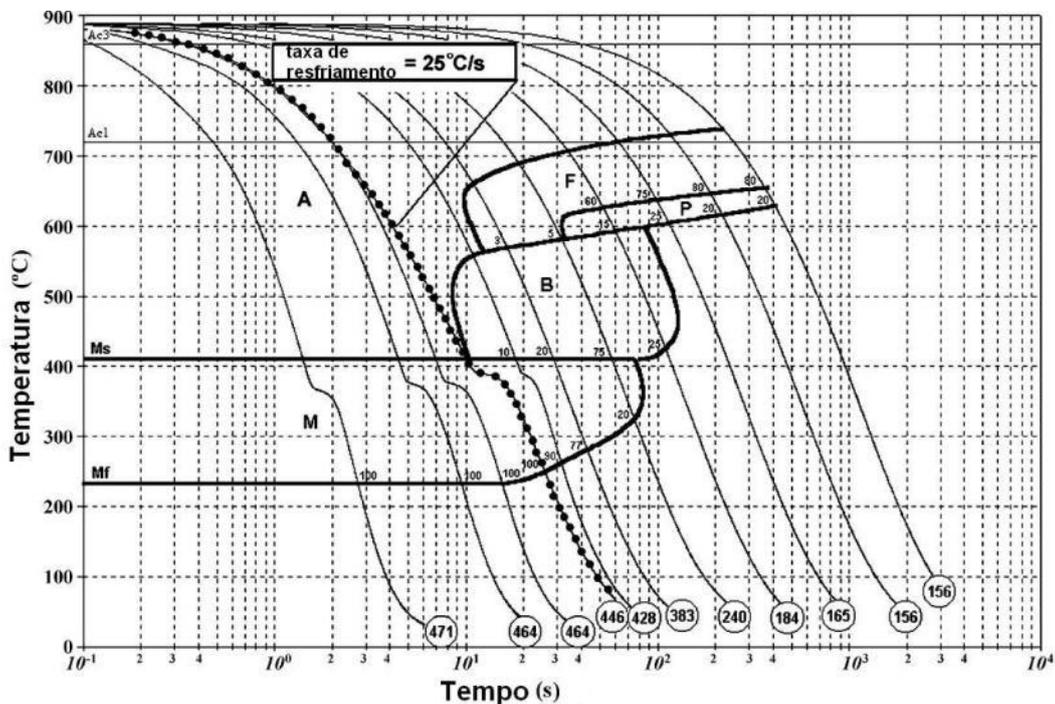


Figura 3.19 – Diagrama CCT típico para o aço 22MnB5⁽¹⁴⁾.

3.5. Soldabilidade do aço 22MnB5

3.5.1. Soldagem a laser do aço 22MnB5

Após o processo de estampagem a quente, uma peça de aço 22MnB5 pode atingir uma resistência de 1500 MPa, mas o seu alongamento limita-se em 5 a 6% ao final do processo. Conforme abordado na introdução deste estudo, para melhorar a absorção de energia ao impacto é preciso aumentar o alongamento em algumas regiões das peças⁽⁷⁾⁽²³⁾. Isso pode ser conseguido através de austenitização diferenciada do *blank* com aquecimento por resistência, aquecimento localizado da matriz, ou uso de ferramentas com diferenças nas propriedades térmicas, para modificar a taxa de resfriamento em determinados locais. Esses métodos, porém, exigem processos sofisticados de aquecimento e resfriamento.

O método mais usado para esse mesmo fim consiste na conformação de um *blank* sob medida, chamado de *Taylor Welded Blank*, ou TWB. Como se vê no quadro da figura 3.20, é possível combinar chapas de vários graus de aços, inclusive com diferentes espessuras, revestimentos ou tratamentos superficiais.

Material	IF	HSLA	DP	TRIP	CP	Boron	Martensite
IF	●						
HSLA	●	●					
DP	●	●	●				
TRIP			X	X			
CP		X	X	X	X		
Boron		X	X			X	
Martensite					X		X

 Produz normalmente
  Ensaio em andamento

Figura 3.20 – Combinações possíveis de aços para a estampagem a quente⁽²⁴⁾.

Em um *blank* sob medida, o aço de alta resistência, como o 22MnB5, é usado apenas onde necessário, e as regiões onde se deseja ductilidade maior são preenchidas com aços que apresentarão menor resistência após a estampagem a quente da peça.

Um exemplo dessa aplicação é a peça de reforço da Coluna B (figura 3.21). Esse projeto de TWB permite que, em uma colisão, a deformação se concentre na parte inferior da coluna, absorvendo energia numa região que não prejudica o passageiro e mantendo baixa deformação na região superior da peça, onde está o aço de alta resistência⁽²³⁾. Atualmente, um

dos desafios da aplicação do processo envolve o controle da largura e das propriedades mecânicas da região de solda e da zona de transição, figura 3.22⁽²⁵⁾.

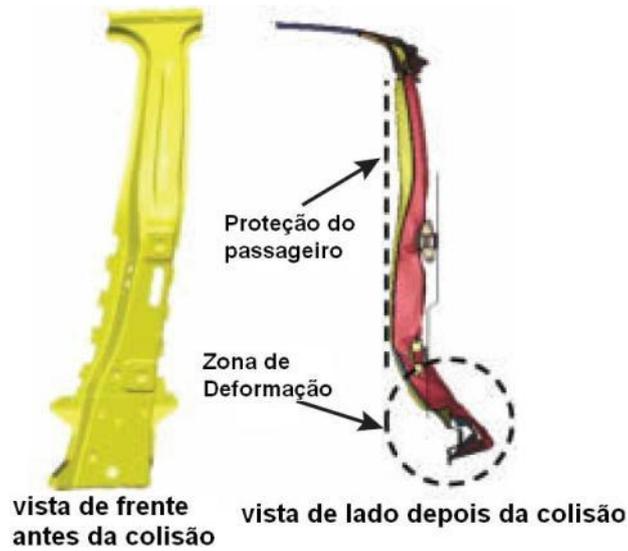


Figura 3.21 – Ilustração de uma coluna B com os respectivos locais de segurança do passageiro e de absorção de energia na colisão⁽²³⁾.

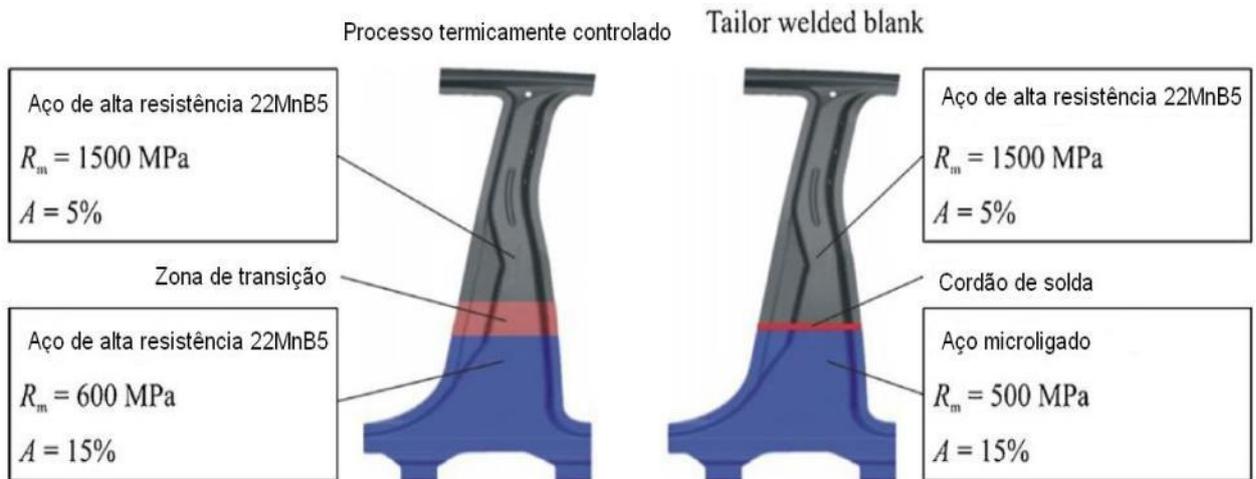


Figura 3.22 – Coluna B fabricada com aço para estampagem a quente e aço microligado⁽⁷⁾⁽²⁶⁾.

As regiões para possível aplicação dos TWBs, segundo a ArcelorMittal®, são apresentadas na figura 3.23⁽²⁷⁾.

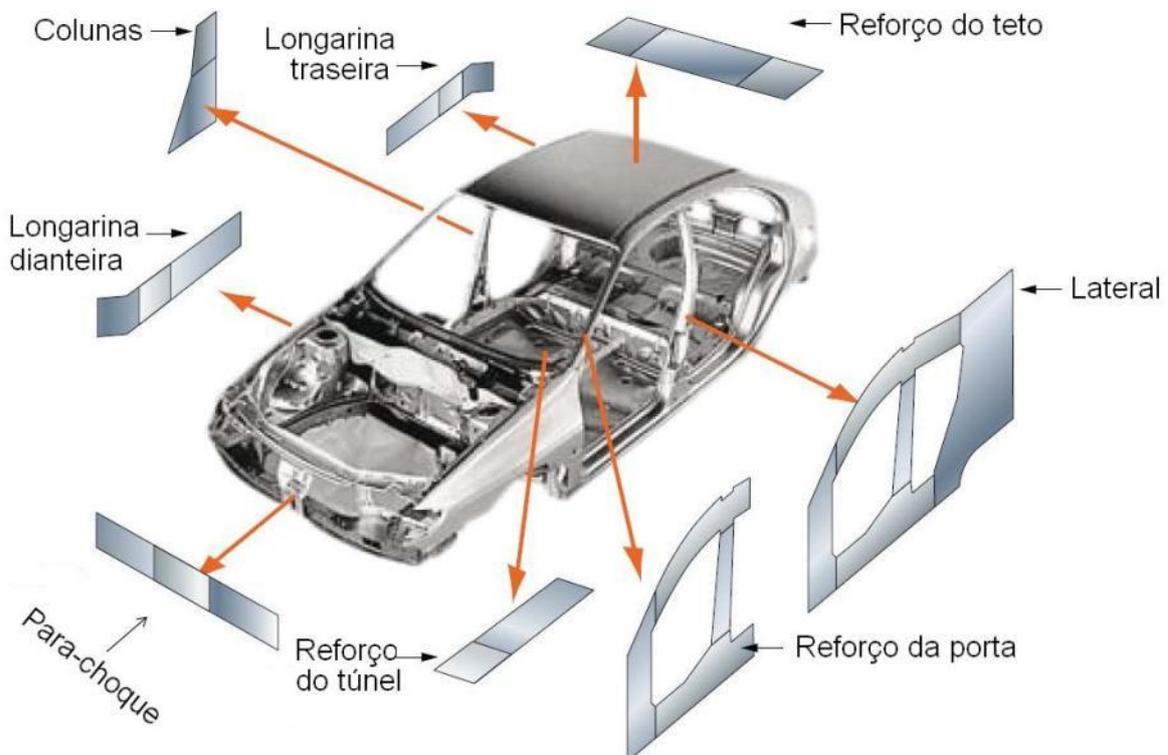


Figura 3.23 – Possíveis aplicações de TWBs com aços Usibor 1500P®/Ductibor 500®⁽²⁷⁾.

A melhor opção para se unir os aços nos TWBs tem sido o processo de soldagem a laser, por ser um processo rápido, com eficiência alta na transferência de energia e por produzir uma estreita zona termicamente afetada (ZTA), com bom aspecto superficial⁽²⁸⁾. Para confecção de TWBs, as juntas de topo são mais adequadas do que as juntas sobrepostas, já que elas podem ser utilizadas com mais eficiência no processo de conformação dos aços de ultra-alta resistência⁽²⁹⁾.

Existe a necessidade de se entender a alteração do tamanho da ZTA e da ZF (zona fundida) após o processo de estampagem a quente, bem como o aspecto superficial das juntas soldadas laser. Essas alterações são mais significativas em TWBs envolvendo materiais para estampagem a quente e revestidos, como o 22MnB5 revestido com Al-Si, que normalmente é soldado a aços carbono comuns e AHSS, já que a austenitização e a têmpera subsequente poderiam diminuir consideravelmente a dureza da ZF e a resistência das juntas soldadas⁽²⁹⁾.

Poucos são os estudos publicados sobre o comportamento dos aços soldados a laser antes e durante a conformação a quente e sobre as implicações desse processo na qualidade das soldas. A maior parte dos estudos aborda o processo de soldagem propriamente dito, e não o comportamento da solda durante a estampagem a quente. Acredita-se que esse assunto ainda pode ser bastante explorado.

No estudo de Brandt e seus colaboradores⁽³⁰⁾ foram soldadas a laser duas juntas de topo de aço 22MnB5, sob diferentes velocidades de soldagem e mesma potência. Após permanecer no forno a 930°C por 240 segundos, uma amostra foi temperada em água e outra foi resfriada ao ar. Observou-se na região de solda uma estrutura predominantemente martensítica na primeira amostra, e a presença de ferrita e perlita na segunda amostra, esta última com uma dureza mais baixa, em razão da microestrutura mais macia. Em análise por microscopia eletrônica de varredura, figura 3.24, notou-se uma distribuição homogênea de carbono e manganês na primeira amostra, ao passo que na segunda amostra foi verificada a segregação desses elementos na região de solda. Os autores argumentaram que na segunda amostra houve tempo suficiente para a segregação do carbono e do manganês para os contornos de grãos austeníticos, empobrecendo algumas regiões e dificultando a formação de martensita⁽³⁰⁾.

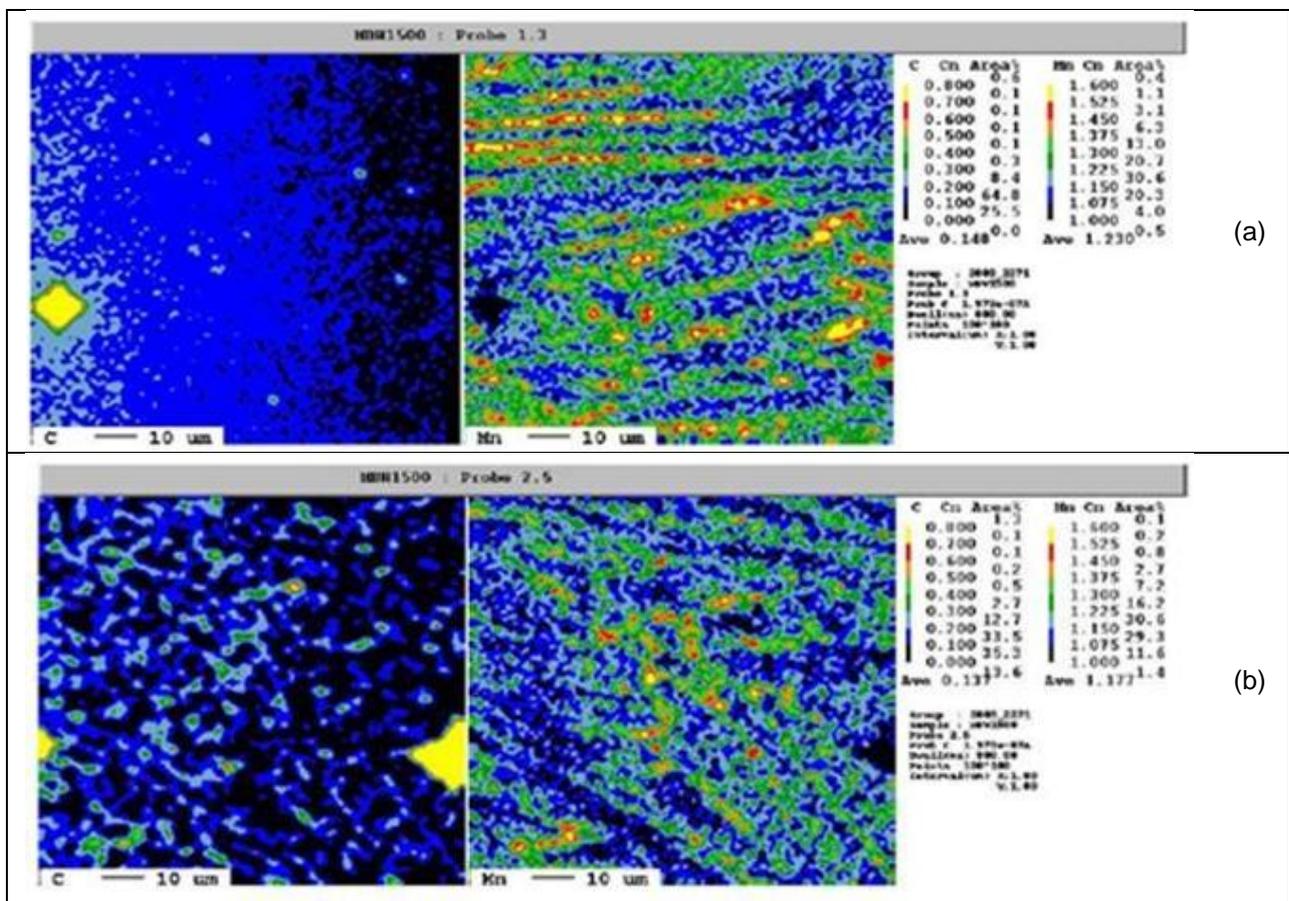


Figura 3.24 – Mapeamento dos elementos carbono e manganês em região de solda a laser de aço 22MnB5: (a) amostra temperada e (b) amostra resfriada ao ar⁽³⁰⁾.

Em juntas soldadas a laser, caracterizadas após a estampagem a quente, Kima e coautores⁽³¹⁾ e Jong e colaboradores⁽³²⁾ identificaram quatro regiões distintas, figura 3.25. A região A, no extremo da ZTA, foi submetida a uma temperatura abaixo de A_{C3} e apresenta martensita revenida. A região B, chamada de região branca, alcançou temperaturas entre A_{C1} e A_{C3} , produzindo uma microestrutura bainítica. A região C atingiu temperaturas entre A_{C3} e a

temperatura de fusão, o que resultou em uma mistura de martensita e bainita. Finalmente a região D, zona fundida, passou pelo processo de fusão e têmpera, resultando em martensita. As ripas de martensita da região D eram bem maiores que as do metal base (região E), em função do crescimento de grão na zona fundida.

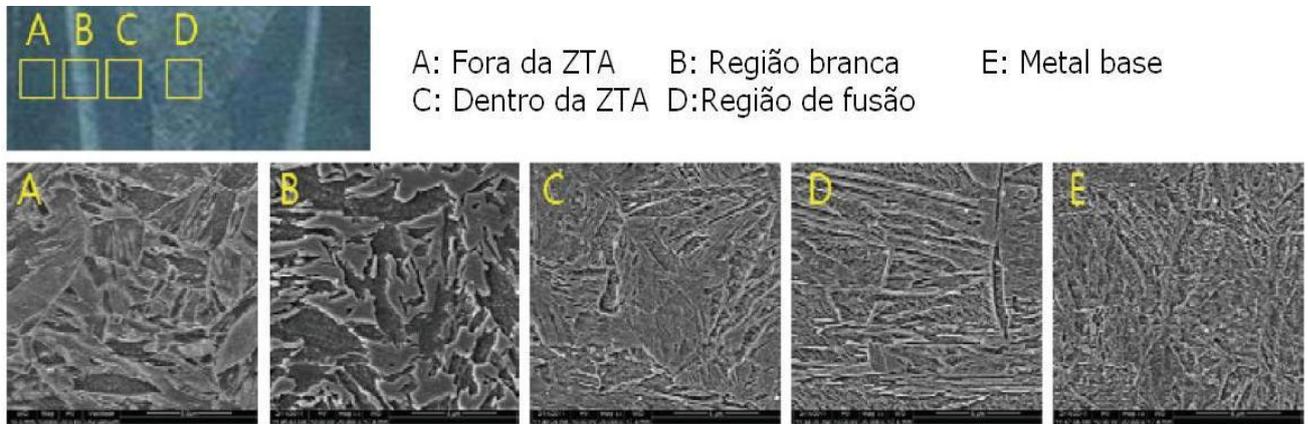


Figura 3.25 – Aspecto microestrutural da região de solda a laser do aço 22MnB5, analisado via microscopia eletrônica de varredura⁽³¹⁾.

Zhengwei e coautores⁽³³⁾ observaram que a microestrutura na zona fundida do aço 22MnB5 depende da composição química e do aporte térmico, mas não da velocidade de soldagem, como se vê na figura 3.26.

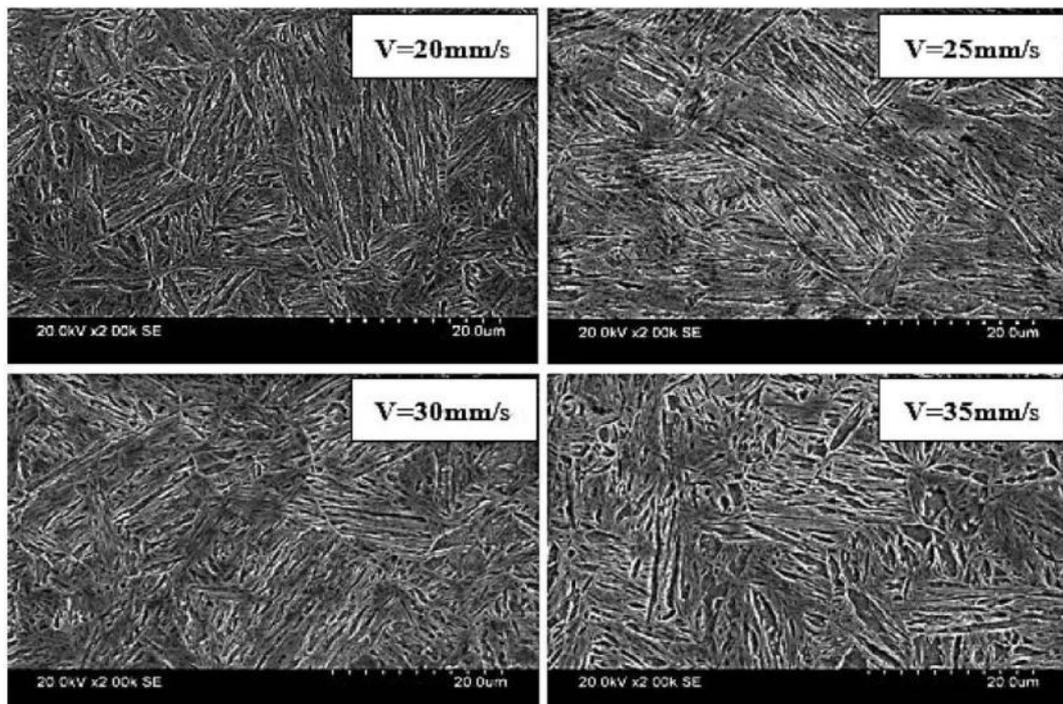


Figura 3.26 – Microestrutura da zona fundida obtida para várias velocidades de soldagem⁽³³⁾.

Max Brandt e colaboradores⁽³⁰⁾ apresentaram o perfil de dureza de juntas soldadas de aço 22MnB5 (MBW 1500[®]) com outro aço de maior ductilidade (MHZ 340[®]), antes e após a

conformação a quente, figura 3.27. Observou-se que a estampagem a quente provocou queda de dureza na região da ZF. Quando os autores soldaram juntas apenas do aço 22MnB5, com distintos parâmetros de soldagem, e as submetem a processo de austenitização idêntico no forno, obtiveram durezas diferentes na região de solda, figura 3.28.

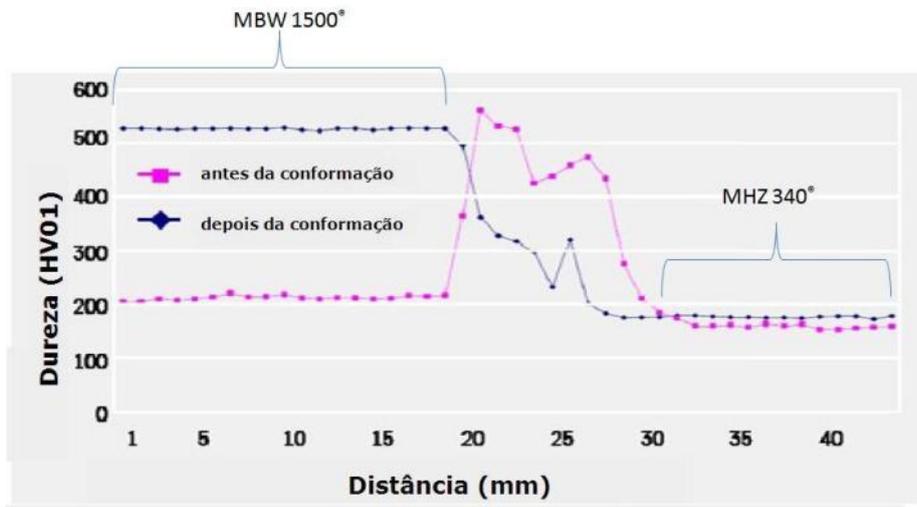


Figura 3.27 – Perfil de dureza de juntas soldadas a laser dos aços MBW 1500®/ MHZ 340® antes a após o processo de estampagem a quente⁽³⁰⁾.

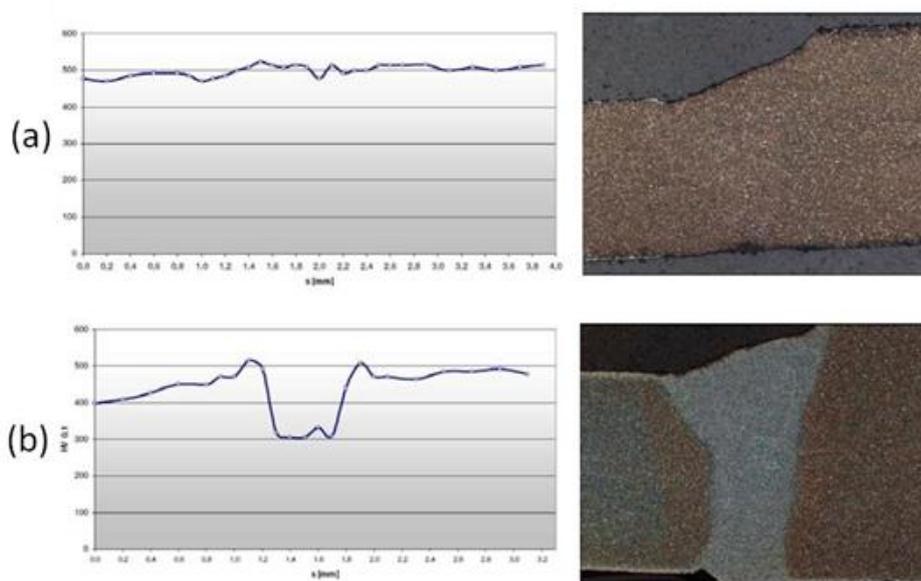


Figura 3.28 – Perfil de dureza das juntas soldadas a laser apenas com o aço 22MnB5 (MBW 1500®), com diferentes parâmetros de soldagem, submetidas à mesma temperatura de austenitização no forno⁽³⁰⁾, sendo (a) resfriamento por água e (b) resfriamento ao ar.

A partir desses resultados, os autores inferiram que a dureza da ZF não estava ligada apenas a diferenças de composição química entre os aços, como no caso da união de MBW 500®/MHZ 340®, mas também a outros fatores, tais como os parâmetros de soldagem e o resfriamento da peça na estampagem a quente. Contudo, nesse mesmo estudo foram variados

a velocidade de soldagem (3 m/min. a 10 m/min), a potência do laser (2,4 kilowatts a 8 kilowatts) e as condições de refrigeração da junta soldada com água (0 ml/min. a 999 ml/min). No ato da estampagem, tendo sido verificado que nenhum deles influenciou o perfil de dureza na região de solda das juntas, figura 3.29⁽³⁰⁾.

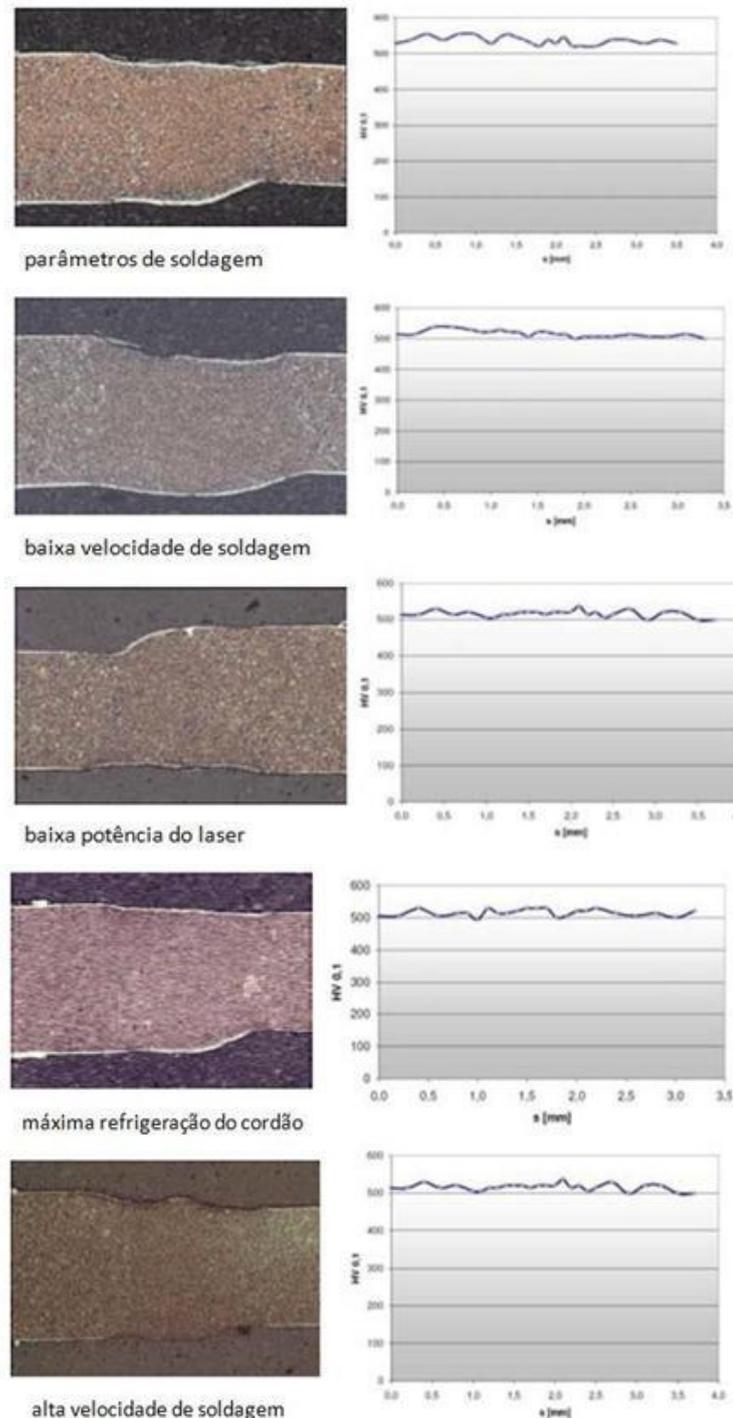


Figura 3.29 – Aspecto macográfico e perfis de dureza para variações em alguns parâmetros da soldagem e da estampagem a quente de juntas de aço 22MnB5⁽³⁰⁾.

Para uniões soldadas a laser após a estampagem a quente, obteve-se maior dureza na zona fundida, figura 3.30, em comparação à dureza do metal base (aço 22MnB5), devido à alta taxa

de resfriamento em função do processo rápido de soldagem a laser. Zhengwei e coautores⁽³³⁾ observaram que a menor dureza na ZTA está localizada na área onde a temperatura máxima atingida foi próxima à temperatura A_{c1} . Segundo a literatura⁽³³⁾, essa menor dureza é devido à formação de ferrita nesta região, figura 3.31.

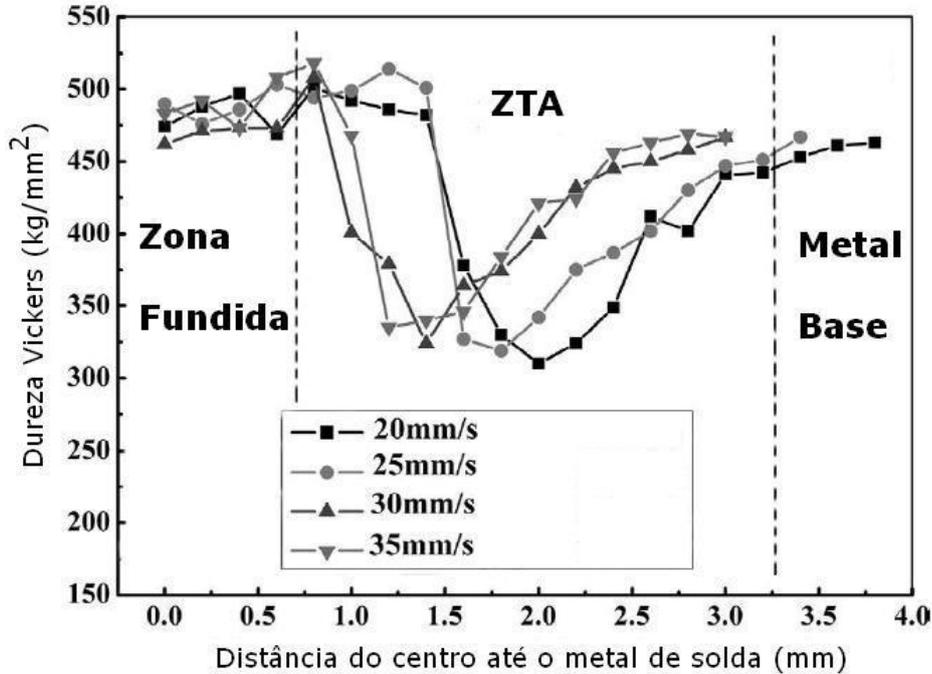


Figura 3.30 – Perfil de dureza da junta soldada a laser de aço 22MnB5 para várias velocidades de soldagem⁽³³⁾.

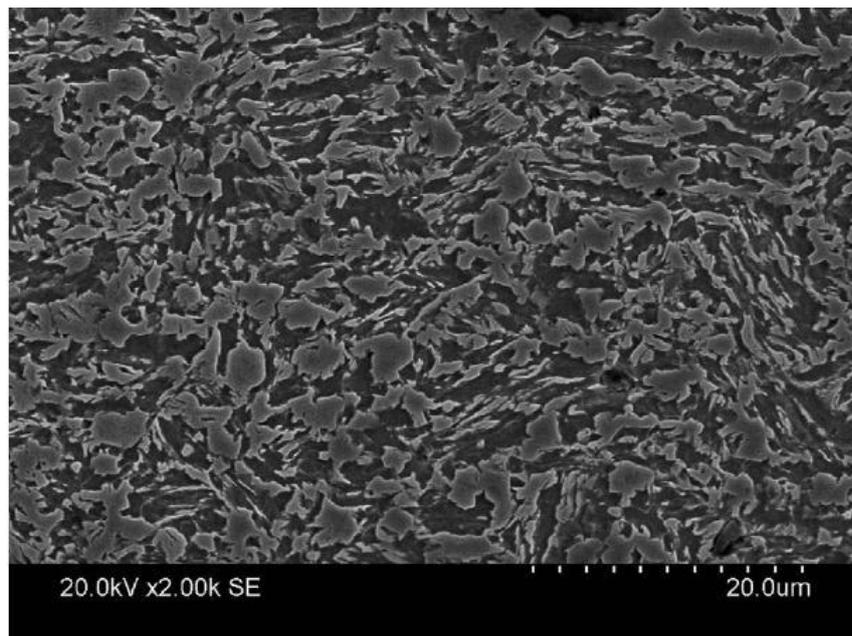


Figura 3.31 – Microestrutura da região de menor dureza da ZTA⁽³³⁾.

A formação dessa microestrutura de menor dureza está associada ao calor fornecido a essa área, que atingiu temperaturas abaixo de A_{c1} , induzindo a martensita em se decompor em ferrita. Esse fenômeno é chamado de amaciamento da ZTA⁽³³⁾. Segundo Kim e coautores⁽³⁴⁾, mesmo com menores aportes térmicos, observou-se o amaciamento da ZTA.

3.5.2. Soldagem a ponto por resistência de aço 22MnB5

Choi e colaboradores⁽³⁵⁾ realizaram a união do aço 22MnB5 revestido com Al-Si, estampado a quente, ao aço DP780 HDG-GA, através do processo de soldagem a ponto, e avaliaram a microestrutura da junta soldada. Aqui será relatada somente a microestrutura do 22MnB5, detalhada na figura 3.32, que é tema do presente estudo.

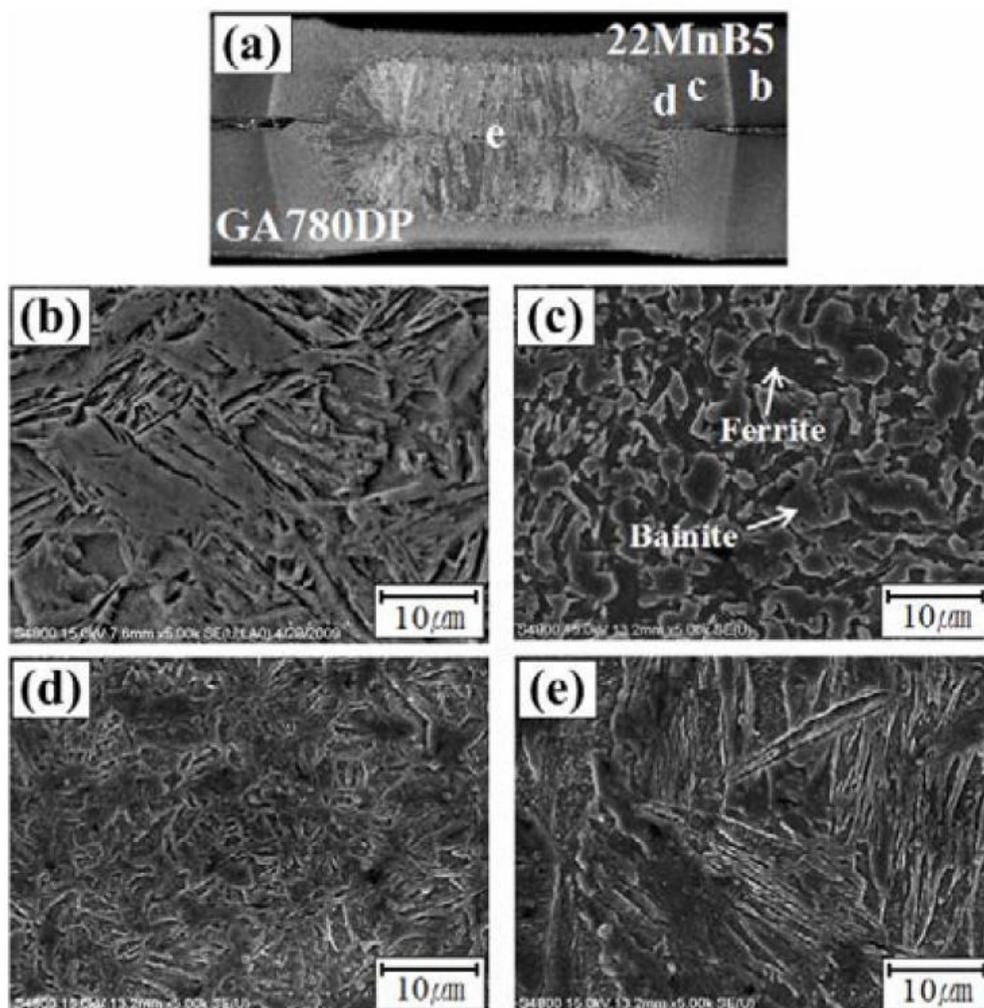


Figura 3.32 – Mudança da microestrutura entre o metal base e a lente solda no aço 22MnB5. (a) Aspecto geral da junta soldada, (b) metal base, (c) zona de transição entre o metal base e a ZTA de baixa temperatura, (d) ZTA de alta temperatura próxima à região de fusão e (e) lente de solda ou zona fundida (ZF)⁽³⁵⁾.

Como é de conhecimento o metal base do 22MnB5 é todo martensítico, figura 3.32 (b); sua zona fundida é constituída de uma martensita frágil devido à taxa de resfriamento mais alta, como mostrada na figura 3.32 (e). Todavia, foi notada uma martensita mais fina na linha de fusão, figura 3.32 (d). Este fenômeno é explicado a partir da austenitização nessa parte da ZTA: mesmo quando os grãos de austenita são formados, seu crescimento é restringido pela formação de martensita e pelos ciclos térmicos de soldagem de curto tempo de permanência. Considerando que os grãos são mais finos na ZTA, os constituintes localizados nos contornos de grão são obstáculos para a formação de martensita grosseira nesta região. Na região de transição entre o metal base e a ZTA, figura 3.32 (c), verificou-se a presença de bainita na matriz ferrítica, como resultado de um recozimento lento ocorrido nessa região. Essas transformações microestruturais afetaram a distribuição de dureza na junta soldada.

Com relação ao perfil de dureza da junta soldada a ponto dos aços 22MnB5 Al-Si e DP780 HDG-GA, figura 3.33, observou-se uma queda da dureza na ZTA em comparação ao metal base e à zona fundida. Isso também foi observado em estudos sobre a soldagem a laser do mesmo aço⁽³³⁾. Depois da soldagem, a martensita desse aço é transformada em uma bainita “macia” em matriz de ferrita pró-eutetóide, como resultado do recozimento nas regiões sub e intercríticas da ZTA. Já a alta dureza apresentada na ZTA provavelmente se deve à formação de carbonetos, entretanto, com os métodos utilizados pelos autores não foi possível identificar com precisão essa formação. Também se imagina que a martensita mais fina aumenta a dureza da ZTA⁽³⁵⁾.

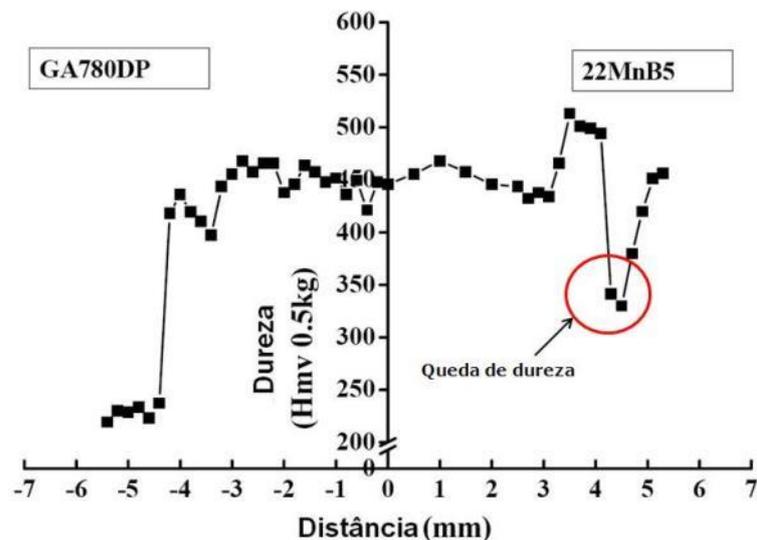


Figura 3.33 – Perfil de dureza da junta soldada a ponto de aços 22MnB5 e DP780 HDG-GA⁽³⁵⁾.

Em ensaio de cisalhamento de juntas soldadas a ponto de aços 22MnB5 (Al-Si) com DP780 HDG-GA todas as fraturas foram do tipo interfacial, figura 3.34⁽³⁵⁾. Na avaliação da superfície de fratura observaram-se regiões com camadas de alumínio remanescente do revestimento (FeAl, e FeAl5). Além do alumínio do revestimento, também foram encontradas na superfície

trincas de solidificação decorrentes de soldas de alta dureza e baixa tenacidade, características de materiais com carbono equivalente alto. O carbono equivalente (C_{eq}) do 22MnB5 é de aproximadamente 0,54, sendo necessário um C_{eq} maior que 0,24 para causar fratura do tipo interfacial⁽³⁵⁾.

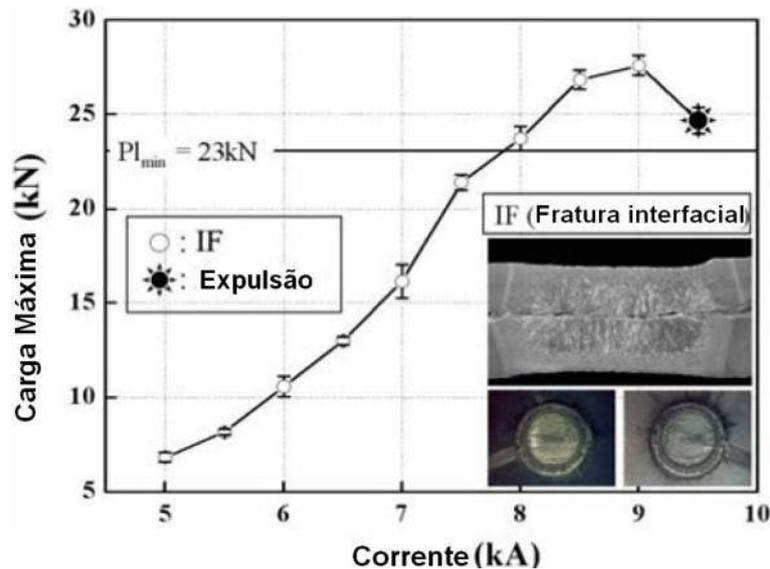


Figura 3.34 – Resultados de ensaios de cisalhamento de juntas soldadas a ponto de aço 22MnB5/DP780 HDG-GA. Parâmetros de soldagem: 20 kN de força dos eletrodos e 20 ciclos de tempo de soldagem⁽³⁵⁾.

Diferentemente do tipo de fratura encontrado nos estudos apresentados até o momento, foi visto em outro trabalho que a soldagem entre um aço 22MnB5 e DP780 pode apresentar fratura em botão após ensaio de cisalhamento e tração cruzada. Kongati e coautores⁽³⁶⁾ averiguaram que a resistência máxima ao cisalhamento teve um valor médio de 800 MPa para um botão de solda de 4,0 mm de diâmetro, sendo este resultado próximo a resistência do metal base do DP780. Além disso, os autores não utilizaram nenhum artifício para a soldagem desses aços, ambos com 1,0 mm de espessura. Deve-se ressaltar que quanto maior a espessura do material, maiores são as chances de fratura interfacial, principalmente em aços constituídos de uma estrutura martensítica, mais frágil.

3.5.3. Soldagem a arco

A microestrutura da junta soldada pelo processo GMAW de um aço ao boro e um aço com limite de resistência de 605 MPa, chamado de FB590, é mostrada na figura 3.35⁽³⁷⁾. A região identificada como “ZTA 1 (Boro)” foi aquecida acima da temperatura A_{c3} e rapidamente resfriada, resultando na formação de martensita. A região “ZTA 2 (Boro)” foi aquecida entre A_{c1} e A_{c3} e resfriada de tal forma que resultou em bainita, martensita e ferrita. A “ZTA 3 (Boro)” foi aquecida abaixo de A_{c1} , apresentando martensita, formada na têmpera e revenida pela soldagem. Como se vê na figura 3.36, para baixos aportes térmicos o principal constituinte no

metal de solda foi a martensita. Notou-se ferrita acicular nesta mesma região para maiores aportes térmico.

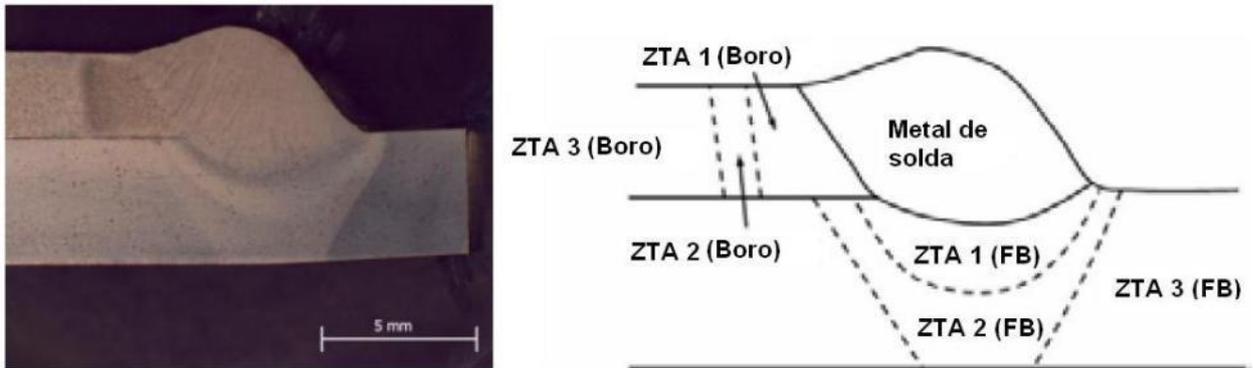


Figura 3.35 – Seção transversal de junta soldada pelo processo GMAW dos aços ao boro e FB590⁽³⁷⁾.

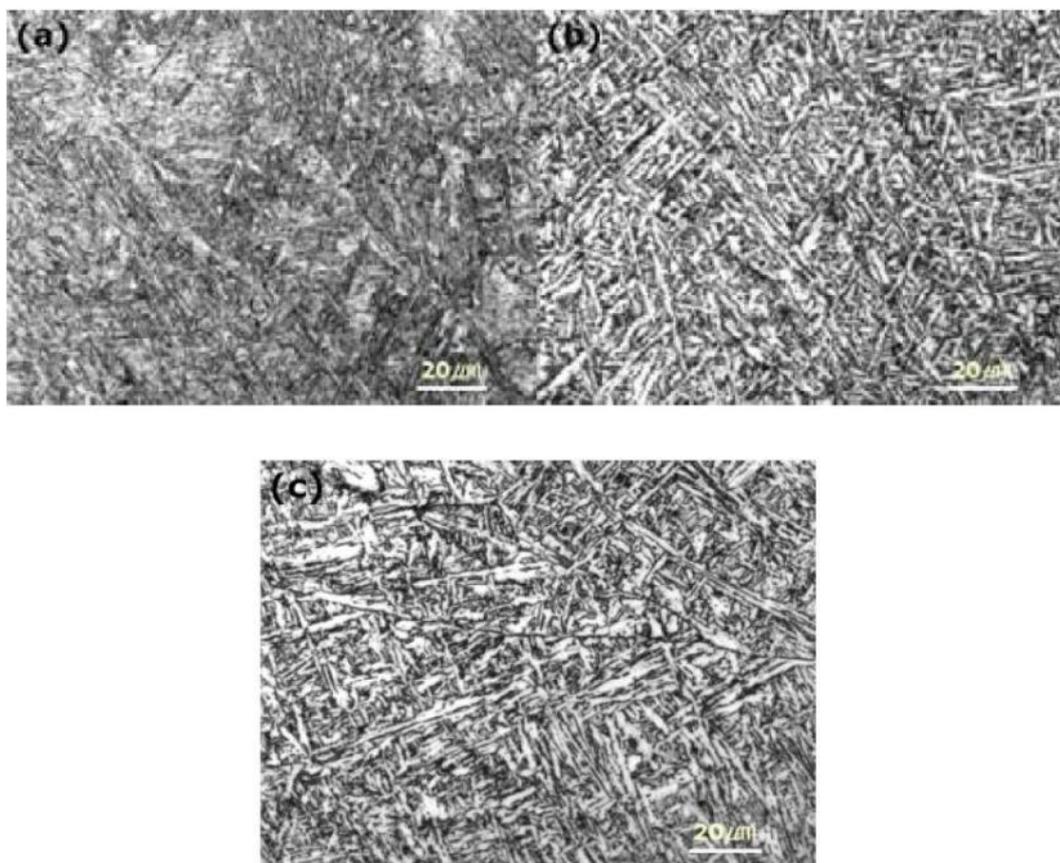


Figura 3.36 – Microestruturas do metal de solda de junta soldada pelo processo GMAW de um aço ao boro e outro FB590 com os aportes térmicos (a) 0,29 kJ/mm, (b) 0,48 kJ/mm e (c) 0,67 kJ/mm⁽³⁷⁾.

Comparando-se o perfil de dureza da ZTA das juntas soldadas a ponto e pelo processo GMAW, pode-se dizer que ambos são similares, como se vê nas figuras 3.33 e 3.37. De acordo com os autores que estudaram a soldagem GMAW em aços para estampagem a quente, quanto maior o aporte térmico, menor a dureza da ZTA, principalmente devido à taxa de resfriamento mais baixa e ao menor tempo de permanência na temperatura de pico que resulta na formação de grãos mais finos diminuindo o efeito da têmpera. A dureza da ZTA1(Boro) é maior que a ZTA1(FB) por causa do aumento da temperabilidade provocado pelo boro e pelo carbono em solução sólida do aço ao boro.

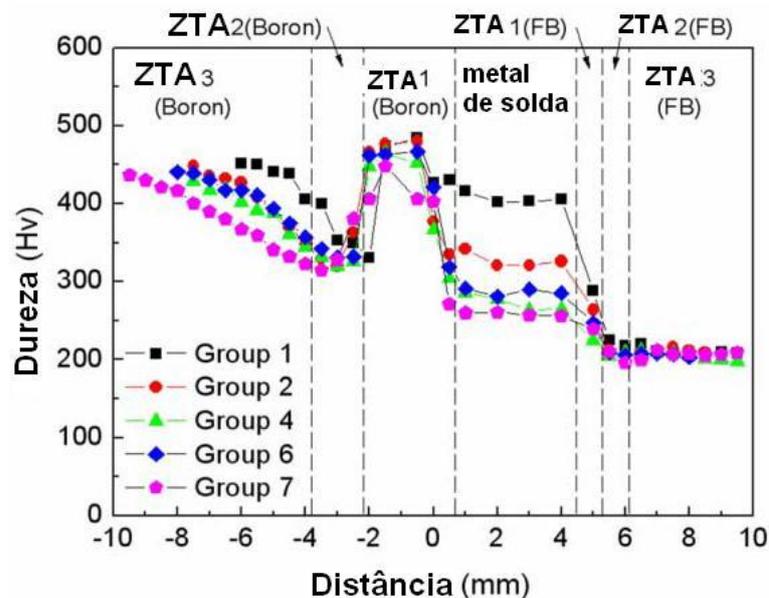


Figura 3.37 – Perfil de dureza do metal de solda e ZTA da união pelo processo GMAW dos aços ao boro e FB590⁽³⁷⁾.

3.6. Aço *Dual-Phase*

Os aços *dual-phase* (DP) apresentam uma microestrutura normalmente constituída de ilhas de martensita dispersas em uma matriz ferrítica, figura 3.38. Entretanto, pequenas quantidades de outras fases ou constituintes, tais como bainita, perlita e/ou austenita retida, podem também estar presentes.

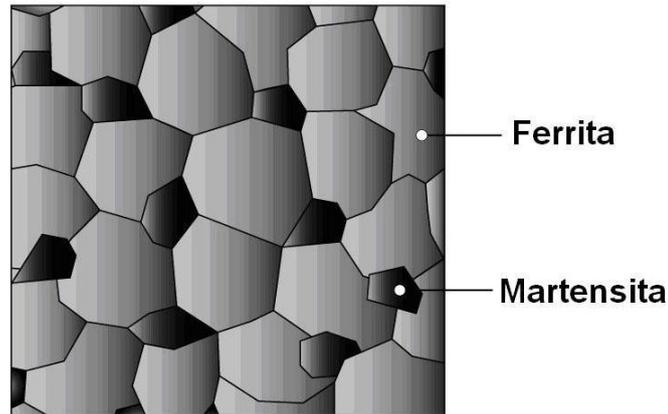


Figura 3.38 – Imagem ilustrativa de um aço dual phase⁽³⁸⁾.

A presença das duas fases, de características bem diferentes, determina o comportamento mecânico do aço durante sua deformação. Para um determinado nível de deformação, a fase ferrítica encontra-se muito mais deformada que a fase martensítica. A deformação ocorre quase que exclusivamente dentro dos grãos de ferrita, enquanto que a martensita, embora seja mais solicitada, permanece praticamente no regime elástico.

A deformação na ferrita em torno da martensita pode ser tão intensa a ponto de provocar a formação de vazios na interface. Esta intensa deformação localizada dentro dos grãos de ferrita resulta num rápido encruamento nos momentos iniciais de deformação. A expansão de volume e a deformação cisalhante que acontecem durante a transformação da austenita para martensita no resfriamento resultam em um escoamento simultâneo em vários pontos da ferrita. Devido a isso, as deslocações móveis que são produzidas na interface ferrita/martensita conduzem à ausência de patamar definido de escoamento. O comportamento dos aços *dual-phase* durante a deformação, portanto, está diretamente associado com a quantidade e com o tamanho das partículas de martensita presentes na microestrutura. Uma maior quantidade de martensita introduz uma maior quantidade de deslocações nas interfaces com a ferrita, facilitando o início do escoamento plástico mesmo em baixas deformações.

Os aços *dual-phase* apresentam uma ductilidade superior à dos aços baixa liga e alta resistência (HSLA) e à dos aços endurecidos por precipitação ou por solução sólida de mesma classe de resistência. Esta elevada ductilidade dos aços *dual-phase*, comparada à dos aços HSLA, é atribuída à elevada quantidade de ferrita na microestrutura, ao menor teor de carbono contido na ferrita e à eventual presença de austenita retida, dentre outros fatores. Esta ductilidade é acompanhada por uma boa conformabilidade, motivo pelo qual os aços DP podem ser utilizados em diversas partes de veículos, como os painéis externos⁽³⁹⁾.

A figura 3.39 mostra valores típicos para a taxa de encruamento inicial, expressa pelo coeficiente de encruamento (também denominado de valor n), dos aços *dual-phase* em comparação com os aços HSLA de mesmo nível de resistência. Os aços *dual-phase*

apresentam valores mais elevados de n , o que indica uma maior deformação uniforme, ou seja, nos aços *dual-phase* a estricção (ou formação de pescoço) demora mais a ocorrer.

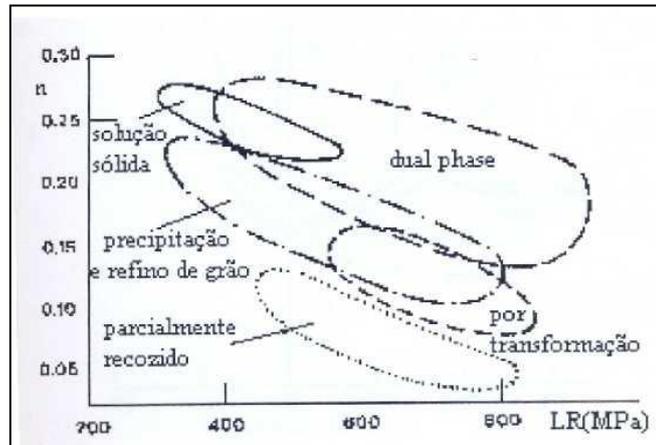


Figura 3.39 – Valores típicos do expoente de encruamento n para diversos aços de média e alta resistência⁽⁴⁰⁾.

3.7. Soldagem de aços *dual-phase*

Os aços *dual-phase* são usados em partes estruturais de automóveis, com o principal objetivo de diminuir o peso dos veículos, em razão de sua resistência mecânica.

A soldagem a pontos é o principal método de união das estruturas dos carros. No entanto, a soldagem a pontos de aços revestidos é um problema, pois esses aços requerem diferentes procedimentos de soldagem como, por exemplo, maiores correntes, tempos de soldagem e força dos eletrodos. Tais condições podem resultar em maior desgaste de eletrodos e defeitos nas regiões das lentes de solda, entre outros⁽⁴¹⁾.

Milititsky e coautores⁽⁴²⁾ avaliaram formas de obtenção de maior resistência das lentes de solda em soldagem a ponto de aços DP600. Foram feitas soldagens com duas e três chapas. Para soldagem com duas chapas verificou-se que, quanto maior o tempo de soldagem, com um maior número de pulsos (solda/pausa/solda/pausa), maior era o campo de soldabilidade. Em síntese, essa maior faixa pode proporcionar uma lente de solda de melhor qualidade e resistência. Obteve-se uma boa soldabilidade com três chapas soldadas de um mesmo aço (DP600 revestido) aplicando três pulsos.

Zhang e colaboradores⁽⁴¹⁾ determinaram o campo de soldabilidade de um aço DP600. O efeito dos parâmetros tempo e corrente de soldagem sobre a resistência das soldas é mostrado na figura 3.40. A corrente de soldagem exerceu uma maior influência na resistência da lente de solda do que o tempo de soldagem, podendo ser observado um aumento na resistência com o

aumento da corrente. O tempo de soldagem teve influência na resistência da lente somente para baixos valores de corrente.

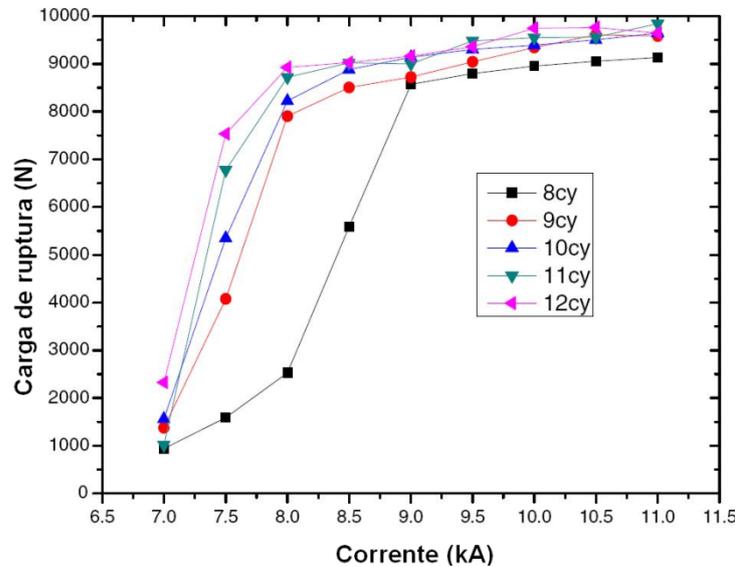


Figura 3.40 – Efeito do tempo e da corrente de soldagem na resistência mecânica de soldas a ponto em aços DP600 revestidos⁽⁴¹⁾.

Neste mesmo estudo⁽⁴¹⁾, o limite inferior do campo de soldabilidade foi traçado a 80% da máxima resistência (referente à figura 40). O limite superior foi estabelecido até que a indentação não ultrapassasse 25% da espessura da chapa, figura 41.

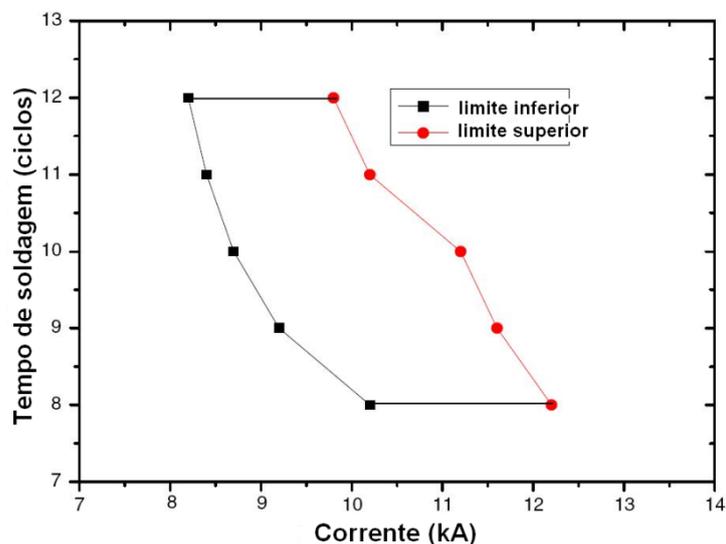


Figura 3.41 – Campo de soldabilidade de aço DP600 utilizando os critérios de limite superior do campo por volta de 25% de indentação da espessura da chapa e limite inferior de 80% da máxima resistência⁽⁴¹⁾.

Em outro estudo⁽⁴³⁾ foi avaliado o efeito da forçá entre eletrodos, do tempo de soldagem, do tempo de retenção e da corrente efetiva na soldabilidade a pontos de aços *Dual Phase*.

A figura 3.42 (a) mostra que para uma determinada corrente efetiva, a resistência ao cisalhamento aumenta com o tempo de soldagem até certo ponto, decrescendo posteriormente. Observa-se que a corrente efetiva de 10,1 kA proporcionou um melhor desempenho para um determinado tempo de soldagem, pois resultou em maior resistência ao cisalhamento.

Ghosh e coautores ⁽⁴³⁾ observaram que com o aumento do tempo de soldagem acima de 45 ciclos, pode ocorrer o crescimento do diâmetro da lente e do diâmetro do eletrodo, devido ao excesso de condução de calor do metal no eletrodo. A solda, no tempo de soldagem de 50 ciclos, apresenta a máxima resistência ao cisalhamento.

A figura 3.42 (b) confirma o fenômeno relatado anteriormente, sendo que uma boa resistência na solda é obtida quando a faixa de corrente efetiva não excede 10,1 kA e o tempo de soldagem é da ordem de 50 ciclos.

Para uma corrente efetiva igual a 9,2 kA e um tempo de soldagem de 40 ciclos, a interface da lente de solda exibiu fratura interfacial devido ao seu diâmetro muito pequeno. Aumentou-se o tempo de soldagem para 50 ciclos e ocorreu aumento na resistência, causando fratura na região da ZTA. Para a corrente de 9,2 kA a lente de solda cresceu muito pouco, mesmo com o aumento do tempo de soldagem. Isto possivelmente foi responsável obtenção de uma resistência mecânica inferior às obtidas com correntes mais altas, figura 3.42 (a). Durante a soldagem com 10,1 kA, foi verificada uma falha na interface quando usado um tempo de soldagem de 40 ciclos. Com o aumento do tempo para 50 ciclos, o diâmetro da lente cresceu.

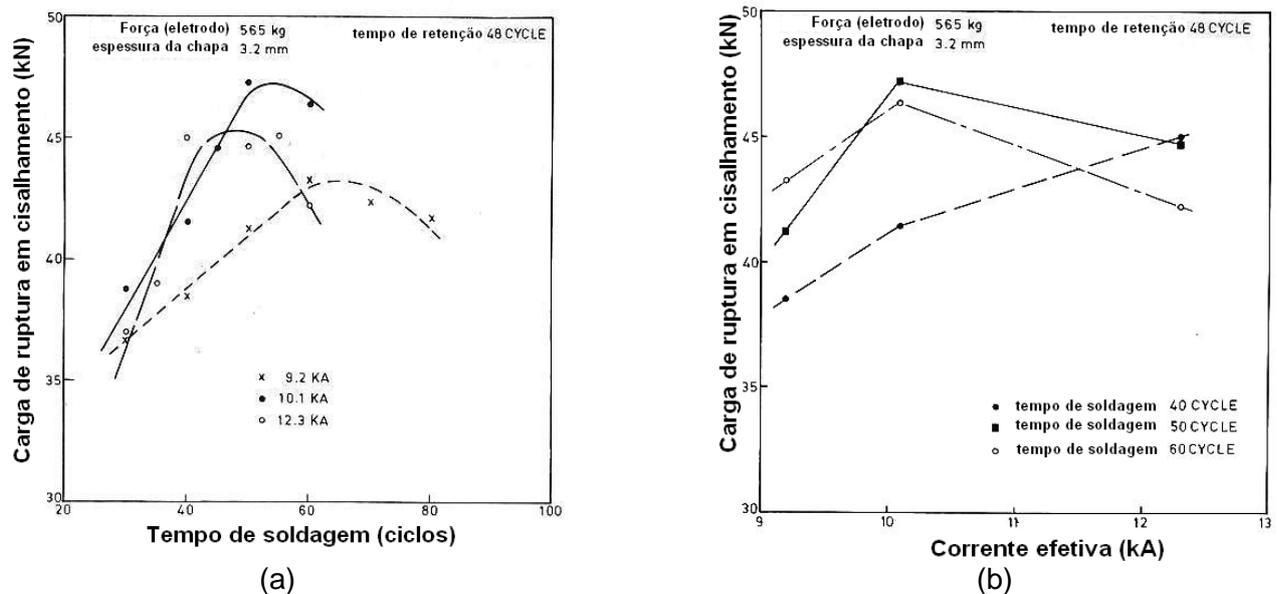


Figura 3.42 – Influência da variação no tempo de soldagem e da corrente efetiva na resistência ao cisalhamento da lente de solda de um aço DP⁽⁴³⁾.

Com o crescimento da força dos eletrodos, maior contato é estabelecido entre as peças, resultando em um aquecimento mais uniforme. Isto minimiza a expulsão durante a soldagem e melhora a resistência das soldas, que foi máxima para uma força entre os eletrodos de 565 kg, figura 3.43, sem ocorrência de expulsão. Um aumento na força entre os eletrodos resulta em um aumento da penetração dos eletrodos e uma redução da resistência da solda, devido à indentação na região de solda.

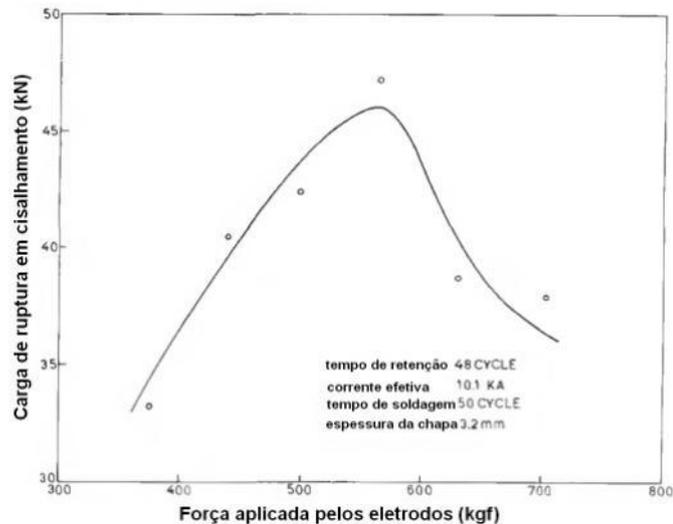


Figura 3.43 – Influência da força entre eletrodo no limite de resistência ao cisalhamento na soldagem a pontos de aços DP⁽⁴³⁾.

Neste mesmo estudo⁽⁴³⁾, observou-se que durante o tempo de retenção, o resfriamento gerado pelos eletrodos pode afetar a transformação de fase nas lentes de solda. Isto pode ter influenciado no valor da resistência da lente de solda. Quanto maior for o tempo de retenção, maior será a possibilidade de aumento da dureza na solda e de formação de fases frágeis, o que pode ter ocasionado a diminuição na resistência após 50 ciclos, figura 3.44.

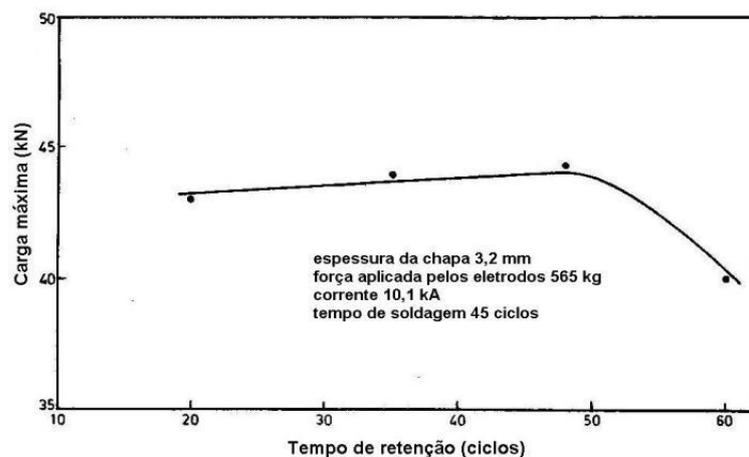


Figura 3.44 – Influência do tempo de retenção na resistência ao cisalhamento do aço DP⁽⁴³⁾.

O aumento no tempo de soldagem diminuiu a dureza na ZTA, figura 3.45. Esse comportamento é devido às alterações microestruturais observadas na região de grãos grosseiros da ZTA. A alta dureza observada nessa região para menores tempos de soldagem pode ter sido causada por transformações metalúrgicas decorrentes do rápido resfriamento em razão da refrigeração do eletrodo, que promoveu a formação de fases de baixa temperatura de formação e elevada dureza.

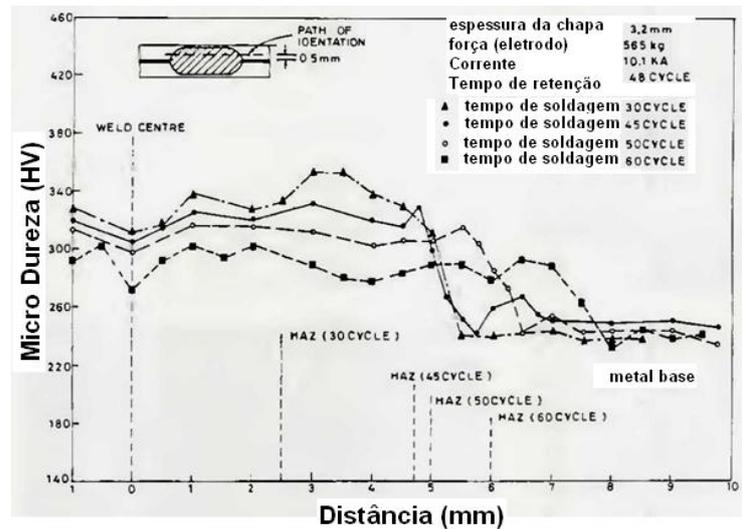


Figura 3.45 – Perfil de dureza na região da solda de aço DP para vários tempos de soldagem⁽⁴³⁾.

Marya e coautores⁽⁴⁴⁾ avaliaram a influência da espessura do substrato na soldabilidade de aços dual phase com espessuras de 1,8 mm (DP18) e de 2,0 mm (DP20).

Neste mesmo estudo, os autores⁽⁴⁴⁾ citam que o aumento na corrente de soldagem e da força entre os eletrodos aumenta o diâmetro da lente de solda e reduz a porcentagem de vazios na zona de fusão. Os vazios podem ser controlados pelo tempo de soldagem, pela corrente e principalmente pela força entre os eletrodos, que deve ser alta. Entretanto, não foi comprovado que os vazios provocam fratura interfacial na região de solda. Foram encontrados mais vazios na chapa mais espessa (DP20), figura 3.46 (a) e (b).

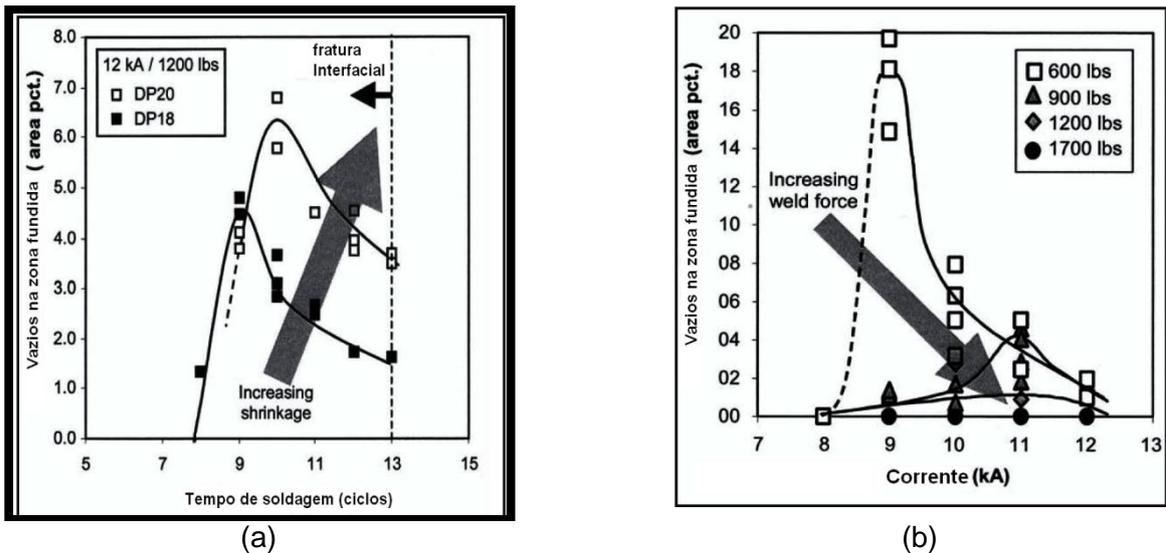


Figura 3.46 – Porcentagem de vazios na região de solda (a) nos aços DP20 e DP18 em função do tempo de soldagem para uma corrente de 12 kA e uma força de 1200 lbf (b) no aço DP20 em função da corrente para diferentes forças aplicadas⁽⁴⁴⁾.

O diâmetro do botão de solda (obtido em ensaio de cinzelamento) cresce com o aumento da corrente. Para altas correntes o diâmetro do botão nos dois aços se estabiliza. Para baixas correntes, os diâmetros do botão de solda foram maiores para o DP18. Concluiu-se que para o DP18, por sua menor espessura, necessita-se menos calor para formar o botão de solda do que para o DP20, figura 3.47.

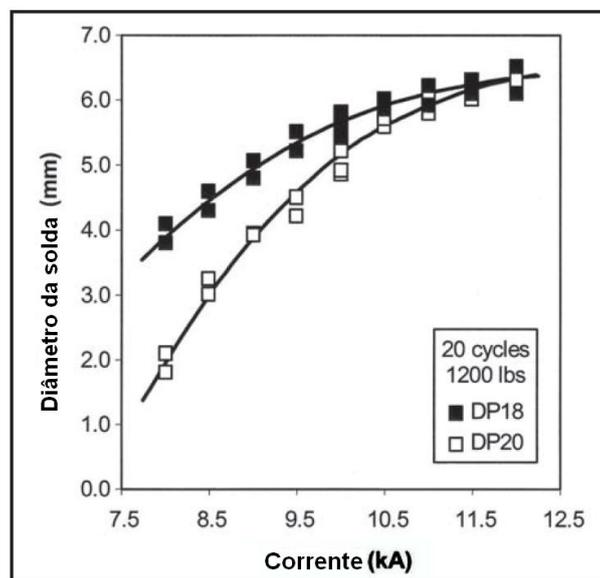


Figura 3.47 – Diâmetro da solda nos aços DP18 e DP20 em função da corrente, para um tempo de soldagem de 20 ciclos e uma força de 1200 lbf⁽⁴⁴⁾.

Para complementar, foi verificado que acima da corrente máxima permitida ocorre fratura na interface e as chapas são muito indentadas, figura 3.48. Isso pode ser confirmado através da

figura 3.49, que mostra que, para correntes próximas a 10 kA, a indentação está em torno de 20%. Em soldas de boa qualidade, a indentação não pode exceder 30%.

De acordo com os resultados apresentados anteriormente, pode-se concluir que o DP20 tem uma maior suscetibilidade às fraturas interfaciais do que o DP18, devido a sua maior espessura.

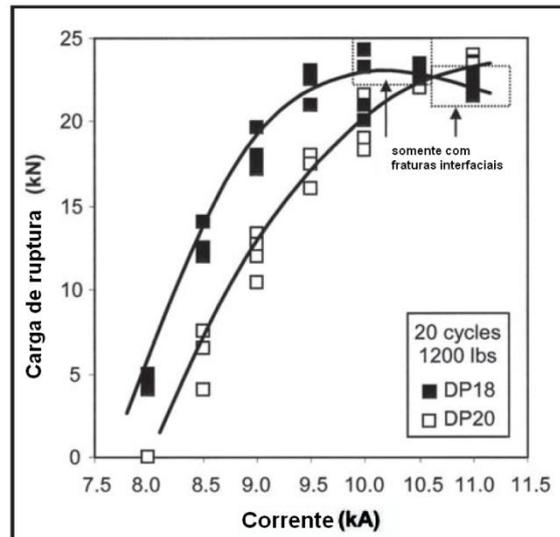


Figura 3.48 – Máxima força registrada durante o teste de cisalhamento em função da corrente de soldagem feita para os aços DP18 e DP20⁽⁴⁴⁾.

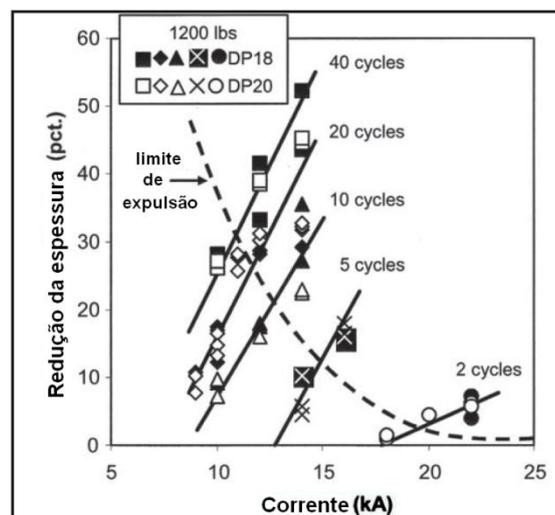


Figura 3.49 – Influência da redução da espessura e força do eletrodo na soldagem a ponto para aços *dual-phase*, com espessura do substrato de 1,8 mm (DP18) e 2,0 mm (DP20)⁽⁴⁴⁾.

Na visão de Lalam⁽⁴⁵⁾ a dureza, em aços de alta resistência soldados a pontos, depende somente da composição química do material e não do tempo de soldagem, figura 3.50.

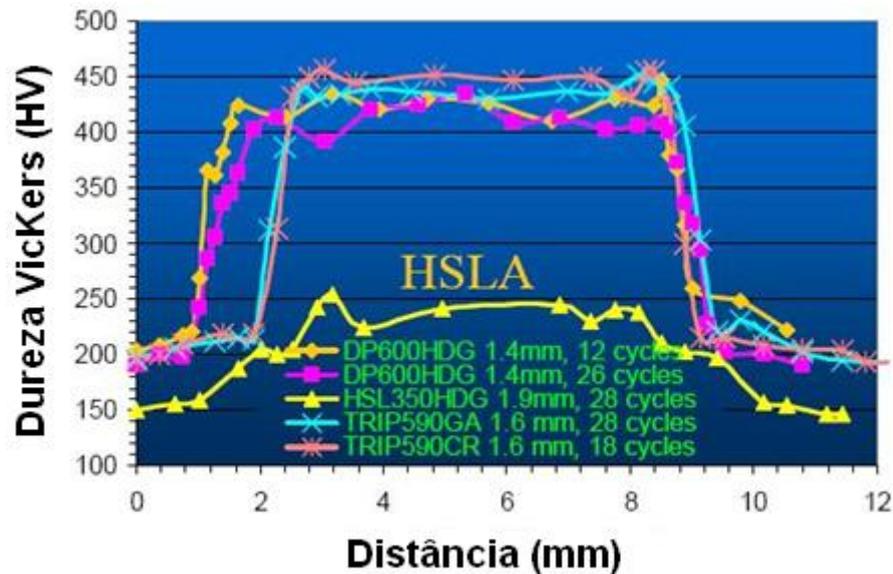


Figura 3.50 – Perfil de dureza em aços de alta resistência em vários ciclos de soldagem⁽⁴⁵⁾.

3.8. Aspectos teóricos da soldagem a ponto por resistência elétrica

O processo de soldagem a pontos consiste na obtenção da união de duas peças metálicas sobrepostas, através da formação de uma pequena região fundida, denominada lente de solda, na interface entre as peças. Esta lente é produzida pelo calor gerado pela passagem de uma corrente elétrica de alta intensidade e baixa tensão pelo sistema constituído pelos eletrodos e as partes a unir, figura 3.51. O tamanho e a forma da lente são determinados, principalmente, pela geometria dos eletrodos, pelo diâmetro das faces dos eletrodos e pela intensidade de corrente. Após a interrupção do fluxo de corrente, a força exercida pelos eletrodos sobre as peças é mantida por um tempo para que o material fundido resfrie e solidifique. Deve ser ressaltado que a soldagem ocorre rapidamente, razão pela qual se utiliza usualmente o "ciclo" (1/60 s) como unidade de tempo.

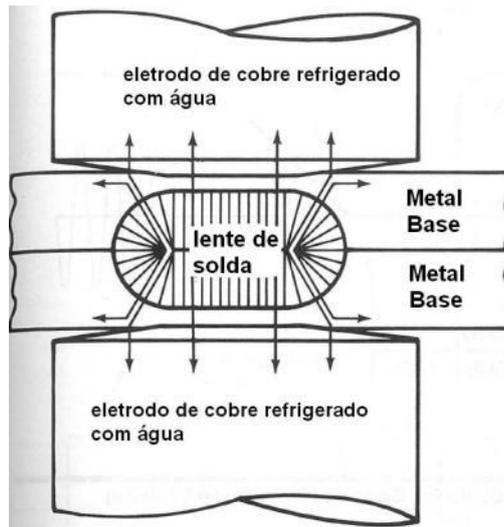


Figura 3.51 – Dissipação de calor entre metal base e eletrodos durante a soldagem a ponto⁽⁴⁶⁾.

O aquecimento e fusão das chapas metálicas entre os eletrodos ocorrem devido à conversão de energia elétrica em energia térmica por efeito Joule. Esta transformação é descrita pela equação 3.1. A soldagem a ponto utiliza este princípio, sendo que uma parte desse calor gerado nas peças é consumida na iniciação e crescimento da lente de solda (figura 3.51) e a outra parte é dissipada para a vizinhança.

$$Q = I^2 \times R \times t \quad (3.1)$$

Na realidade, I e R variam durante a soldagem e, assim, o calor gerado deve ser calculado por uma integral:

$$Q = \int_0^{tf} I^2 \cdot R dt \quad (3.2)$$

em que:

Q = energia térmica gerada; [J]

I = corrente elétrica; [A]

R = resistência elétrica do condutor; [Ω]

t = tempo de fluxo da corrente. [s]

Os eletrodos desempenham papel importante na dissipação de calor, já que são constituídos por material de boa condutividade térmica (ligas de cobre), sendo em geral resfriados internamente a água.

De acordo com Agashe e Zhang⁽⁴⁷⁾, o calor total para a formação da lente de solda é distribuído em três grandes áreas: zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e área de indentação (AI), onde uma quantidade de energia térmica é produzida na região da solda causando variações de temperatura. Essa energia é dissipada pela peça e pelos eletrodos, causando, também, variações de temperatura nessas. Para fins de cálculo, os autores dividem a zona fundida em duas partes envolvidas por suas ZTA e posteriormente as indentações, figura 3.52.

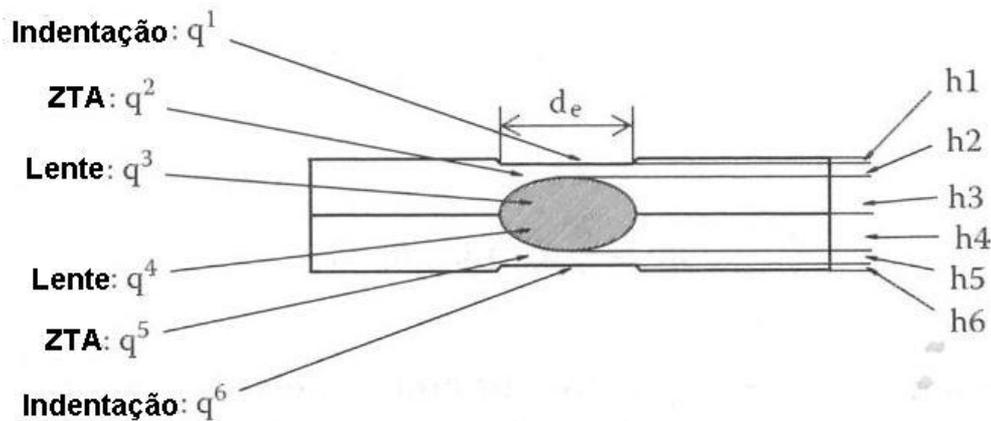


Figura 3.52 – Regiões da solda a ponto para cálculos de aquecimento, sendo q o calor em Joule e h a espessura (mm)⁽⁴⁷⁾.

Uma simulação das faixas de temperatura na região de solda foi realizada por Bentley e coautores⁽⁴⁸⁾, que confirmaram que a região de maior temperatura é no centro da lente (interface chapa/chapa), figura 3.53. Dupuy e coautores⁽⁴⁹⁾ verificaram como que o centro da lente atinge temperaturas de 1600°C e a interface eletrodo/chapa, 700°C.

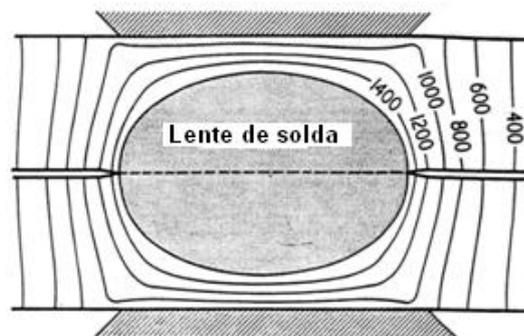


Figura 3.53 – Simulação da distribuição da temperatura da região de solda a ponto de um aço baixo carbono⁽⁴⁸⁾.

Como é bem conhecido e citado na literatura⁽⁵⁰⁾, o comportamento do ciclo térmico é diferente para cada zona de soldagem, como por exemplo, a região intercrítica da ZTA, em que se

observa uma taxa de aquecimento menor em relação às demais áreas analisadas, como mostrado na figura 3.54.

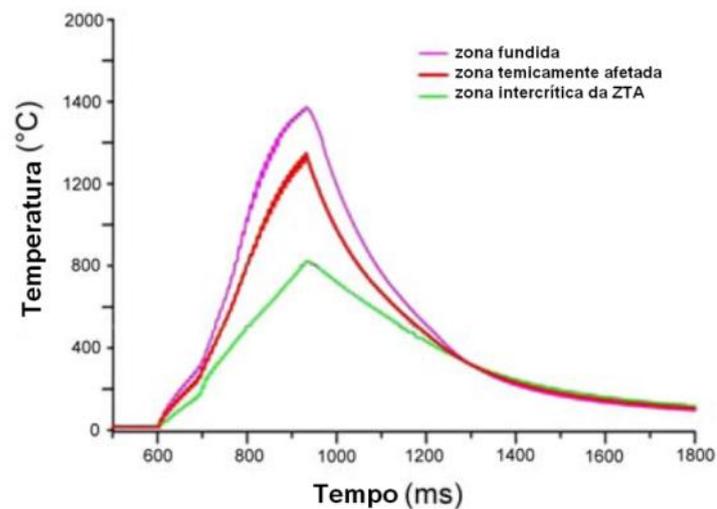


Figura 3.54 – Ciclos térmicos de soldagem nas diferentes zonas da junta soldada⁽⁵⁰⁾.

O ciclo de soldagem a ponto é composto por três fases: compressão (pré-pressão), soldagem e retenção, figura 3.55.

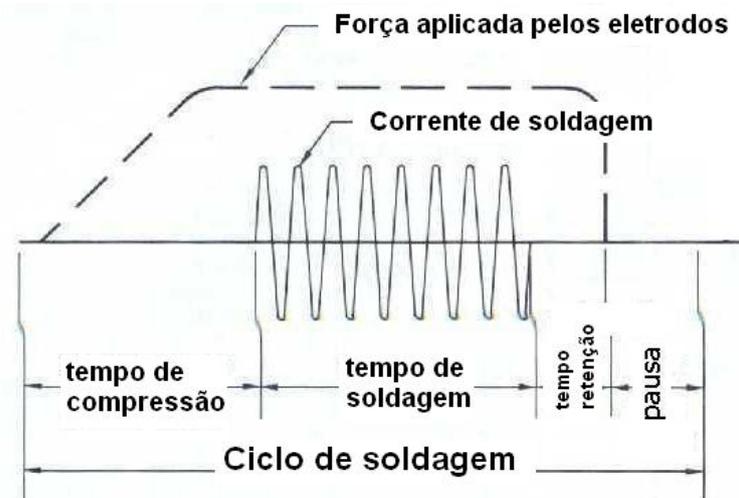


Figura 3.55 – Variação da corrente de soldagem e de força dos eletrodos no ciclo de soldagem a pontos⁽⁴⁶⁾.

É na compressão que acoplam-se os eletrodos sobre as peças (chapas) e estabiliza-se a força aplicada. Logo em seguida ocorre a soldagem propriamente dita. Na retenção a força exercida pelos eletrodos é mantida, entretanto, ela não pode ser excessiva, pois é nessa fase que ocorre o resfriamento e a consolidação da lente. Quanto maior for esse período, maior será a possibilidade de aumento da dureza na solda e de formação de constituintes frágeis. No tempo de pausa retira-se o eletrodo até o início de um novo ciclo soldagem.

3.8.1. Variáveis do processo de soldagem

a) Corrente e tempo de soldagem

Durante a soldagem, os valores de corrente não podem ser muito baixos, pois pode não haver a formação da lente de solda, nem muito altos, pois isso ocasiona a expulsão do material fundido.

Em relação ao tempo de soldagem, para um tempo muito curto, não é recomendável que a corrente seja alta, pois pode causar superaquecimento localizado no ponto de solda, danificando a face do eletrodo. Tempo longo e corrente alta podem ocasionar a contaminação da região de solda e das faces dos eletrodos.

Lane e colaboradores⁽⁵¹⁾ afirmam que para a formação de uma lente de melhor qualidade, a soldagem deve ser feita em tempos longos e baixa corrente, pois a lente obtida é mais uniforme e homogênea que em tempos curtos e corrente alta. Para uma corrente mais baixa, é de conhecimento⁽⁵¹⁾ que tempos longos produzem uma lente de tamanho menor e longos pode ocasionar expulsão.

Aços de elevada resistividade térmica e também para aços de espessuras maiores que 2 mm, utilizam-se tempos curtos e com múltiplos pulsos de soldagem e corrente mais elevada para se obter uma junta soldada de boa qualidade.

b) Força dos eletrodos

A força aplicada pelos eletrodos é responsável pelo fechamento do circuito de soldagem, permitindo um bom contato entre as peças e entre estas e os eletrodos. Esta força tem grande influência na dissipação de calor e, conseqüentemente, na formação da lente de solda. Para valores maiores de força aplicada, melhor é a dissipação térmica e menor a resistência elétrica de contato, resultando em menor tamanho da lente. A força é importante também durante o tempo de retenção, pois evita o aparecimento de vazios de solidificação.

c) Tempo de retenção

A retenção tem por intuito manter a lente confinada durante a sua solidificação através do contato entre a o aço e os eletrodos refrigerados, a fim de que a junta soldada obtenha as propriedades mecânicas desejadas. Deve-se ressaltar que, quanto maior for esse período, maior será a possibilidade de aumento da dureza na solda e de formação de fases frágeis. Portanto, o resfriamento gerado pelos eletrodos pode influenciar no valor da resistência da junta soldada, como mostrado na figura 3.56.

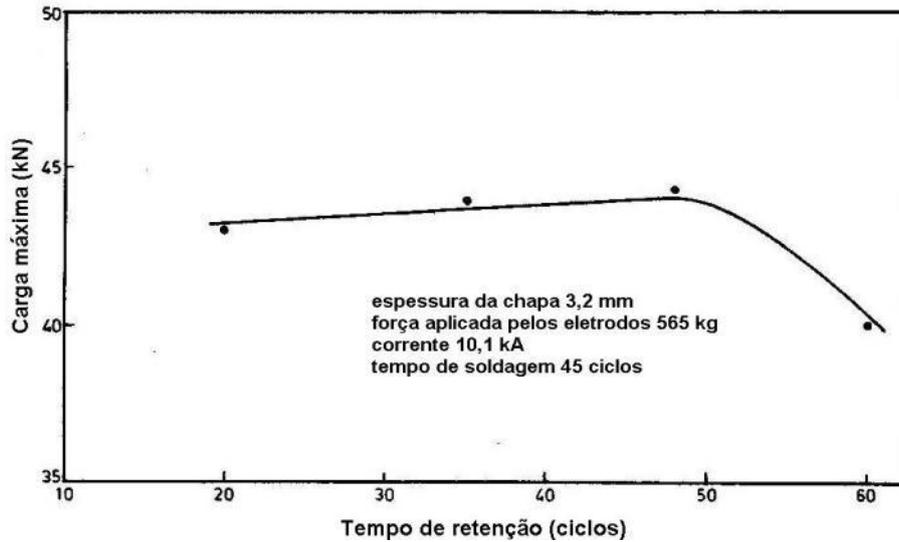


Figura 3.56 – Influência do tempo de retenção na resistência ao cisalhamento do aço *Dual Phase*⁽⁴³⁾.

Hernandez⁽⁵⁰⁾ comenta que os diferentes tempos de retenção modificam a taxa de resfriamento das juntas soldadas, figura 3.57, que influenciam na região subcrítica da ZTA, consequentemente no grau de revenimento de um aço *Dual Phase*.

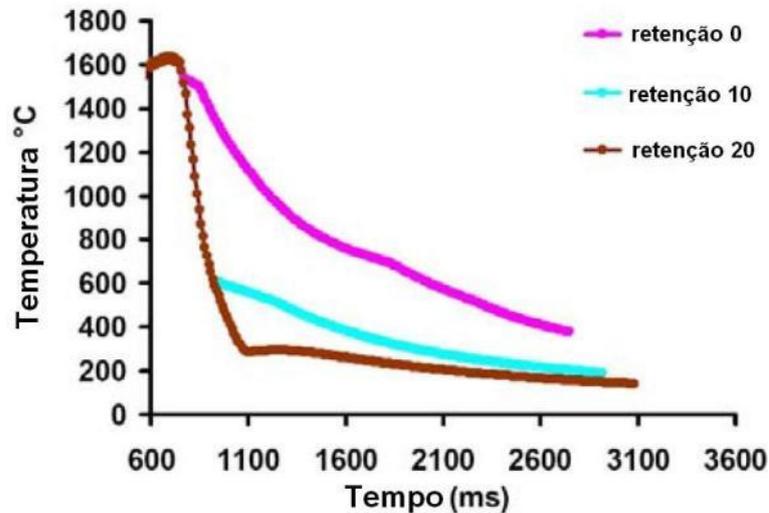


Figura 3.57 – Perfil de temperatura da zona fundida durante o tempo de retenção⁽⁵⁰⁾.

Pontos de solda podem apresentar sensibilidade ao tempo de retenção (HTS), com uma maior tendência de sofrer fratura do tipo interfacial quando solicitadas mecanicamente. Alguns autores⁽⁵²⁾ citam que a HTS pode ser ocasionada por dois fatores: defeitos como porosidade e trinca de solidificação devido a um curto tempo de retenção e uma microestrutura frágil devido ao um longo tempo de retenção. É possível que no caso do aço 22MnB5, esse fenômeno possa ocorrer, haja visto que sua microestrutura tende a ser predominantemente martensítica.

d) Espessura dos metais base

A espessura dos metais base tem importância para a formação da lente, pois afeta a geração e a dissipação de calor. Quanto maior a espessura, maior será a quantidade de material próximo à interface chapa/eletrodo e chapa/chapa a ser aquecida e maior deverá ser o tamanho da lente.

Para maiores espessuras do substrato necessita-se de tempos longos de soldagem, pois um maior volume será soldado. Neste caso, o resfriamento do substrato será mais lento do que para espessuras mais finas. Como consequência, a taxa de dissipação de calor próximo ao MB diminui para longos tempos de soldagem. Isto reduz o gradiente de temperatura entre o metal base e a lente de soldagem⁽⁴⁶⁾.

3.8.2. Campo de Soldabilidade

Uma forma de avaliar a soldabilidade a ponto é determinar o campo de soldabilidade. Este campo é determinado por correntes, mínimas e máximas, em um gráfico de *tempo de soldagem* x *corrente*, como exemplificado na figura 3.58.

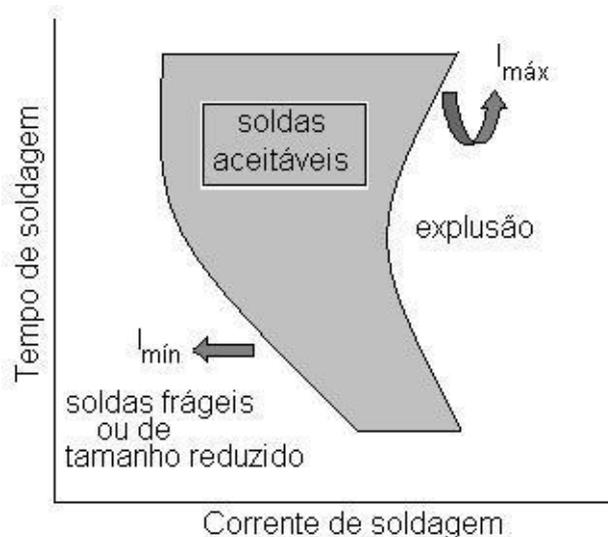


Figura 3.58 – Representação esquemática do campo de soldabilidade para um aço carbono.

A forma de se determinar o campo de soldabilidade é fixar um tempo de soldagem e variar a corrente de soldagem. A corrente mínima (I_{min}) é estabelecida de forma a produzir uma solda de diâmetro mínimo aceitável. E na corrente máxima (I_{max}) ocorre a expulsão do metal fundido.

A área do campo de soldabilidade é importante para soldagem a pontos. Quanto maior a área do campo, maior será a possibilidade de soldar o material sem que ocorra a expulsão do metal fundido ou a formação de lentes de dimensões inadequadas.

3.8.3. Ensaios de cisalhamento e tração cruzada

É a partir dos ensaios estáticos de cisalhamento e tração cruzada que são, em geral, retiradas as informações de propriedades mecânicas das juntas soldadas a ponto. Esses ensaios consistem em submeter um corpo de prova com geometria específica a uma carga que é aumentada continuamente, a uma velocidade constante, até sua ruptura. A figura 3.59 (a) mostra o corpo de prova e a direção de sollicitação, usados no ensaio de cisalhamento. Neste ensaio as chapas são tracionadas em direções opostas, porém não existe atuação de um nível apreciável de esforços trativos no entalhe. O ensaio de tração cruzada, figura 3.59 (b), pode ser comparada a um ensaio de tração em um corpo de prova entalhado, pois os esforços aplicados induzem tensões trativas na raiz do entalhe.

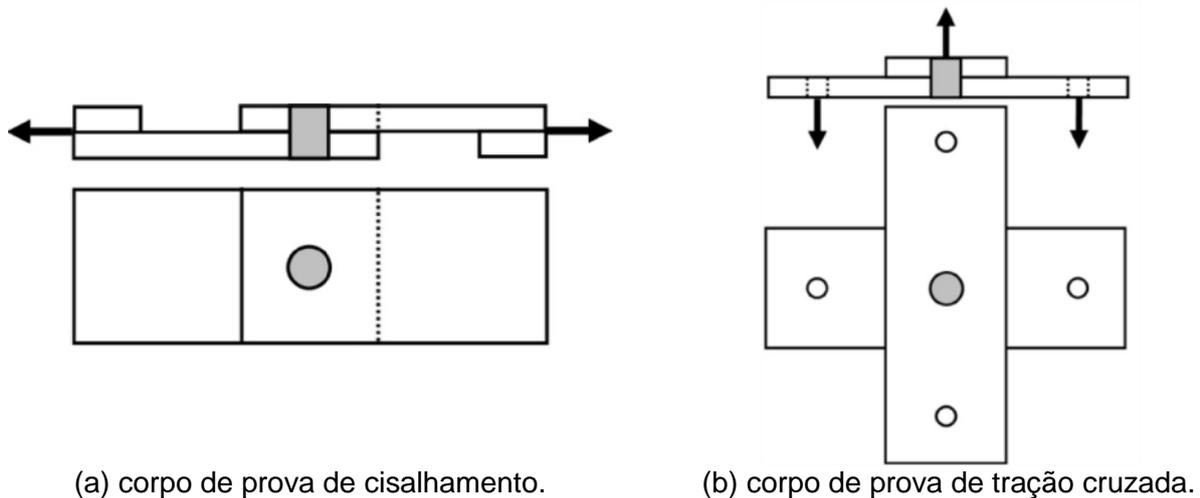


Figura 3.59 – Representação esquemática dos corpos de prova e do sentido de carregamento em ensaios mecânicos para a avaliação da resistência mecânica das juntas soldadas a ponto.

O valor de resistência ao cisalhamento é influenciado por variáveis como a espessura da chapa, o limite de resistência do metal base e o diâmetro da lente de solda. Sawhill e Furr⁽⁵³⁾, estudando vários tipos de aços, levantaram uma relação entre essas variáveis, que é representada na equação:

$$R_{cis} = F \times \varepsilon \times \phi \times LR_{mb} \quad (3.3)$$

Em que F é o fator de correção, característico de cada aço, com valor médio de 3,2, LR_{mb} é o limite de resistência do material, ε é a espessura da chapa e ϕ é o diâmetro da lente de solda.

No ensaio de tração ocorrem tensões trativas na raiz do entalhe, induzidas pelos esforços aplicados. Na figura 3.60 pode ser vista a distribuição de tensões em torno da lente de solda. Nota-se que devido à ação dos entalhe, as tensões são mais atuantes na extremidade da lente do que na sua região central. Segundo Pouranvari⁽⁵⁴⁾, as tensões são maiores na ZTA.

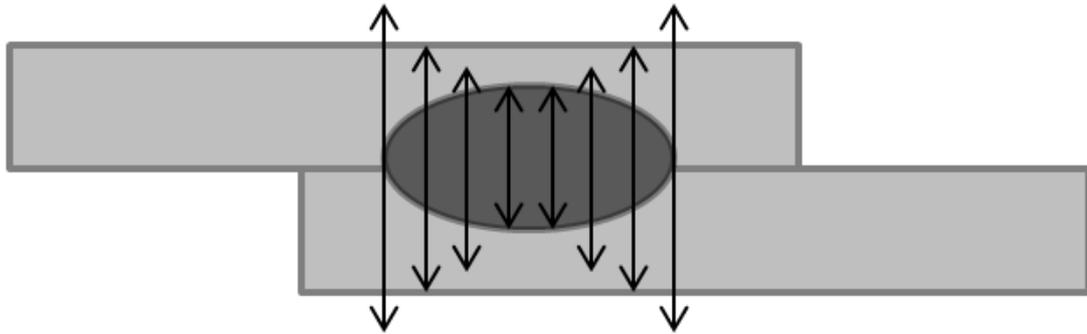


Figura 3.60 – Representação esquemática da distribuição de tensões aplicadas na lente de solda durante o ensaio de tração cruzada.

Também é possível avaliar o tipo de fratura resultante por meio dos ensaios estáticos de tração cruzada e cisalhamento. Existem basicamente 4 modos de fratura, figura 3.61. Na maioria das vezes, a fratura interfacial é frágil, acontecendo por meio da propagação de uma trinca através da zona fundida. Ela ocorre quando a lente é de pequeno diâmetro ou quando existem defeitos como trincas e poros ou quando a microestrutura na região de solda é frágil. Logo, esse tipo de fratura é indesejável. Já as fraturas em botão são, normalmente, dúcteis, sendo assim desejáveis, ocorrendo no contorno da lente de solda ou no metal base.

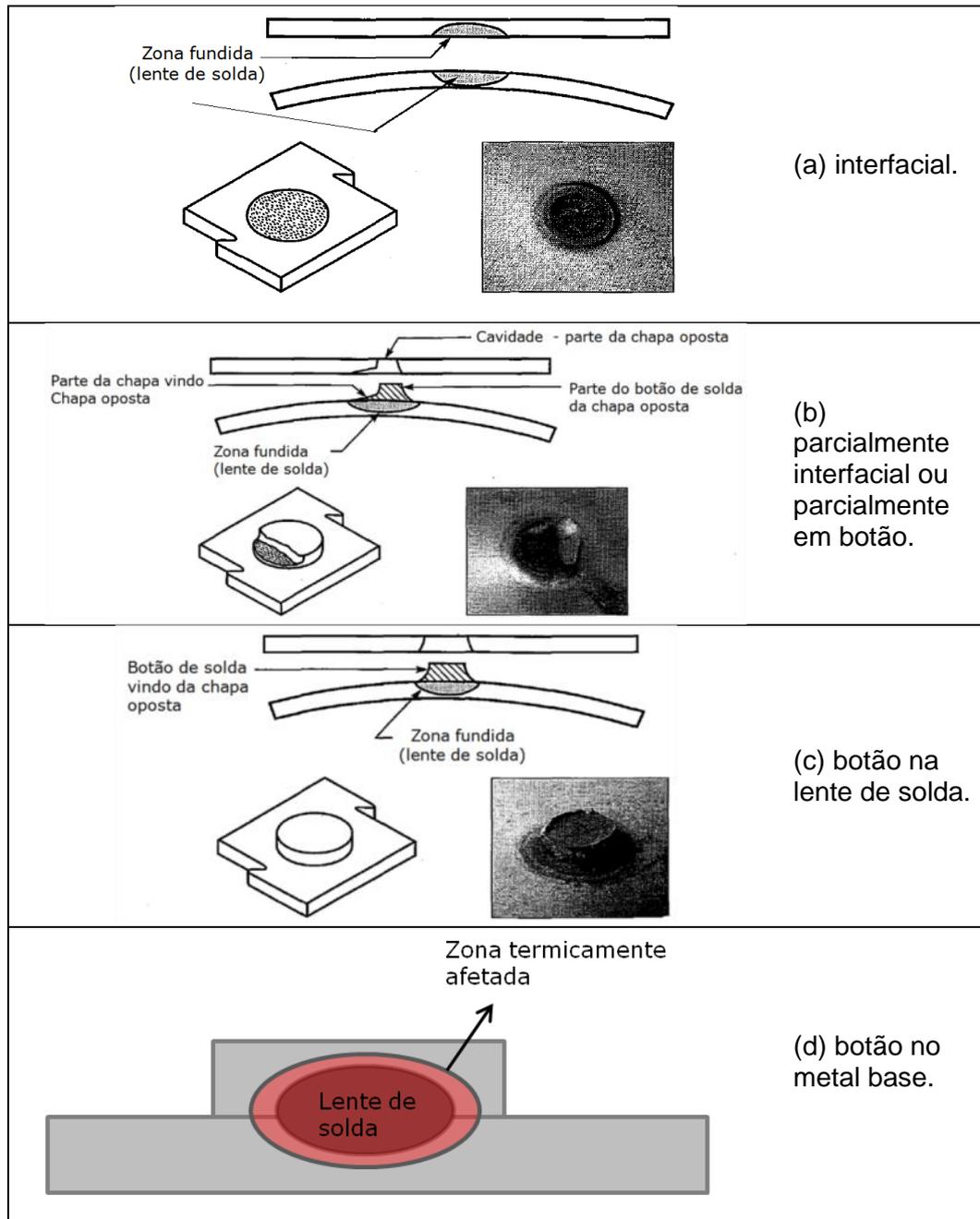


Figura 3.61 – Representação das possíveis fraturas que podem ocorrer em um ensaio estático⁽³⁾.

Pouranvari⁽⁵⁴⁾ apresenta uma equação pela qual pode ser determinado um diâmetro mínimo de lente de solda para que a fratura seja do tipo em botão:

$$D_C = \frac{4t}{Pf} \left(\frac{H_{PFL}}{H_{FZ}} \right) \quad (3.4)$$

Em que P é o fator de porosidade ($=1$, ausência de porosidade/vazios), f é a razão entre resistência ao cisalhamento e resistência à tração na zona fundida ($=0,5$ de acordo com o critério de Tresca), H_{FZ} e H_{PFL} são os valores de dureza na zona fundida e no local de falha, respectivamente.

Pouranvari⁽⁵⁴⁾ explica o caminho da fratura para os modos em botão e interfacial, em uma junta soldada de aços que possuem limites de resistência diferentes, figura 3.62.

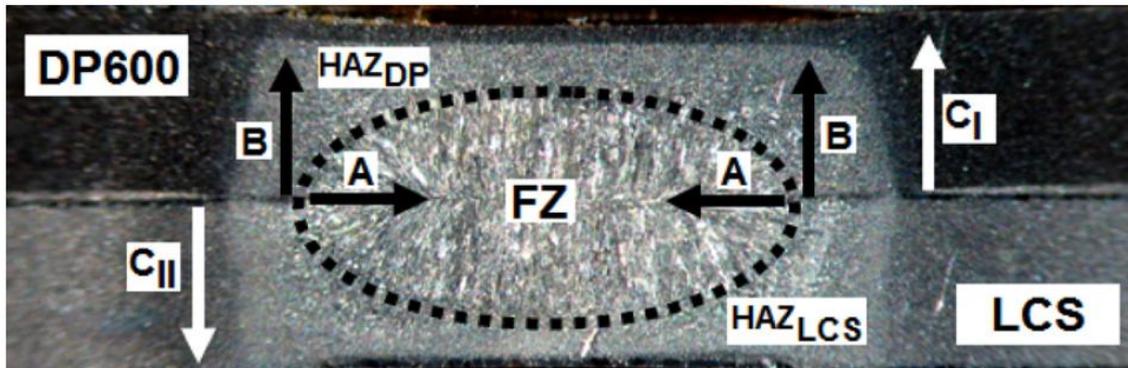


Figura 3.62 – Representação dos locais de início e propagação da fratura em uma junta de aços de resistências mecânicas dissimilares (DP600/LCS)⁽⁵⁴⁾.

Para fratura em botão, O caminho de propagação das trincas pode ocorrer tanto ao longo de B quanto de C (figura 3.62). No caso de fratura interfacial, esta ocorre somente em A. A fratura pode acontecer em ambas as chapas, enquanto que no ensaio de tração cruzada somente em uma das chapas. Foi verificado pelo autor⁽⁵⁴⁾, que o caminho de propagação das trincas no ensaio de cisalhamento inicia na chapa de maior resistência (C_I) e posteriormente na chapa de menor resistência (C_{II}).

De acordo com a figura 3.63, a tensão de cisalhamento no entorno da lente, isto é na ZTA, é a força motriz que favorece o tipo de fratura em botão no teste de tração cruzada. Portanto, quanto maior a resistência da ZTA, menor será a tendência à fratura em botão.

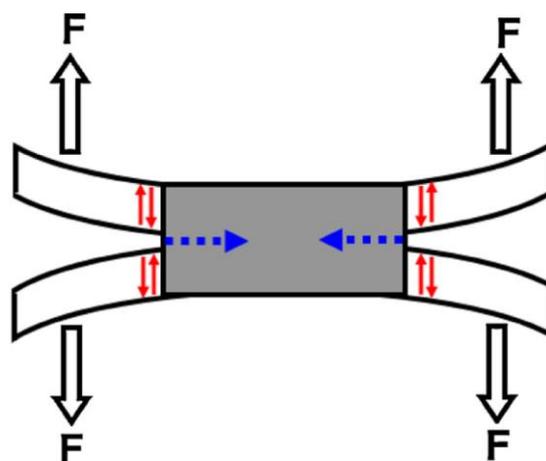


Figura 3.63 – Representação dos locais de início e propagação da fratura em uma junta de aços de resistências mecânicas dissimilares (DP600/LCS)⁽⁵⁴⁾.

Esse caminho de propagação está relacionado com a maneira de como o carregamento age no entalhe, seja por cisalhamento ou por tração cruzada. Na tração cruzada (Modo I de carregamento) a força motriz para o crescimento da trinca é alta, dificultando a deformação plástica, enquanto que no cisalhamento (Modo II de carregamento) a força motriz para propagação da trinca é baixa e a deformação plástica é favorecida. Conseqüentemente, a fratura interfacial no ensaio de cisalhamento é controlada pela dureza da zona fundida, ao passo que a fratura interfacial na tração cruzada é controlada pela tenacidade a fratura.

4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.1. Metais base

As amostras de aço utilizadas foram de *Dual Phase* de 800 MPa de limite de resistência (DP800) e de 22MnB5 “como recebido”, ambos na espessura de 1,8 mm. Nas tabelas IV.1 e IV.2 encontram-se, respectivamente, a composição química e as propriedades mecânicas dos aços.

Tabela IV.1 – Composição química dos aços para estudo da soldabilidade a ponto por resistência (% massa).

Material	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Nb	V	Ti
DP800	0,113	0,517	1,85	0,016	0,005	0,038	—	0,002	—	0,005
22MnB5	0,25	0,23	1,24	0,020	0,001	0,039	0,02	0,003	0,004	0,0045

Material	Cr	Ni	Mo	N	B	Ca	C _{eq} *
DP800	—	—	0,009	—	—	—	0,22
22MnB5	0,18	0,01	0,01	0,0051	0,0032	0,0023	0,35

$$* \text{Carbono equivalente} = \%C + \frac{\%Si}{30} + \frac{\%Mn + \%Cu + \%Cr}{20} + \frac{\%Ni}{60} + \frac{\%Mo}{15} + \frac{\%V}{10} + 5\%B^{(55)}$$

Tabela IV.2 – Propriedades em tração dos aços DP800 e 22MnB5 “como recebido”.

Material	Limite de resistência (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento total (%)
DP800	890	698	14,9
22MnB5	499	305	28,0

4.1.1. Caracterização dos metais base

Para complementar as informações sobre os aços 22MnB5 e DP800, as amostras foram cortadas, lixadas em diferentes granulometrias e, posteriormente, polidas com pasta de diamante de 3 e 1 μm . Primeiramente, nas amostras sem ataque metalográfico, foram determinados os tipos, a classificação e a distribuição das inclusões presentes nos aços, de acordo com a carta padrão I da norma ASTM E45⁽⁵⁶⁾. Em seguida, foram realizadas análises microestruturais via microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura, após ataque com reagente químico nital 2%. Para o aço DP800 foi determinada a fração volumétrica de constituintes de segunda fase com o emprego de um analisador de imagens. As frações de ferrita e de segunda fase presentes no aço foram evidenciadas por ataque com nital 4% e a

fração de martensita será medida após ataque com metabissulfito. A fração de bainita foi calculada como a diferença entre as frações totais de segunda fase e de martensita.

4.2. Tratamento térmico do aço 22MnB5

Os corpos de prova de aço 22MnB5, previamente cortados nas dimensões dos corpos de prova para ensaio de *peel*, cisalhamento, tração cruzada e análise metalográfica, foram aquecidos em um forno a uma taxa de 5°C/s até que fosse atingida a temperatura de austenitização de 900°C. Permaneceram nesta temperatura por 5 minutos e, em seguida, foram transferidos manualmente para um tanque com óleo siliconado para então resfriar a uma taxa de aproximadamente 50°C/s até a temperatura ambiente. A representação esquemática do ciclo de tratamento térmico é exibida na figura 4.1.

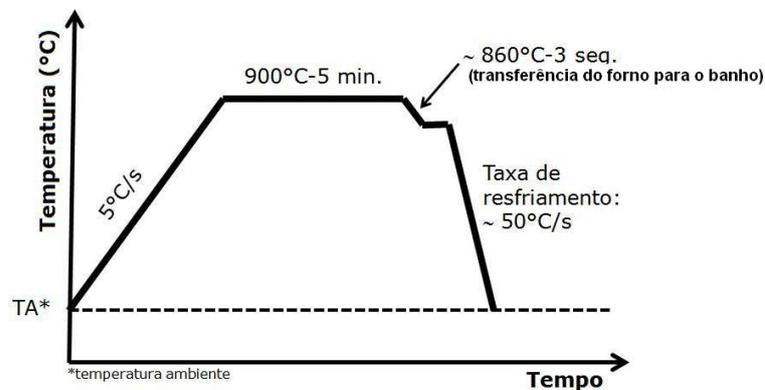


Figura 4.1 – Representação esquemática do ciclo de tratamento térmico aplicado ao aço 22MnB5.

As amostras foram monitoradas com termopares tipo K, posicionados no centro da amostra e na metade de sua espessura, para obter o histórico de temperaturas durante o processo de aquecimento, no forno de atmosfera controlada, e de resfriamento em óleo, com taxa de aquisição de 40 Hz.

Três amostras, escolhidas aleatoriamente, foram enviadas para avaliação microestrutural, conforme procedimento descrito no item 4.1.1, e também foram avaliadas as suas propriedades mecânicas à tração de acordo com a norma ASTM A370⁽⁵⁷⁾ para corpos de prova *sub-size*. Os valores de propriedade mecânica atingiram aos requisitos da norma GMW 14400⁽²⁾, conforme tabela IV.3:

Tabela IV.3 – Propriedades mecânicas requeridas para o aço 22MnB5, após estampagem a quente, segundo a norma GMW14400⁽²⁾.

Material	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)
22MnB5	950-1250	1300-1700

4.3. Obtenção das juntas soldadas

Para realização de todos os testes de soldagem, foi utilizada uma máquina estacionária do fabricante Serra Brasil de 170 kVA de potência nominal, de corrente contínua. Foram empregados eletrodos tipo domo de liga Cu-Cr-Zr, pertencentes à classe 2 da norma AWS D8.6:2005⁽⁵⁸⁾. As soldagens ocorreram em juntas dissimilares de 22MnB5 temperado/DP800.

4.3.1. Determinação das faixas de soldabilidade

As faixas de soldabilidade (correntes mínima e máxima de soldagem) foram definidas utilizando como base os parâmetros de soldagem recomendados pela norma AWS D8.9M⁽³⁾ para aços com espessuras de 1,80 mm. Na tabela IV.4 são exibidos os parâmetros fixos e na tabela IV.5 os parâmetros que foram variados, como tempo de soldagem e força aplicada pelos eletrodos.

Tabela IV.4 – Parâmetros de soldagem recomendados pela norma AWS D8.9M⁽³⁾ para aços com 1,80 mm de espessura.

Espessura da chapa (mm)	Diâmetro da face do eletrodo (mm)	Vazão de água nos eletrodos (L/min)	Tempo de retenção (ciclos)
1,70-1,89	8,0	6,0	10

Tabela IV.5 – Parâmetros que utilizados para determinação da faixa de soldabilidade da união 22MnB5 temperado/DP800.

Condição	Força (kN)	Tempo de soldagem (ciclos)
P1	5,0	20
P2	5,0	9/2/9/2/9
P3	6,5	20
P4	6,5	9/2/9/2/9

a) Determinação da corrente mínima (I_{\min}):

A corrente mínima foi ajustada para produzir um botão de solda de no mínimo 0,5 mm abaixo do diâmetro aceitável, que é determinado na norma AWS D8.9⁽³⁾ pela equação $4\sqrt{t} \pm 0,1\text{mm}$, sendo t a espessura do aço. O procedimento usual para avaliação do botão de solda é chamado de *Peel Test*, figura 4.2. As dimensões dos corpos de prova de para ensaio de *peel* são apresentadas na figura 4.3.

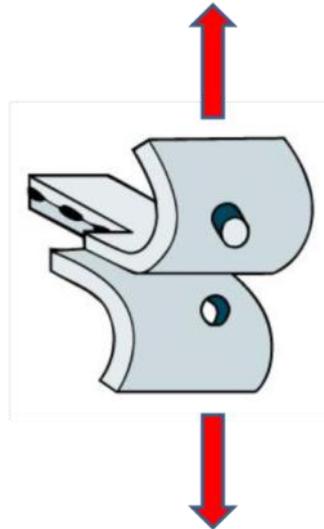


Figura 4.2 – Modo de abertura dos pontos de solda através do *Peel Test*.

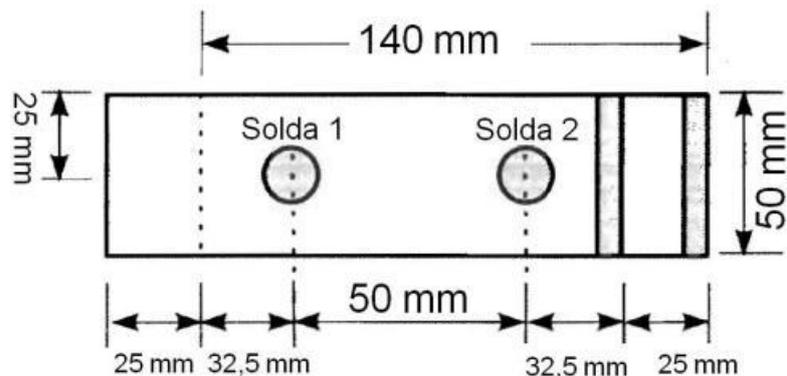


Figura 4.3 – Padrão de corpos de prova de soldagem para aplicação do *Peel Test*⁽³⁾.

Para abertura dos corpos de prova foi empregada uma máquina de tração Instron 1125. A avaliação do diâmetro foi realizada no segundo do botão de solda por um paquímetro e o seu valor foi determinado pela média entre os diâmetros mínimo e máximo, exibidos na figura 4.4.

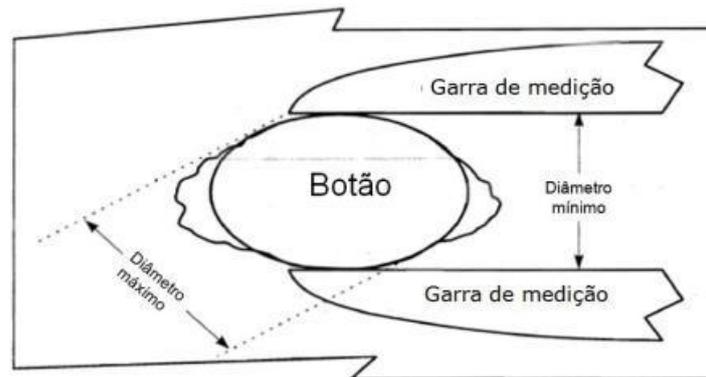


Figura 4.4 – Técnica para medir diâmetro do botão de solda, conforme a norma AWS D8.9M⁽³⁾.

b) Determinação da corrente máxima ($I_{m\acute{a}x}$):

A partir de $I_{m\acute{i}n}$, a corrente foi aumentada de 100 em 100 A e um corpo de prova para teste de *peel* foi confeccionado a cada aumento de corrente, até que se atingisse a expulsão do metal líquido. O tamanho do diâmetro máximo do botão de solda será realizado da mesma forma que no item 4.3.1.a, só que para uma corrente 100 A abaixo da expulsão, uma vez que há perda de material na corrente $I_{m\acute{a}x}$.

c) Determinação da corrente de operação (I_{op}):

A corrente de operação I_{op} é definida como sendo a corrente de 200 A abaixo da $I_{m\acute{a}x}$. Esta corrente é utilizada como sendo a de soldagem de peças e dispositivos, uma vez que, na corrente máxima há perda de metal líquido e, conseqüentemente, perda de propriedade mecânica. É também nessa corrente que é medido o valor máximo de carga de ruptura de uma junta soldada, após ensaio de cisalhamento e tração cruzada.

Após a determinação das correntes mínima, máxima e de operação, foram confeccionados dois corpos de prova, para cada uma das correntes, sendo que a primeira amostra foi submetida ao ensaio de *peel*, e seu diâmetro médio e o tipo de fratura foram registrados conforme apresentados nas figuras 4.4 e 4.5. A segunda amostra foi enviada para análise metalográfica, cujos detalhes serão descritos no item 4.5.

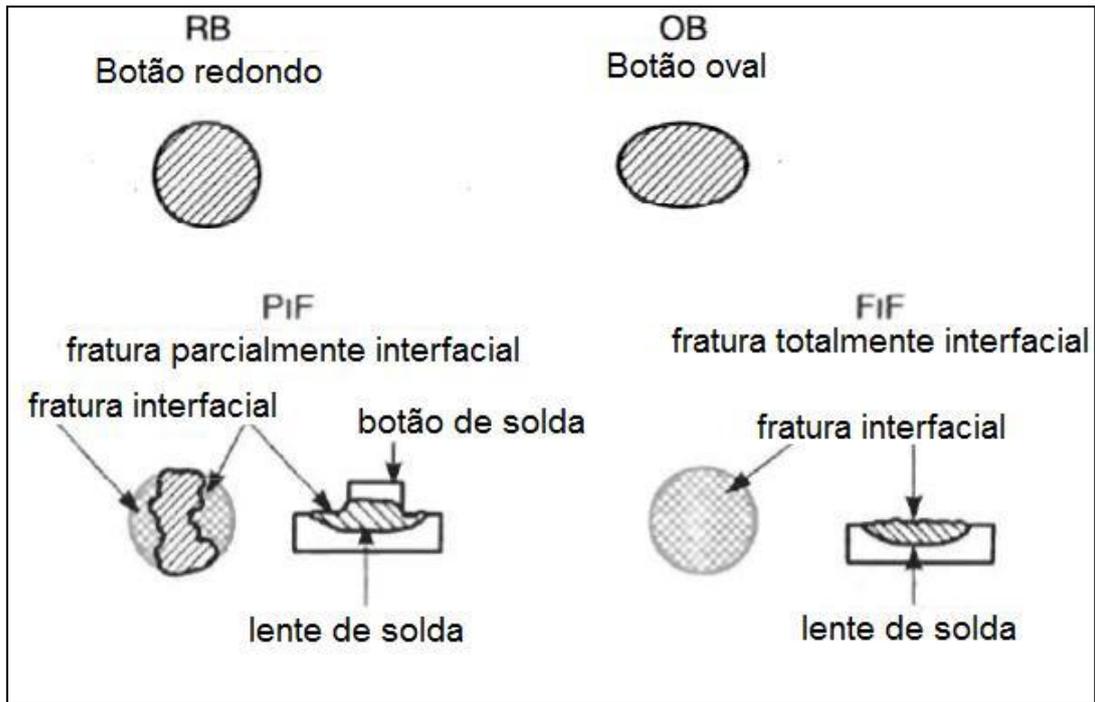
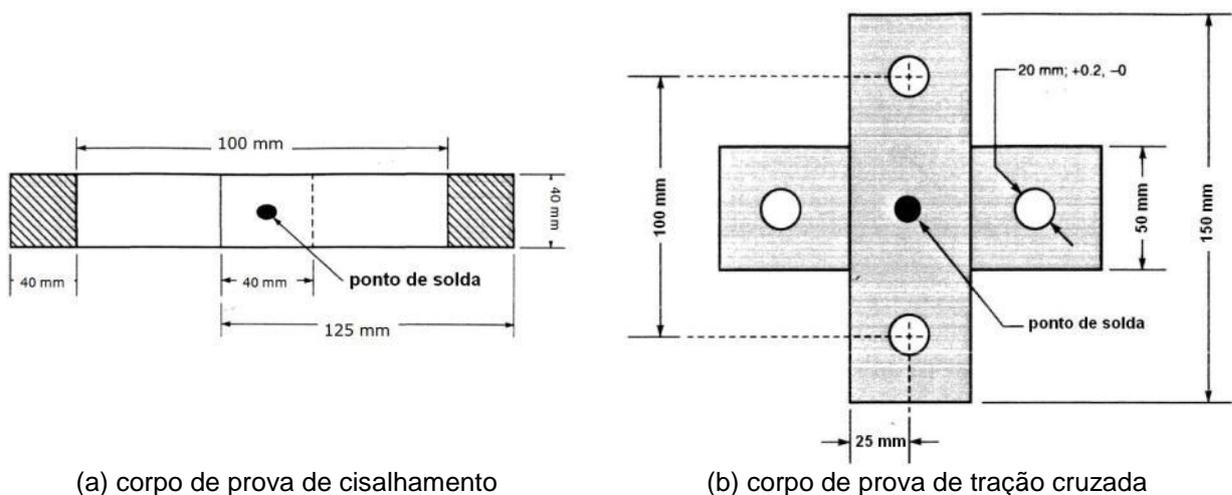


Figura 4.5 – Tipos de fratura encontradas em botões de solda após *Peel Test*⁽³⁾.

4.4. Ensaios de cisalhamento e tração cruzada

Os ensaios realizados para a avaliação da resistência mecânica dos pontos de solda foram de cisalhamento, de acordo com a norma JIS Z3136⁽⁵⁹⁾, e o de tração cruzada, de acordo com a norma JIS Z3137⁽⁶⁰⁾. A representação esquemática dos corpos de prova empregados nesses ensaios pode ser vista na figura 4.6. A carga máxima de ruptura e o modo de fratura (figura 4.5) foram determinados a partir desses ensaios.



(a) corpo de prova de cisalhamento
 (b) corpo de prova de tração cruzada
 Figura 4.6 – Representação esquemática e dimensões dos corpos de prova para avaliação das juntas soldadas a ponto.

Os parâmetros de soldagem utilizados na confecção dos corpos de prova foram os mesmos da determinação da faixa de soldabilidade, tabelas IV.4 e IV.5. Empregaram-se dois diferentes níveis de corrente I_{\min} (limite inferior) e I_{op} (limite superior) da faixa de soldabilidade, respectivamente. Portanto, pontos de solda de 8 condições experimentais foram avaliados, como mostra a tabela IV.6. Para cada condição foram soldados três corpos de prova para o ensaio de cisalhamento e três para tração cruzada.

Tabela IV.6 – Condições de soldagem a ponto de aço 22MnB5 temperado /DP800 para avaliação das propriedades mecânicas em cisalhamento e tração cruzada.

Condição	Força (kN)	Tempo de soldagem (ciclos)	Corrente (kA)
P1	5,0	20	I_{\min}
P1	5,0	20	I_{op}
P2	5,0	9/2/9/2/9	I_{\min}
P2	5,0	9/2/9/2/9	I_{op}
P3	6,5	20	I_{\min}
P3	6,5	20	I_{op}
P4	6,5	9/2/9/2/9	I_{\min}
P4	6,5	9/2/9/2/9	I_{op}

Não foram realizados ensaios de cisalhamento e de tração cruzada para corpos de prova obtidos na corrente máxima ($I_{\text{máx}}$), uma vez que, nesta condição ocorre perda de material (metal líquido) em função da expulsão ocasionada pelo superaquecimento localizado. Possivelmente isso distorceria os resultados, pois menos material fundido na lente de solda acarretaria em menor resistência em relação aos corpos de prova submetidos às demais correntes de soldagem.

4.5. Análise metalográfica

Após o corte em seção transversal às juntas soldadas, as amostras foram embutidas, lixadas em diferentes granulometrias e, posteriormente, polidas com pasta de diamante de 3 e 1 μm e atacadas com nital 2% e/ou com uma solução de picral 4% e detergente. O ataque com o primeiro reagente químico foi realizado para análise microestrutural, enquanto que com o outro reagente foi usado para avaliação de morfologia e para medição das lentes de solda, conforme exibido na figura 4.7. Todas essas análises foram realizadas via microscopia ótica.

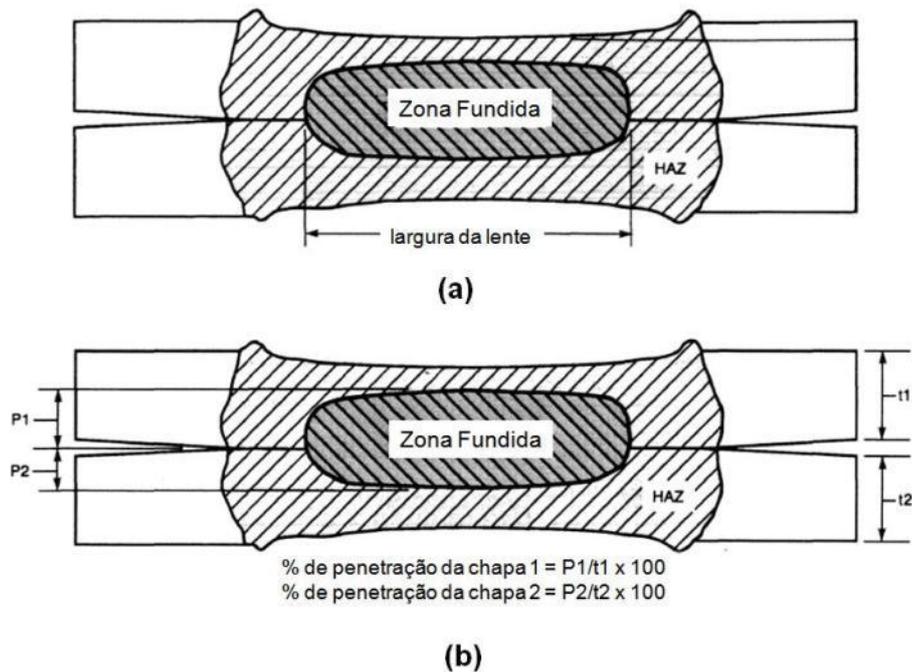


Figura 4.7 – Medidas da seção transversal de junta soldada a ponto: (a) largura da lente de solda ou zona fundida e (b) penetração⁽⁶¹⁾.

Foram escolhidas algumas amostras de juntas soldadas obtidas nos itens 4.3.1 e 4.4 para uma análise via microscopia eletrônica de varredura (MEV) da microestrutura de cada região da solda e da superfície de fratura após ensaio de cisalhamento e tração cruzada.

4.6. Determinação do perfil de dureza

O perfil de dureza Vickers foi avaliado de acordo com a norma AWS D8.9M⁽³⁾, na diagonal, como mostra a figura 4.8, com aplicação de uma carga de 500 gf.

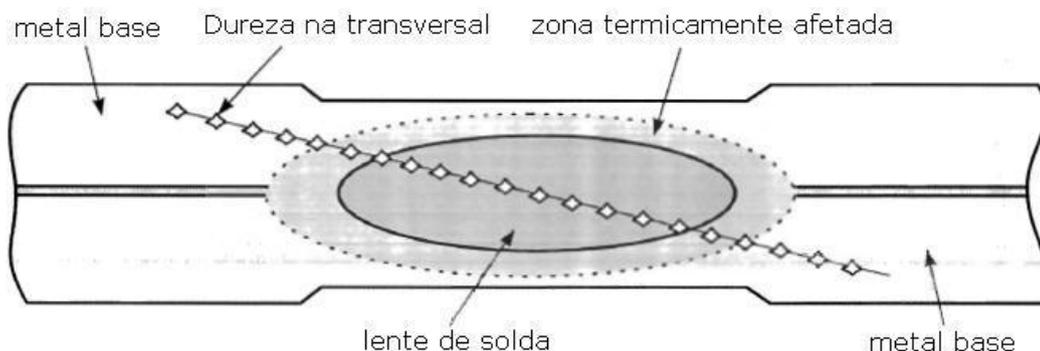


Figura 4.8 – Representação esquemática da avaliação do perfil de dureza⁽³⁾.

Para complementar, também foi utilizado um método de mapeamento de microdureza, conforme exemplo feito em uma junta soldada MIG/MAG, como pode ser visto na figura 4.9. Para não prejudicar a análise de forma a reduzir erros de medição, a amostra foi somente polida e obtida planicidade na superfície. Este ensaio sucedeu-se em duas etapas, na primeira

delimita-se a região a ser analisada, a carga aplicada e o número de pontos a serem obtidos. A segunda parte é executada de forma automática pelo próprio equipamento, em que ele aplica a carga e depois mede a dureza. O mapeamento do perfil de dureza (fig. 4.10) permite avaliar a susceptibilidade à ocorrência ou não de fraturas na região de solda sob aplicação de carregamento. Os ensaios foram realizados com uma carga de 0,5 kgf em toda a região de solda.

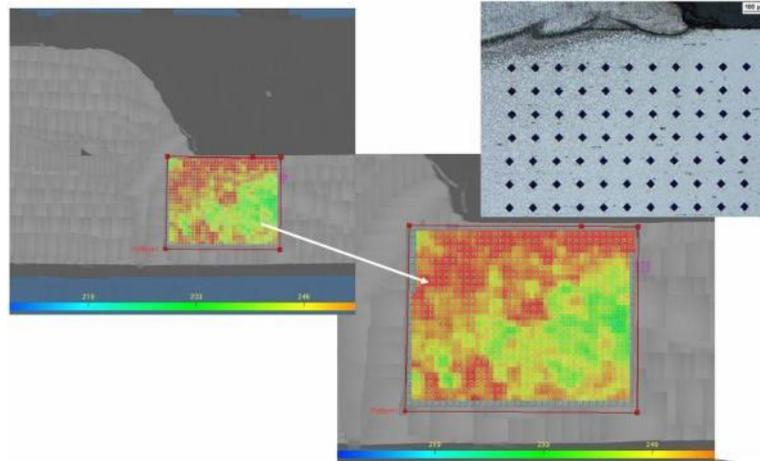


Figura 4.9 – Avaliação de dureza em juntas soldadas unilaterais pelo processo MIG/MAG de aços de espessuras mais finas⁽⁶²⁾.

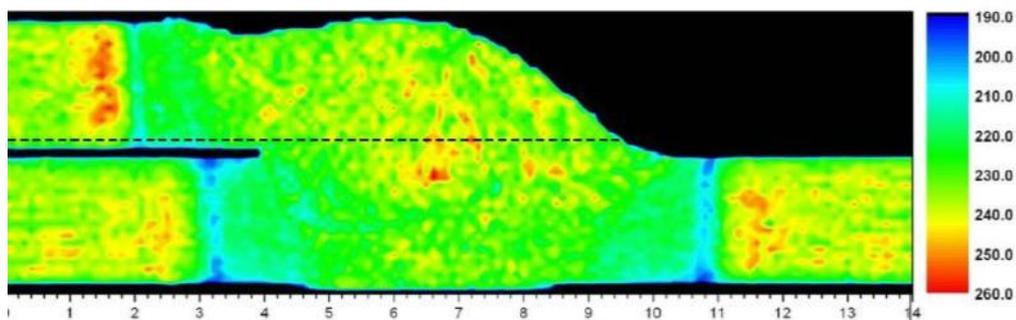


Figura 4.10 – Perfil de mapeamento de dureza em junta de aço HSLA 590 soldada pelo processo MIG/MAG⁽⁶²⁾.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Caracterização dos metais base

Os campos representativos das inclusões das amostras de aços DP800 e 22MnB5 “como recebido” são mostrados nas figuras 5.1 e 5.2, e suas classificações, segundo a carta padrão I da norma ASTM E45⁽⁵⁶⁾, são apresentadas na tabela V.1.



Figura 5.1 – Campo representativo das inclusões na amostra de DP800. Ampliação original: 100X. Sem ataque.



Figura 5.2 – Campo representativo das inclusões na amostra de 22MnB5. Ampliação original: 100X. Sem ataque.

Tabela V.1 – Resultados da classificação de inclusões, segundo a carta padrão I da norma ASTM E45⁽⁵⁶⁾.

Identificação da amostra	Sulfeto	Alumina	Silicato	Óxido	Distribuição
DP800	.1F	2F	-	.1 ½ F	Regular
22MnB5 “como recebido”	½ F	.1 ½ F	-	2F	Regular

Apesar do aço 22MnB5 apresentar as inclusões de óxidos, distribuídas ao longo da espessura, não foi objetivo do presente estudo avaliar se estas tiveram qualquer influência sobre as propriedades mecânicas em tração, exibida anteriormente na tabela IV.1.

A figura 5.3 exibe a microestrutura do aço DP800 no plano da espessura e longitudinal ao sentido de laminação, via microscopia óptica, após ataque com nital 2%. A avaliação quantitativa, por analisador de imagens, indicou na amostra de aço DP800 uma fração de 5,42% de martensita, 25,04% de ferrita e 69,54% de outros. Na figura 5.4 observa-se que a microestrutura do 22MnB5, antes do tratamento térmico, sendo constituída por ferrita e cementita.

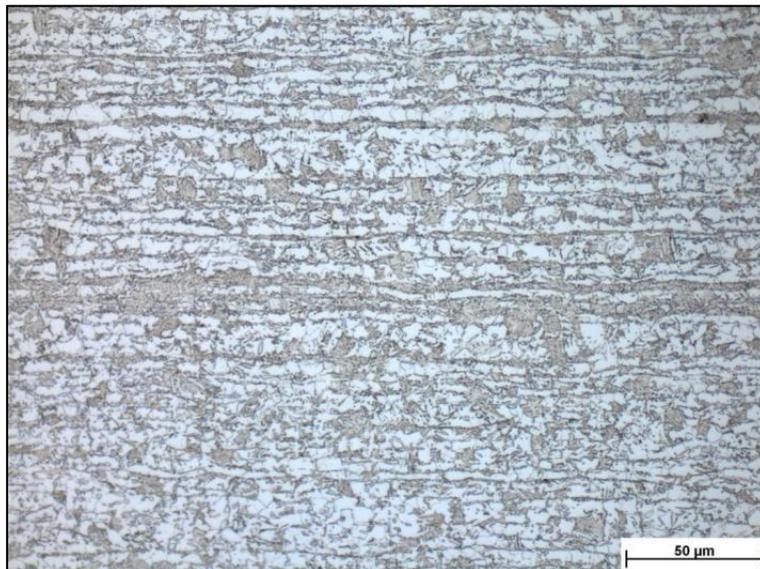


Figura 5.3 – Aspecto da microestrutura da amostra de aço DP800. Ampliação original: 500X. Ataque: nital 2%.



Figura 5.4 – Aspecto da microestrutura da amostra de aço 22MnB5 “como recebido”. Ampliação original: 500X. Ataque: nital 2%.

5.2. Tratamento térmico do 22MnB5

Na figura 5.5 é apresentado o ciclo térmico completo no qual foram submetidos os corpos de prova (CPs) do aço 22MnB5, incluindo aquecimento, encharque e resfriamento. O forno foi ajustado a 980°C, para que os CPs atingissem a temperatura de 900°C, e os mesmos introduzidos em seguida. Até atingir a temperatura de 400°C a taxa de aquecimento foi de 5°C/s, ou seja, dentro do valor estimado. A partir daí até 730°C a taxa esteve próxima a 4°C/s. Neste ponto observou-se uma queda mais acentuada no aquecimento, devido à mudança de fase do material o que leva ao aumento do calor específico, conforme apresentado na figura 5.6. Entre as temperaturas de 800 e 900°C, a taxa média de aquecimento foi de 0,7°C/s. Em processos que utilizam fornos pré-aquecidos, é impossível se obter uma taxa constante de aquecimento da amostra até atingir a temperatura final desejada.

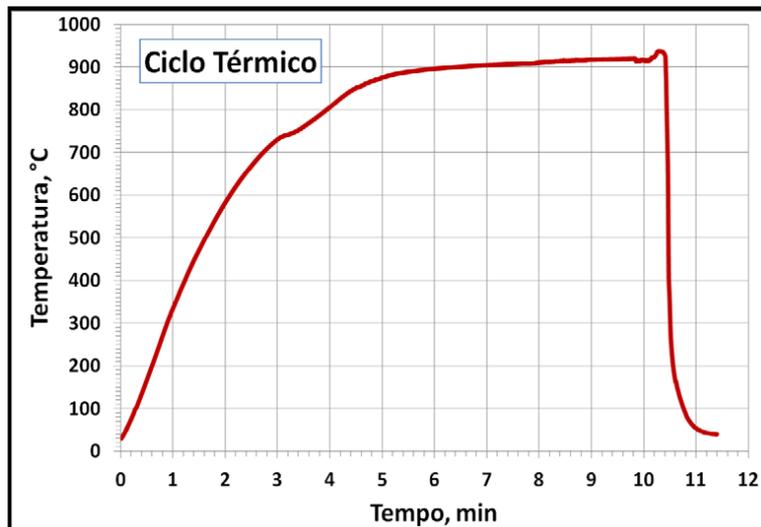


Figura 5.5 – Ciclo térmico de aquecimento e resfriamento da amostra de 22MnB5, com forno a 980°C.

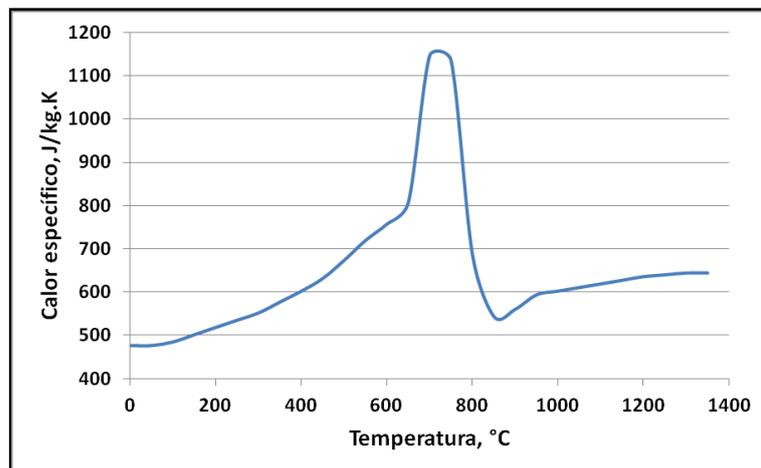


Figura 5.6 – Calor específico do aço 22MnB5⁽⁶³⁾.

Na figura 5.7 é mostrada a variação da taxa de resfriamento e da temperatura interna da chapa em função do tempo. Nesta figura é possível acompanhar a evolução da taxa de resfriamento em cada fase do processo de têmpera. A amostra foi imersa com temperatura inicial de 925°C. Neste momento a taxa de resfriamento eleva-se de 6 para 80°C/s. Nesta fase a troca de calor ocorreu através do filme de vapor formado entre a chapa e o óleo. No intervalo de 5,3 a 6,0 s há uma elevação da taxa de resfriamento para 137°C/s, devido ao desaparecimento do filme de vapor a transferência de calor ocorreu por ebulição nucleada. A partir desse ponto, a taxa de resfriamento foi quase constante, ficando próxima a 95°C/s. Quando a temperatura da chapa atinge 690°C, a taxa de resfriamento elevou novamente atingindo o valor máximo de 345°C/s quando a temperatura está a 550°C. Este fenômeno se deve ao aumento da difusividade térmica e à redução do tamanho de bolhas do processo de ebulição, permitindo um maior contato entre o líquido e a superfície aquecida. Ao atingir 400°C a taxa de

resfriamento foi de 68°C/s. A redução na taxa de resfriamento, provavelmente, deve-se ao final do regime de ebulição e início da convecção forçada. Ao atingir 200°C a taxa de resfriamento foi de 17°C/s. a taxa de resfriamento média ficou em 106°C/s, não conseguindo atingir a taxa estimada de 50°C/s. Segundo Bardelcik e colaboradores⁽¹⁷⁾, taxas de resfriamento entre 40°C/s e 250°C/s não interferem na morfologia e nos pacotes de martensita.

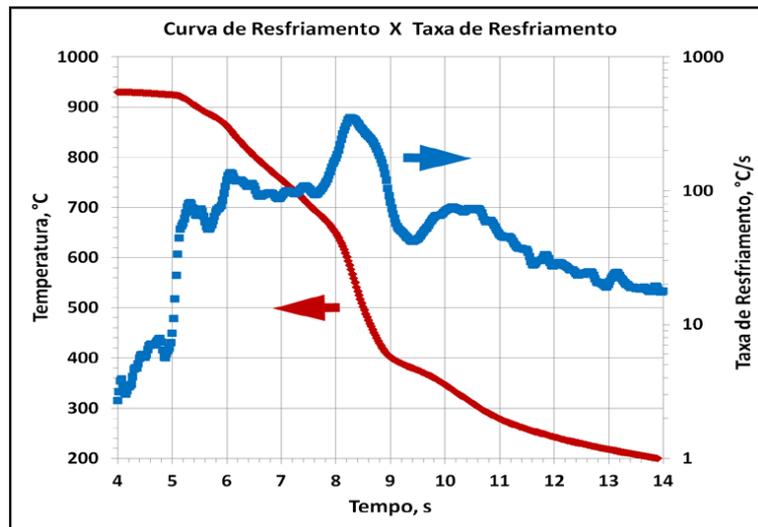


Figura 5.7 – Taxa de resfriamento em função da temperatura e do tempo.

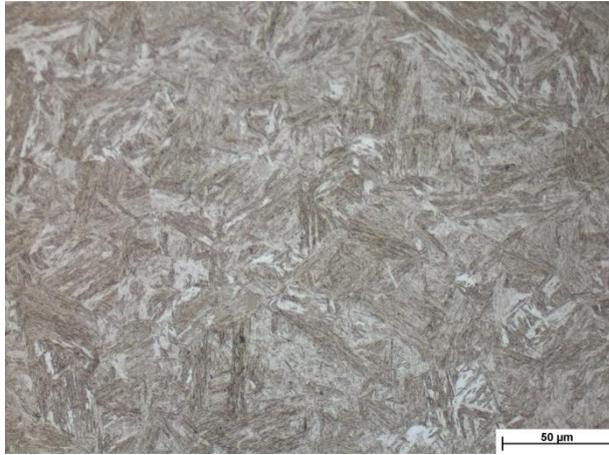
O resultado do ensaio de tração realizado no aço 22MnB5, após o tratamento térmico, é mostrado Tabela . Os valores de referência para a avaliação foram: limite de escoamento (LE) de 950 a 1250 MPa e limite de resistência (LR) de 1300 a 1700 MPa, segundo a especificação GMW 14400⁽²⁾. Verifica-se que os valores encontram-se dentro da especificação da GM.

Tabela V.2 – Resultado do ensaio de tração em aço 22MnB5, após ensaio de tratamento térmico.

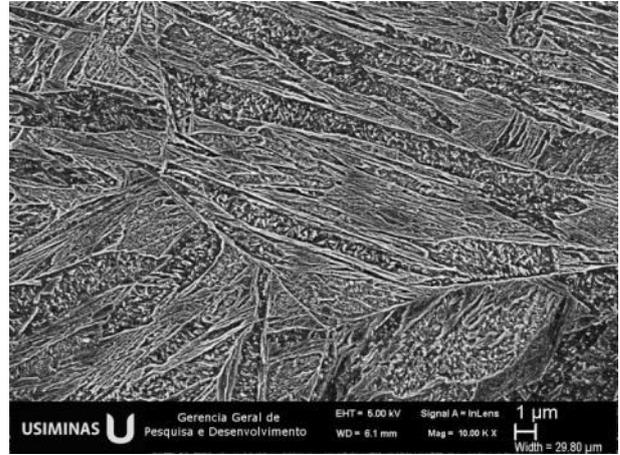
Material	Espessura (mm)	Largura (mm)	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento uniforme (%)	Alongamento total (%)
22MnB5	1,77	6,57	1169	1536	4,8	9,60

Na figura 5.8 é mostrada a microestrutura do aço 22MnB5, após tratamento térmico, em que são percebidos constituintes do tipo martensita. A microestrutura esperada seria 100% martensita, como cita a literatura⁽¹⁰⁾⁽⁶⁴⁾ e exemplificado na figura 5.9. Vale ressaltar que o foco para se obter o 22MnB5 era nas propriedades mecânicas e não na microestrutura. Entretanto, sabe-se que a microestrutura resultante nesta etapa do projeto poderá consideravelmente

interferir nos resultados de propriedades mecânicas e microestruturas das várias regiões da junta soldada a ponto.



(a) Microestrutura via MO. Ataque: nital 2%. Ampliação original: 500x.



(b) Detalhe da microestrutura via elétrons secundários. Ataque: nital 2%. Ampliação original: 10.000x.

Figura 5.8 – Microestrutura do metal base 22MnB5, após estampagem a quente.

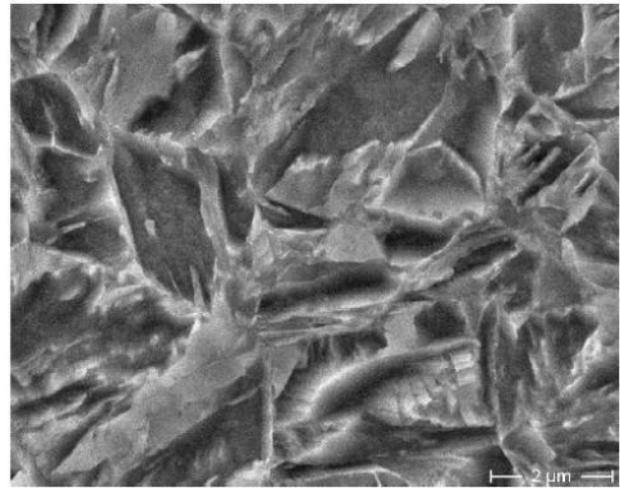
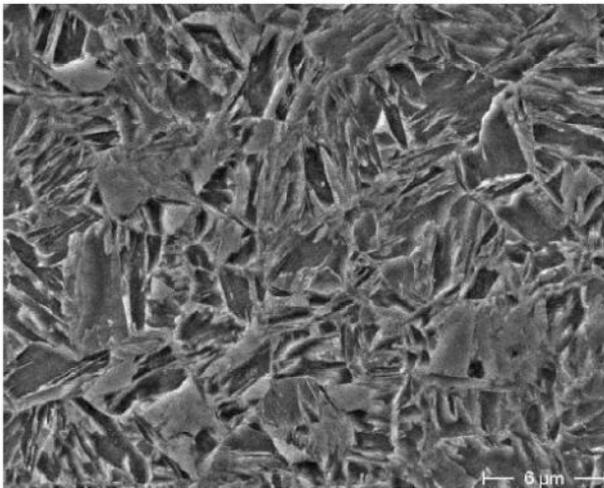


Figura 5.9 – Microestrutura típica de um aço 22MnB5, após estampagem a quente⁽⁶⁴⁾.

5.3. Determinação das faixas de soldabilidade

Na figura 5.10 são exibidas as faixas de soldabilidade determinados após ensaio de *peel*. Normalmente, o aumento da força entre os eletrodos resulta no deslocamento da faixa de soldabilidade para o sentido de maiores correntes, como no caso do tempo de soldagem de 20 ciclos, em que a corrente I_{\min} aumentou de 6,8 kA para 7,2 kA, quando a força subiu de 5 kN para 6,5 kN. Isso acontece devido ao maior contato efetivo entre a chapa e o eletrodo, que eleva a extração de calor e reduz a densidade de corrente. É de conhecimento, também, que a corrente de expulsão (I_{\max}) é decorrente da maior restrição imposta à região de contato entre chapas, que se opõe à pressão ferrostática do material fundido.

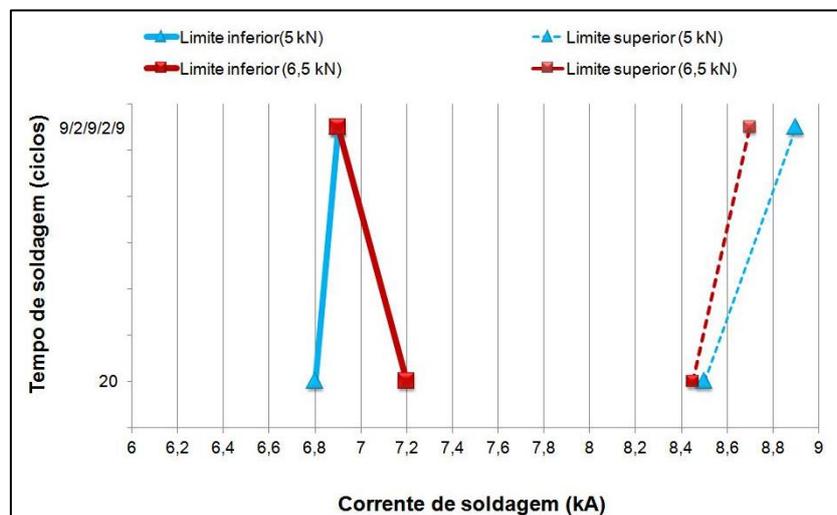


Figura 5.10 – Faixas de soldabilidade da junta soldada dos aços 22MnB5 e DP800, obtidas para diferentes forças aplicadas pelos eletrodos, após ensaio de *peel*.

Entretanto, o comportamento descrito anteriormente não condiz com os resultados das faixas de soldabilidade obtidas. Conforme mostra a figura 5.11, a faixa, quando aplicada uma força de 5 kN, tem maior faixa de trabalho em relação à faixa com a força de 6,5 kN. Marya e Gayden⁽⁴⁴⁾ e Song e coautores⁽⁶⁵⁾ verificaram que a partir de certa força, praticamente não ocorre mudança da resistência de contato. Porém, é bom ressaltar que apesar da corrente I_{\min} ter aumentado ou estabilizado, após o incremento da força entre os eletrodos, verificou-se que para a corrente I_{\max} não ocorreu o mesmo, pelo contrário, diminui com o aumento da força para 6,5 kN. Acredita-se que a alta resistividade elétrica do 22MnB5 pode ter contribuído para um super aquecimento da região nesse ponto, fazendo com que a expulsão acontecesse precocemente.

Contudo, observou-se que a melhor força para soldagem foi a de 5 kN, que garantiu faixas de corrente de trabalho superiores a 1,5 kA, considerada aceitável para soldagem de aços avançados de alta resistência⁽⁶⁶⁾⁽⁶⁷⁾.

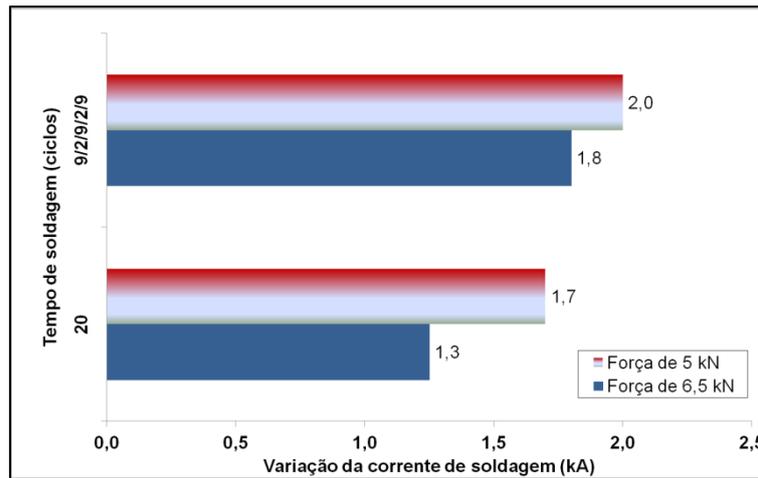
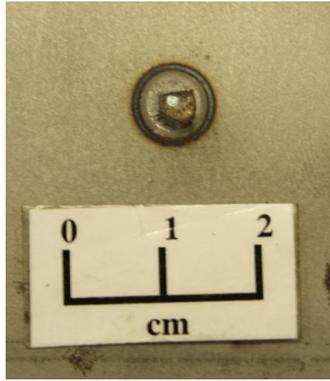


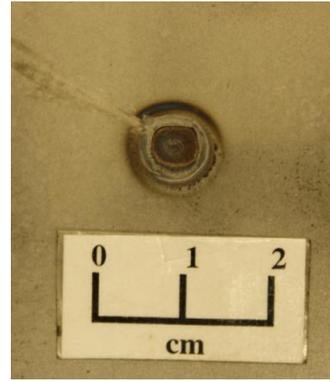
Figura 5.11 – Gráfico da largura das faixas de soldabilidade nas diferentes combinações de tempo de soldagem e força entre eletrodos usados na soldagem da juntas soldada dos aços 22MnB5/DP800.

Quanto ao tempo de soldagem, observou-se que um tempo maior com pausa entre as correntes de soldagem (9/2/9/2/9 ciclos) garantiu maiores faixas de trabalho, como pode ser visto na figura 5.11. Tawade e colaboradores⁽⁶⁸⁾ também observaram o mesmo fenômeno, entretanto não explicaram os motivos pelos quais múltiplos pulsos podem contribuir para o aumento da faixa de corrente de trabalho. Acredita-se que menores intervalos de tempo para passagem de corrente de soldagem contribuem para que o material não superaqueça e forme lentes de solda sem a presença de defeitos e com uma microestrutura favorável às propriedades mecânicas.

Com relação às fraturas encontradas na determinação da faixa de soldabilidade, de modo geral, as do tipo parcialmente em botão, figura 5.12 (a), foram obtidas no ensaio de *peel* de juntas soldadas confeccionadas com tempos de soldagem de 20 ciclos e próximas a corrente mínima (I_{\min}). As fraturas do tipo botão figura 5.12 (b) foram encontradas próximas a I_{\max} , quando utilizado o tempo de soldagem de 20 ciclos e no interior da faixa (de I_{\min} a I_{\max}), quando aplicado o tempo de soldagem de 9/2/9/2/9 ciclos. Também foram encontradas do tipo botão no metal base, figura 5.12 (c), obtidas próximo a I_{\max} de juntas soldadas com de soldagem de 9/2/9/2/9 ciclos e força de 5,0 kN, condição P2 da tabela IV.5.



(a) Fratura parcialmente em botão ocorrida para correntes próximas ao I_{\min} em juntas soldadas realizadas com tempo de soldagem de 20 ciclos.



(b) Fratura em botão ocorrida para correntes próximas ao I_{\min} e ao I_{\max} em juntas soldadas realizadas com tempo de soldagem de 20 ciclos e 9/2/9/2/9 ciclos.



(c) Fratura em botão no metal base ocorrida para correntes próximas ao I_{\max} em juntas soldadas realizadas com tempo de soldagem de 9/2/9/2/9 ciclos.

Figura 5.12 – Fraturas típicas obtidas no ensaio de *peel* para determinação das faixas de soldabilidade de juntas soldada dos aços 22MnB5 e DP800.

Pode-se inferir que as fraturas identificadas no ensaio de *peel* estão associadas ao tempo de soldagem, uma vez que as fraturas parcialmente em botão só foram encontradas em corpos de prova soldados com tempo de 20 ciclos. Zhang e Senkara⁽⁶⁹⁾ comentaram que, neste ensaio, as chapas do corpo de prova estão sujeitas a um dobramento antes do carregamento da lente de solda, figura 5.13. Com isso, a região “corona” (interface entre o metal base e a ZTA de grão grosseiros) colapsa antes da lente ser submetida a esforços trativos. Como a microestrutura da lente de solda é dura (martensita ou bainita), o alto grau de triaxialidade de tensões no entalhe tende a aumentar a susceptibilidade de fratura interfacial ou parcialmente em botão. Portanto, infere-se que a microestrutura da lente de solda tem influência no resultado do ensaio de *peel*. Ressalta-se que o ensaio de *peel* é bastante utilizado como teste de campo e definição dos parâmetros de soldagem.

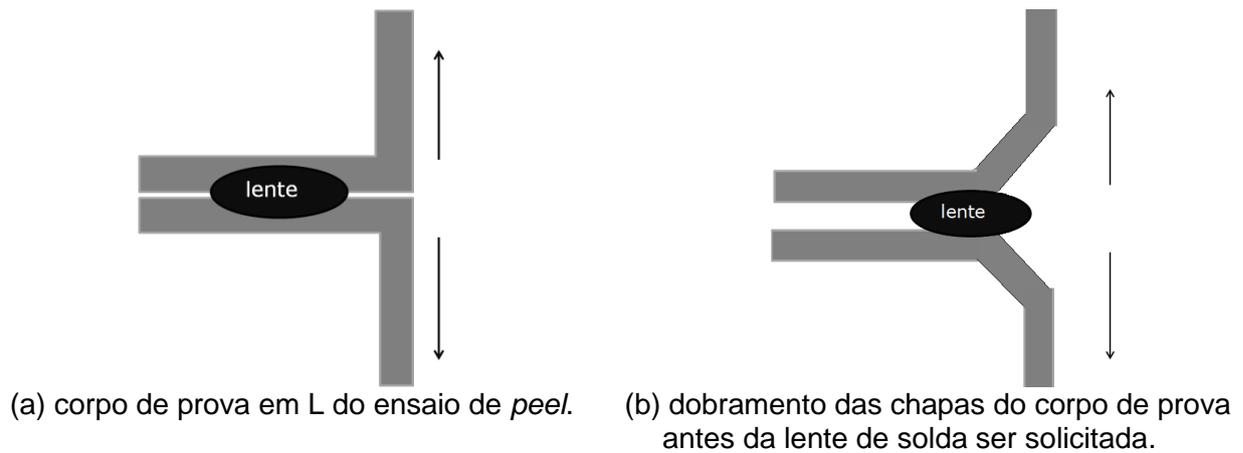


Figura 5.13 – Representação esquemática da abertura do corpos de prova em ensaio de *peel*⁽⁷⁰⁾.

5.4. Análise metalográfica

5.4.1. Aspecto geométrico das juntas soldadas

Nas figuras 5.14 a 5.17 podem ser observados os aspectos macrográficos, após ataque com picral e detergente, das lentes da junta soldada 22MnB5/DP800, obtidas sob diferentes condições de soldagem da tabela IV.5. Percebe-se, de modo geral, o aumento da lente de solda com o aumento da corrente de soldagem. Nota-se, na maioria dos casos, que as lentes apresentaram bom aspecto, sem a presença de defeitos como vazios e/ou trincas de solidificação. Apenas as juntas soldadas realizadas na corrente máxima ($I_{m\acute{a}x}$), que exibiram defeitos do tipo trincas e poros em função da expulsão de metal líquido, já esperados para esta condição.

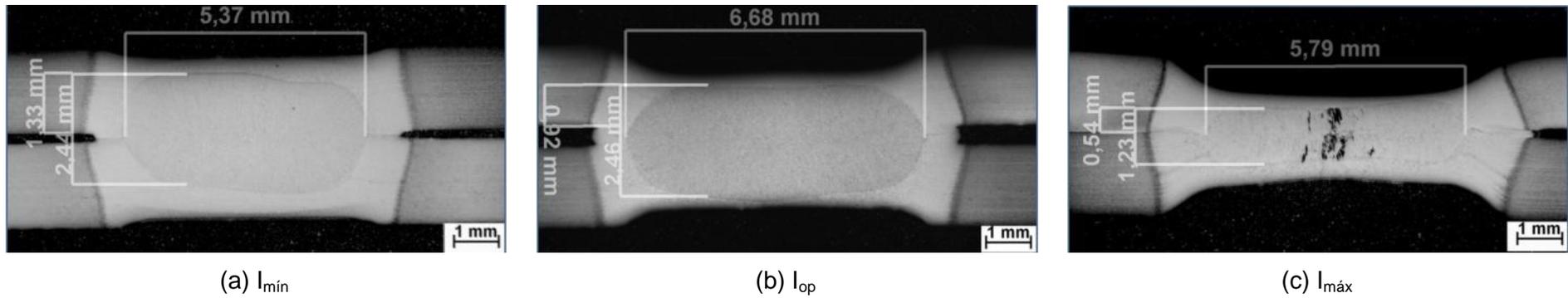


Figura 5.14 – Aspecto macrográfico da seção transversal às juntas soldadas de 22MnB5/DP800, relativas à condição P1 da tabela IV.5. (força aplicada pelos eletrodos: 5,0 kN; tempo de soldagem: 20 ciclos). Ataque: picral e detergente. Ampliação original: 12,5X.

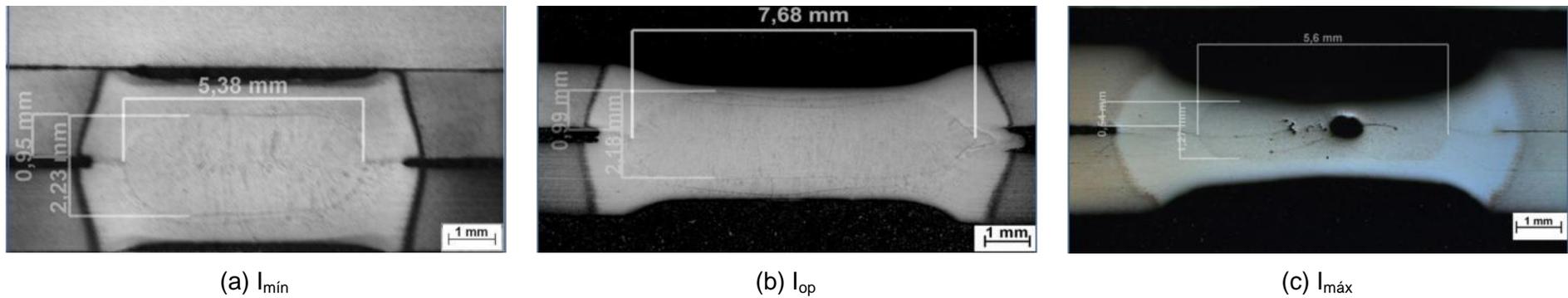


Figura 5.15 – Aspecto macrográfico da seção transversal às juntas soldadas de 22MnB5/DP800, relativas à condição P2 da tabela IV.5. (força aplicada pelos eletrodos: 5,0 kN; tempo de soldagem: 9/2/9/2/9 ciclos). Ataque: picral e detergente. Ampliação original: 12,5X.

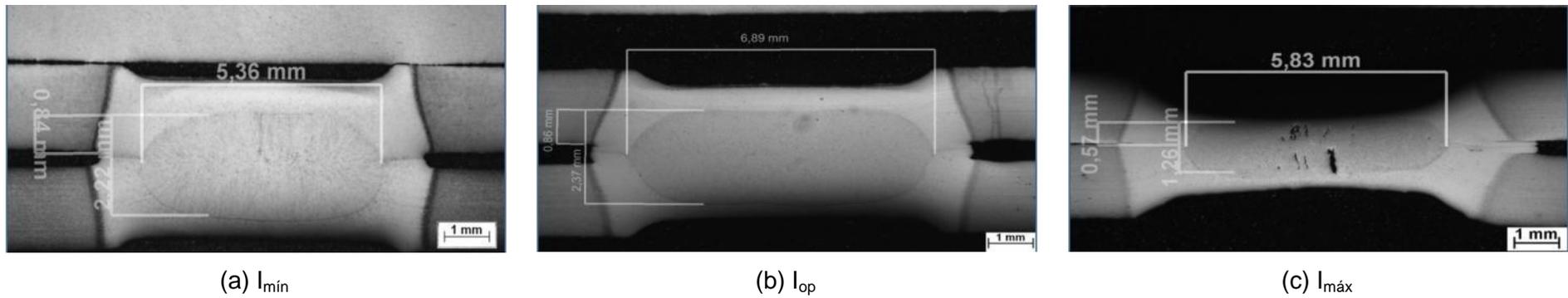


Figura 5.16 – Aspecto macrográfico da seção transversal às juntas soldadas de 22MnB5/DP800, relativas à condição P3 da tabela IV.5. (força aplicada pelos eletrodos: 6,5 kN; tempo de soldagem: 20 ciclos). Ataque: picral e detergente. Ampliação original: 12,5X.

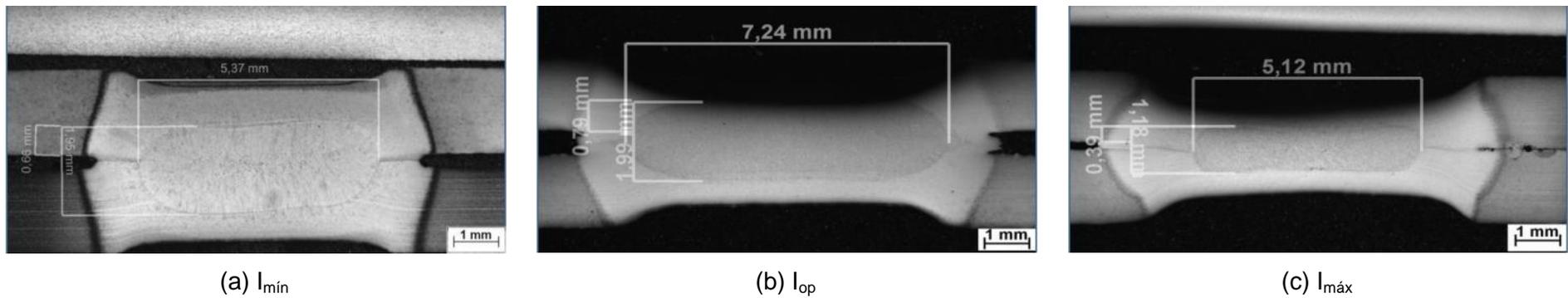


Figura 5.17 – Aspecto macrográfico da seção transversal às juntas soldadas de 22MnB5/DP800, relativas à condição P4 da tabela IV.5. (força aplicada pelos eletrodos: 6,5 kN; tempo de soldagem: 9/2/9/2/9 ciclos). Ataque: picral e detergente. Ampliação original: 12,5X.

De acordo com a norma AWS D8.1⁽⁶¹⁾ e AWS D8.9⁽³⁾ o valor do diâmetro mínimo de botão de solda, que garante as propriedades mecânicas da junta soldadas em cisalhamento e tração cruzada, é de $4\sqrt{t} \pm 0,1 \text{ mm}$, sendo t a espessura da chapa em mm. As juntas soldadas de 22MnB5/DP800, foram realizadas com chapas de 1,8 mm de espessura, portanto, o valor mínimo é de 5,37 mm. Todas as juntas soldadas realizadas na corrente mínima atingiram o valor mínimo estipulado.

Não foi observado o aumento do diâmetro da lente de solda para maiores forças aplicadas pelo eletrodo, assim como percebido por Zhao e coautores⁽⁷¹⁾. Porém, foi verificado um aumento do tamanho da lente de solda para a corrente I_{op} , confeccionada com tempo de soldagem de múltiplos pulsos (9/2/9/2/9 ciclos). De acordo com Hernandez e colaboradores⁽⁷²⁾ esse crescimento se deve a refusão ao qual a junta soldada é submetida, quando aplicado o tempo de soldagem com mais de um pulso.

A penetração (figura 4.7), segundo a norma AWS D8.1⁽⁶¹⁾, deve ser superior a 20% da espessura da chapa. Conforme resultado exibido na Tabela V.3, todas as condições impostas para avaliação da soldabilidade apresentaram valor superior a 20%, contudo, deve-se ressaltar que a condição P4 (força aplicada pelos eletrodos de 6,5 kN e tempo de soldagem de 9/2/9/2/9 ciclos e corrente ($I_{m\acute{a}x}$)) obteve valor quase no limite estipulado pela norma. Outro ponto importante e não avaliado neste estudo é que não só a penetração deve ser analisada, mas também a indentação, para então concluir as melhores geometrias de juntas soldadas.

Tabela V.3 – Resultado da penetração em juntas soldadas de 22MnB5/DP800, segundo a norma AWS D8.1⁽⁶¹⁾.

Condição	Corrente	Penetração (%)
P1	$I_{m\acute{i}n}$	74
P1	I_{op}	51
P1	$I_{m\acute{a}x}$	30
P2	$I_{m\acute{i}n}$	53
P2	I_{op}	55
P2	$I_{m\acute{a}x}$	30
P3	$I_{m\acute{i}n}$	47
P3	I_{op}	48
P3	$I_{m\acute{a}x}$	32
P4	$I_{m\acute{i}n}$	37
P4	I_{op}	44
P4	$I_{m\acute{a}x}$	22

5.4.2. Microestrutura

Foram realizadas análises microestruturais em duas juntas soldadas, sendo a primeira a confeccionada com a corrente mínima de soldagem na condição P1 e a outra na corrente máxima na condição P4.

a) Condição P1 - Imín

As figuras 5.18 e 5.19 mostram, respectivamente, os locais de análise de cada região de solda e as microestruturas típicas analisadas via microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura da junta soldada da condição P1. Os pontos de 1 a 5 pertencem a ZTA e ZF do aço 22MnB5, enquanto que, de 6 a 10 mostram a ZTA e ZF do DP800.

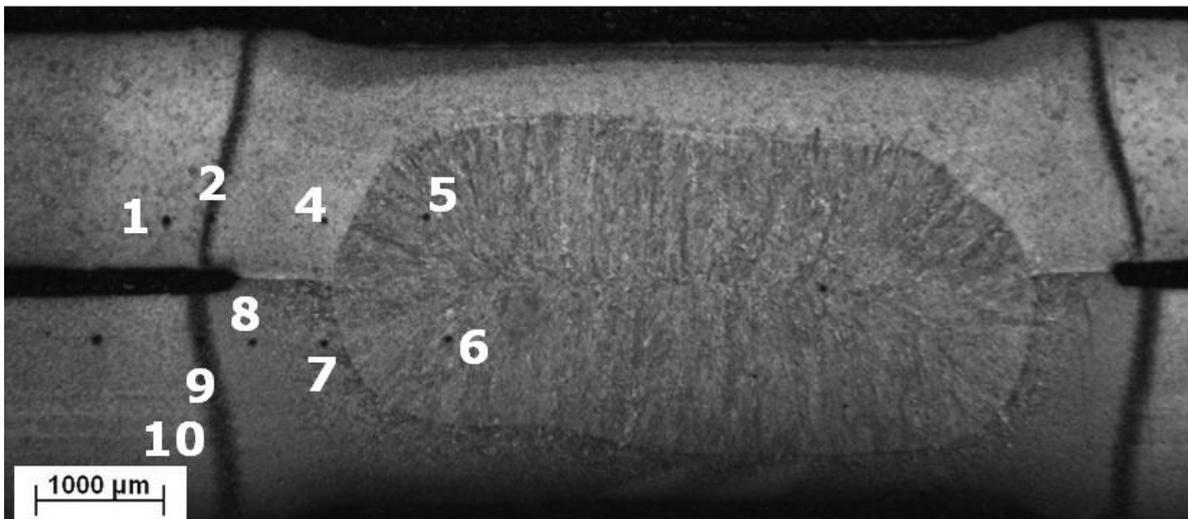
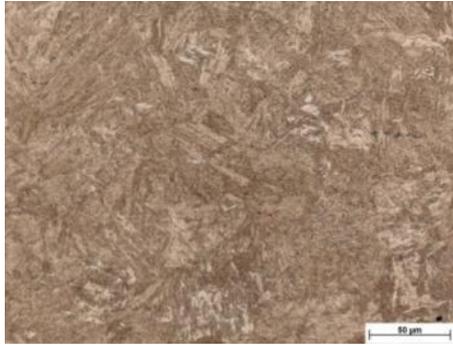
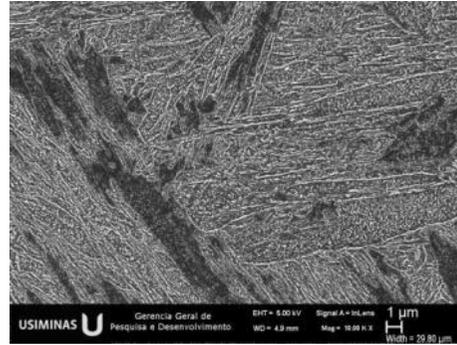


Figura 5.18 – Aspecto geral da junta soldada 22MnB5/DP800 realizada na condição P1, corrente mínima, e seus respectivos locais de análise de microestrutura. Parâmetros: força aplicada pelos eletrodos: 5 kN; tempo de soldagem: 20 ciclos, corrente: 6,80 kA. Ataque: nital 2%. Ampliação original: 12,5X.

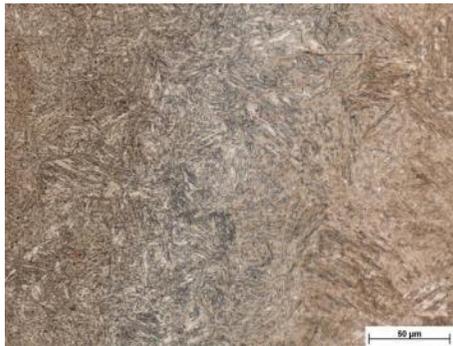
22MnB5



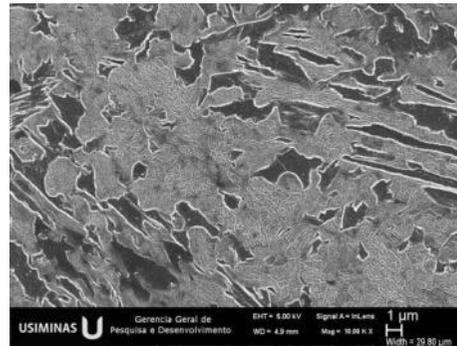
(a) Ponto 1 – ZTA. Ampliação original: 500X.



(a.1) Detalhe por elétrons secundários da ZTA – Ponto 1.

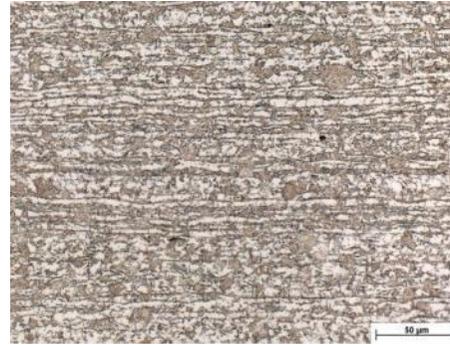


(c) Ponto 2 – ZTA. Ampliação original: 500X.

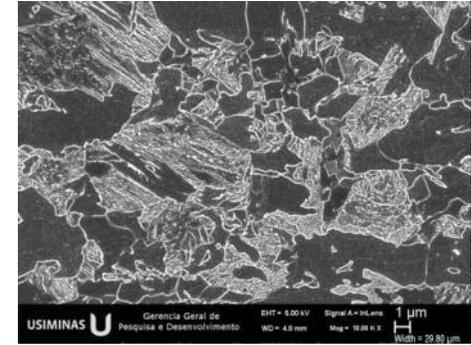


(c.1) Detalhe por elétrons secundários da ZTA – Ponto 2.

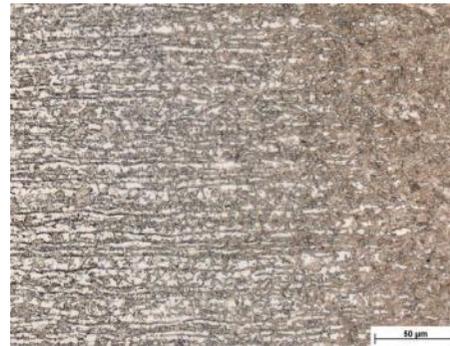
DP800



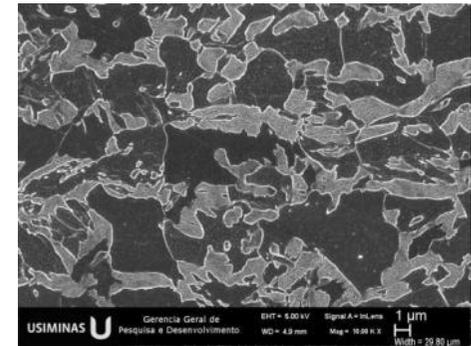
(b) Ponto 10 – ZTA. Ampliação original: 500X.



(b.1) Detalhe por elétrons secundários da ZTA – Ponto 10.



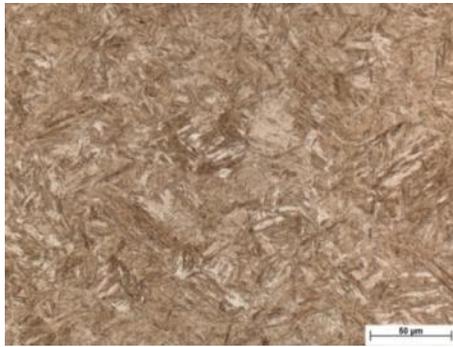
(d) Ponto 9 – ZTA. Ampliação original: 500X.



(d.1) Detalhe por elétrons secundários da ZTA – Ponto 9.

Figura 5.19 – Microestruturas típicas encontradas nas regiões indentificadas na figura 5.18. Ataque: nital 2%.

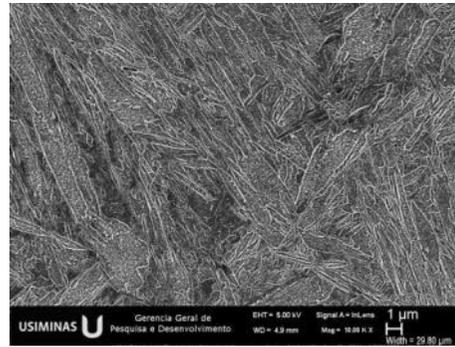
22MnB5



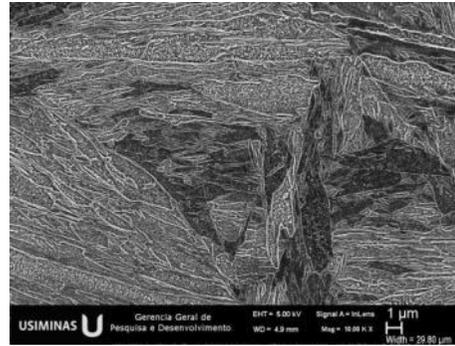
(e) Ponto 4 – ZTA. Ampliação original: 500X.



(g) Ponto 5 – ZF. Ampliação original: 500X.

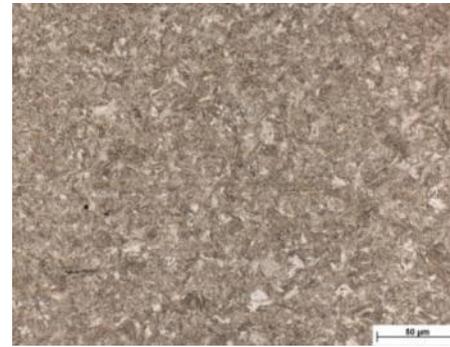


(e.1) Detalhe por elétrons secundários da ZTA – Ponto 4.

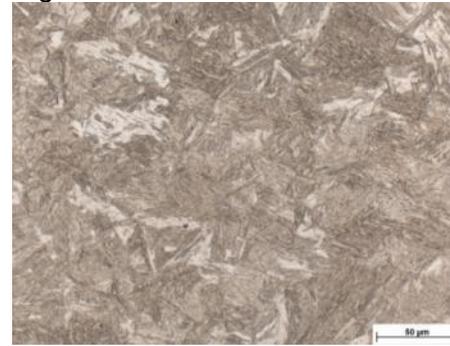


(g.1) Detalhe por elétrons secundários da ZF – Ponto 5.

DP800



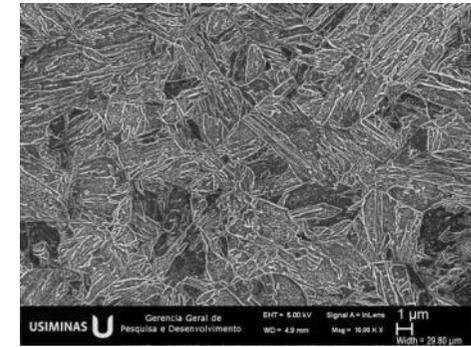
(f) Ponto 8 – ZTA. Ampliação original: 500X.



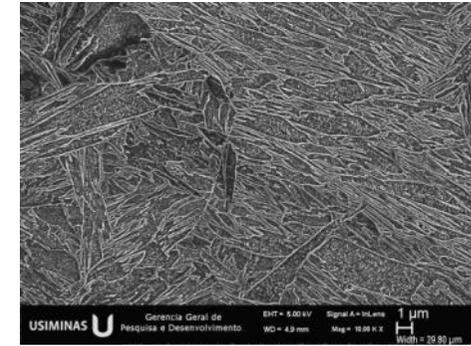
(h) Ponto 7 – ZTA. Ampliação original: 500X.



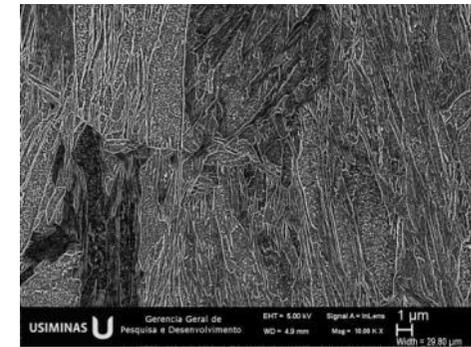
(i) Ponto 6 – ZF. Ampliação original: 500X.



(f.1) Detalhe por elétrons secundários da ZTA – Ponto 8.



(h.1) Detalhe por elétrons secundários da ZTA – Ponto 7.



(i.1) Detalhe por elétrons secundários da ZF – Ponto 6.

O aço 22MnB5 tem alta temperabilidade devido ao seu elevado carbono equivalente, como visto na tabela IV.1. Esta característica em conjunto com altas taxas de resfriamento, inerentes ao processo de soldagem a ponto, que de acordo com alguns autores⁽⁷³⁾⁽⁵⁰⁾ pode variar entre 10^3°C/s a 10^5°C/s , da zona intercrítica à zona fundida (ZF), respectivamente, propicia a formação de constituintes de baixa temperatura de transformação, como se verifica na maioria das regiões de avaliação (figura 5.19 e figura 5.25).

De acordo com as análises, a ZTA do aço 22MnB5 pode ser separada em três regiões, assim como definido por Jia e colaboradores⁽⁷⁴⁾. O ponto 1 corresponde à região revenida, o ponto 2 à parcialmente temperada e o ponto 4 à região temperada. No ponto 1, figura 5.19 (a), verifica-se uma microestrutura semelhante a uma bainita e com mais detalhe, na figura 5.20, constituinte com possíveis partículas de carbonetos. Esta região provavelmente foi submetida a uma temperatura de pico abaixo de A_{C1} , causando um revenimento na microestrutura prévia.

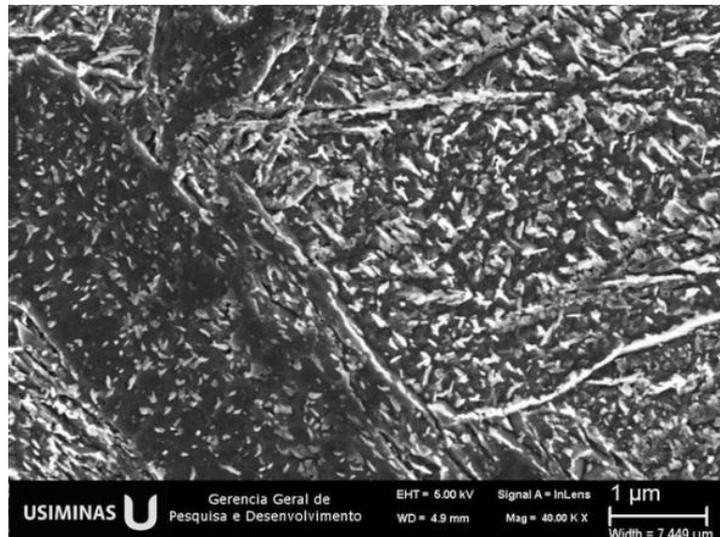


Figura 5.20 – Detalhe por elétrons secundários da região do ponto 1 da condição P1-I_{min}, apresentando uma microestrutura com precipitados de carbonetos. Ataque: nital 2%. Ampliação original: 40.000X.

A zona parcialmente temperada, figura 5.19 (c), ponto 2, atingiu temperatura entre A_{C1} e A_{C3} . Como a região está acima de A_{C1} , uma parte da microestrutura foi austenitizada e posteriormente transformada numa martensita diferente da original do MB. No entanto, a temperatura nesta área atingiu temperatura inferior a A_{C3} e segundo alguns autores⁽³²⁾⁽⁷⁴⁾ a martensita original se transformou em ferrita ao invés de austenita.

Na figura 5.19 (e), ponto 4, é apresentada a zona temperada, em que o aço 22MnB5 alcançou uma temperatura acima da linha A_{C3} , transformando a microestrutura prévia totalmente em austenita. Dessa forma, o resultado foi uma microestrutura martensítica, como pode ser visto em detalhe na figura 5.21.

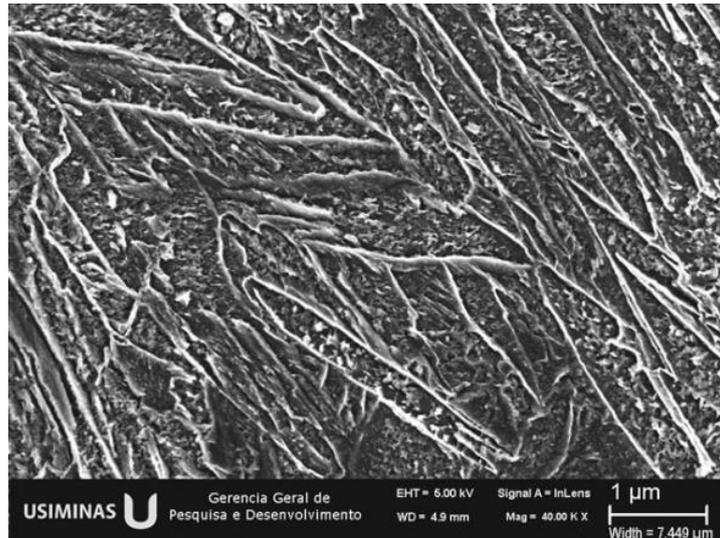


Figura 5.21 – Detalhe por elétrons secundários da região do ponto 4 condição P1-I_{min}, apresentando uma microestrutura martensita/bainita. Ataque: nital 2%. Ampliação original: 40.000X.

A microestrutura na região da zona fundida (ZF), figura 5.19 (g), ponto 5, parece ser construída de uma martensita mais alongada e de maior dimensão em relação à região temperada da ZTA, como se vê em detalhe na figura 5.22. O motivo é que a austenita originada da solidificação ou dos grãos de ferrita delta apresenta uma estrutura colunar e de grande tamanho de grão.

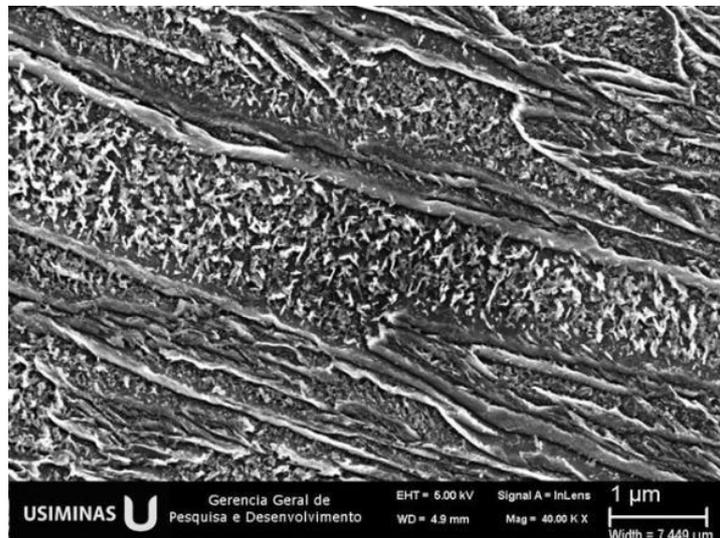


Figura 5.22 – Detalhe por elétrons secundários da região do ponto 5 condição P1-I_{min}, referente a ZF do aço 22MnB5. Ataque: nital 2%. Ampliação original: 40.000X.

Em relação às regiões de solda encontradas no aço DP800, observa-se um aumento da quantidade de ferrita da zona subcrítica (RS-ZTA) para a zona intercrítica (RI-ZTA), pontos 10 e 9 da figura 5.19; também observado por Hernandez⁽⁵⁰⁾, que justifica esse aumento devido ao

revenimento ocorrido a temperaturas de transformação abaixo de A_{C1} . Baseado nas informações do autor, além da ferrita, a segunda fase identificada possivelmente se trata de martensita revenida ou bainita. Esta região é resultado da transformação parcial do MB (principalmente as regiões de perlita e/ou bainita ou martensita) em austenita durante o ciclo térmico; e em martensita após resfriamento⁽⁵⁰⁾.

Observou-se diferenças entre a martensita da GF-ZTA e GG-ZTA, pontos 8 e 7 da figura 5.19. A austenitização na região de GF-ZTA atingiu temperaturas acima de A_{C3} . No entanto, o crescimento do grão na região de GG-ZTA foi ainda mais desenvolvido com o aumento da temperatura de austenitização, resultando assim numa martensita mais grosseira após resfriamento.

A microestrutura da ZF é exibida no ponto 6 da figura 5.19, sendo caracterizada por uma morfologia colunar como resultado da solidificação. Essa morfologia colunar é composta predominantemente de martensita, menor do que a encontrada na ZF do 22MnB5, figura 5.22, porém com morfologia bastante parecida, como pode ser visualizado na figura 5.23. A microestrutura resultante na ZF é fortemente dependente da composição química do aço e dos parâmetros de soldagem⁽⁵⁰⁾, exceto para a região muito próxima da linha de fusão, devido à forte agitação magnética do metal líquido, que garante maior difusão entre os materiais.

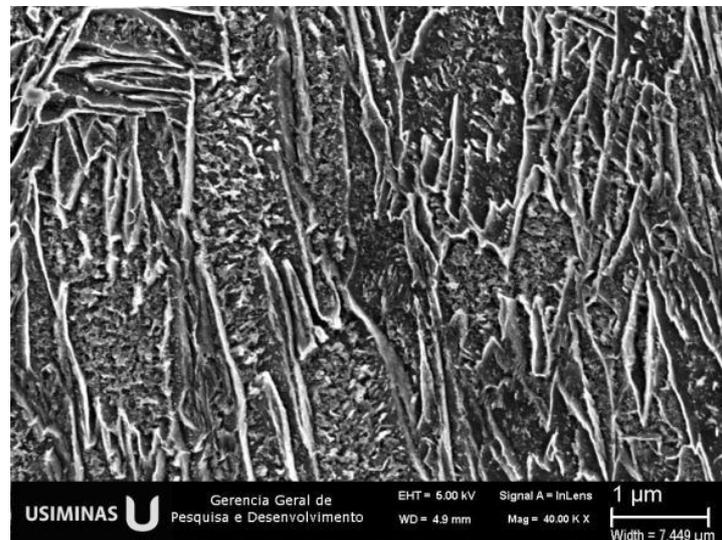


Figura 5.23 – Detalhe por elétrons secundários da região do ponto 6, referente a ZF do aço DP800. Ataque: nital 2%. Ampliação original: 40.000X.

b) Condição P4 - $I_{m\acute{a}x}$

As figuras 5.24 e 5.25 mostram, respectivamente, os locais de análise de cada região de solda e as microestruturas típicas analisadas via microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura da junta soldada da condição P4. Os pontos de 1 a 5 pertencem a ZTA e ZF do aço 22MnB5, enquanto que, de 6 a 10 mostram a ZTA e ZF do DP800.

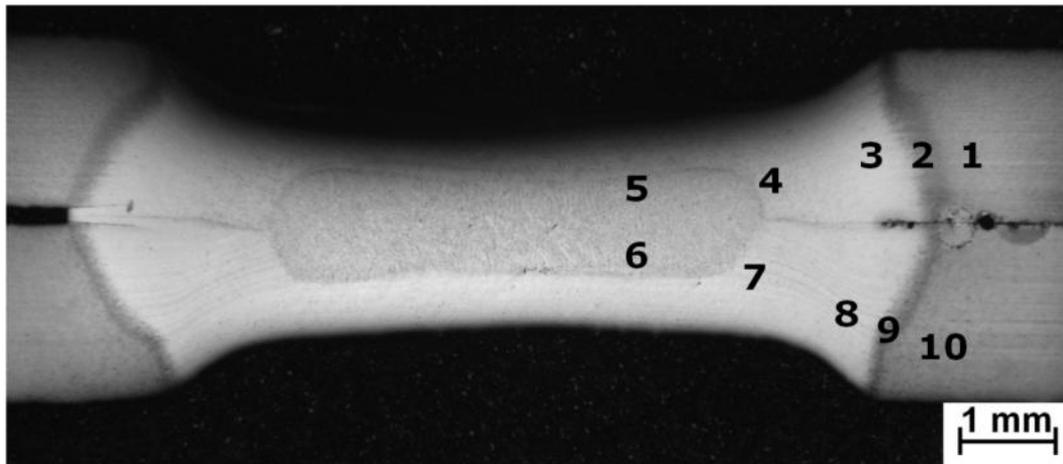
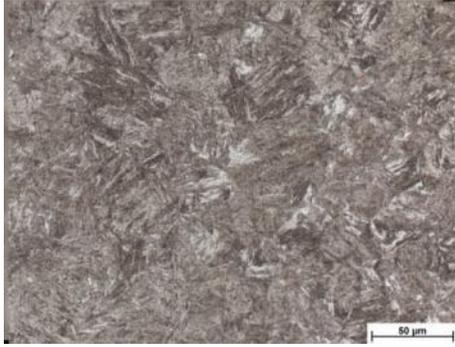
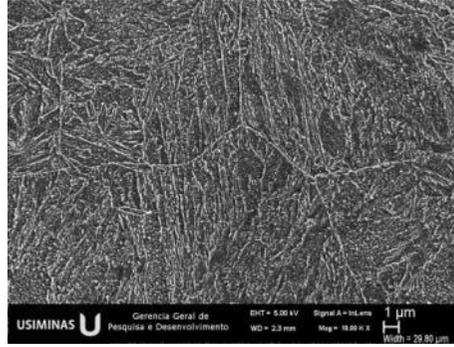


Figura 5.24 – Aspecto geral da junta soldada 22MnB5/DP800 realizada na condição P4, corrente máxima, e seus respectivos locais de análise de microestrutura. Parâmetros: força aplicada pelos eletrodos: 6,5 kN; tempo de soldagem: 9/2/9/2/9 ciclos, corrente: 8,71 kA. Ampliação original: 12,5X.

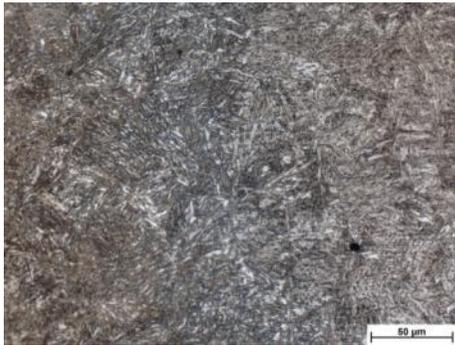
22MnB5



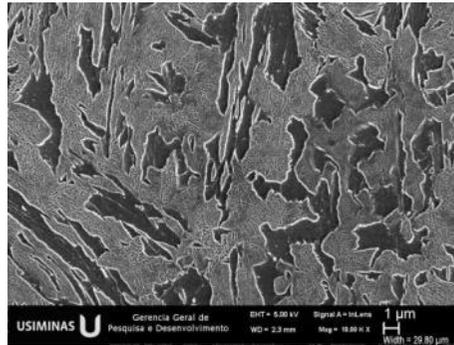
(a) Ponto 1 – ZTA. Ampliação original: 500X.



(a.1) Detalhe por elétrons secundários da ZTA – Ponto 1.



(b) Ponto 2 – ZTA. Ampliação original: 500X.

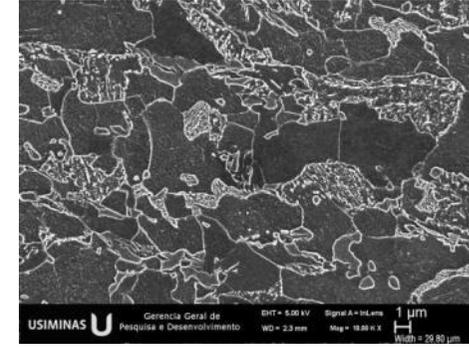


(b.1) Detalhe por elétrons secundários da ZTA – Ponto 2.

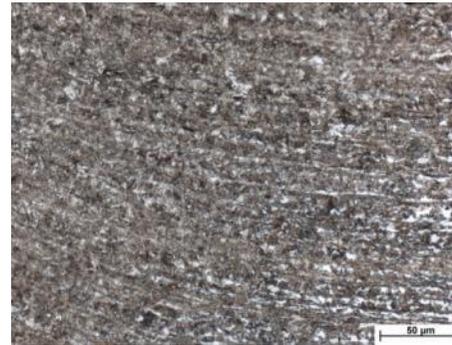
DP800



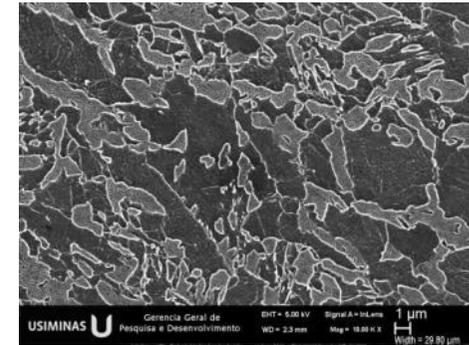
(f) Ponto 10 – ZTA. Ampliação original: 500X.



(f.1) Detalhe por elétrons secundários da ZTA – Ponto 10.



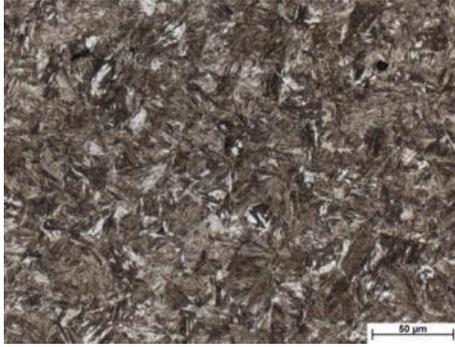
(g) Ponto 9 – ZTA. Ampliação original: 500X.



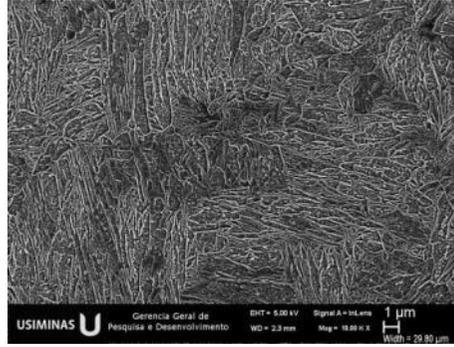
(g.1) Detalhe por elétrons secundários da ZTA – Ponto 9.

Figura 5.25 – Microestruturas típicas encontradas nas regiões indentificadas na figura 5.24. Ataque: nital 2%.

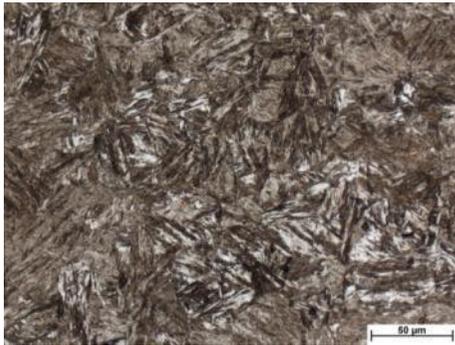
22MnB5



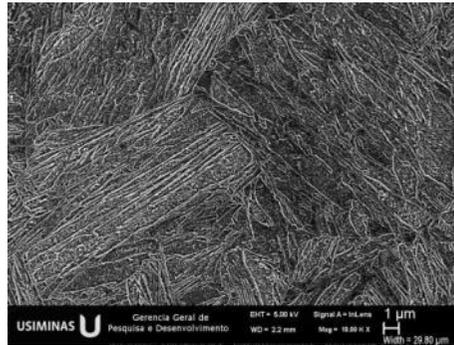
(c) Ponto 3 – ZTA. Ampliação original: 500X.



(c.1) Detalhe por elétrons secundários da ZTA – Ponto 3.



(d) Ponto 4 – ZTA. Ampliação original: 500X.

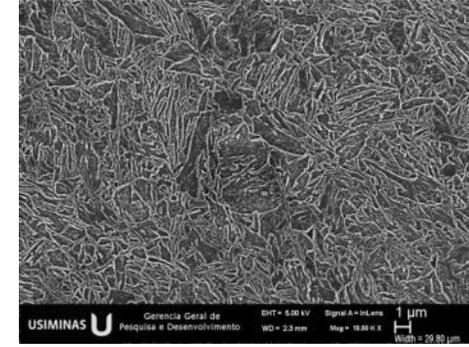


(d.1) Detalhe por elétrons secundários da ZTA – Ponto 4.

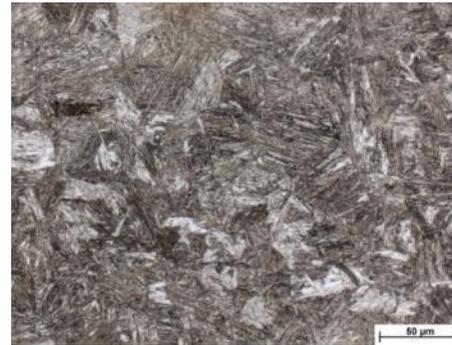
DP800



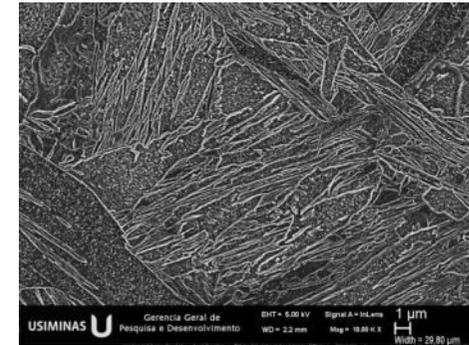
(h) Ponto 8 – ZTA. Ampliação original: 500X.



(h.1) Detalhe por elétrons secundários da ZTA – Ponto 8.

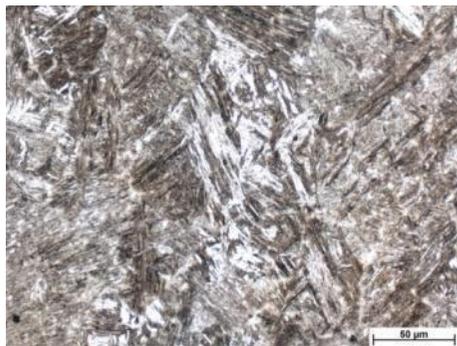


(i) Ponto 7 – ZTA. Ampliação original: 500X.

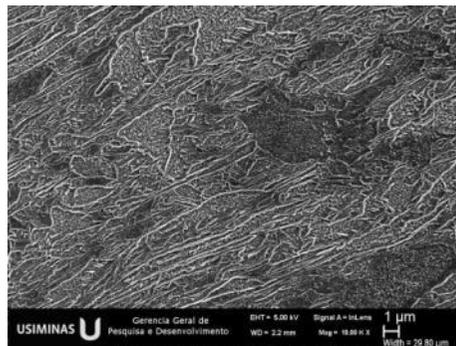


(i.1) Detalhe por elétrons secundários da ZTA – Ponto 7.

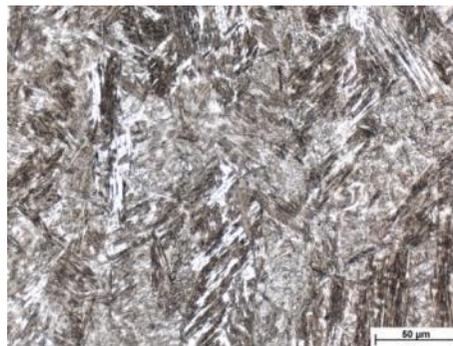
Figura 5.25 – Continuação.

22MnB5

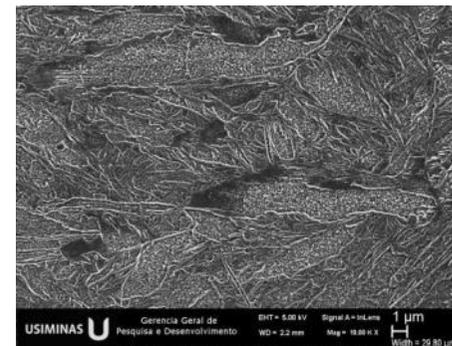
(e) Ponto 5 – ZF. Ampliação original: 500X.



(e.1) Detalhe por elétrons secundários da ZF – Ponto 5.

DP800

(j) Ponto 6 – ZF. Ampliação original: 500X.



(j.1) Detalhe por elétrons secundários da ZF – Ponto 6.

Figura 5.25 – Continuação.

Observou-se que a maioria das regiões da junta soldada produzida na condição P4-I_{máx} obteve microestrutura semelhante à condição P1-I_{mín}, salvo algumas exceções. Diferentemente da condição P1-I_{mín}, na região subcrítica (RS-ZTA) da condição P4-I_{máx} foi percebida a presença de precipitados de carbonetos em toda a microestrutura desse local, figura 5.26, sendo que no caso da primeira condição, figura 5.20, somente foi observada em algumas regiões.

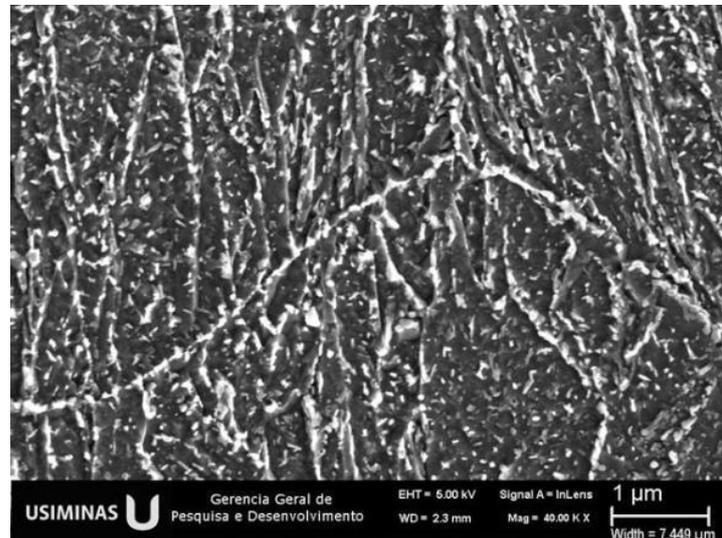


Figura 5.26 – Detalhe por elétrons secundários da região do ponto 1, do aço 22MnB5, da junta soldada realizada na condição P4, I_{máx}, apresentando uma microestrutura na totalidade com precipitados de carbonetos. Ataque: nital 2%. Ampliação original: 40.000X.

A RI-ZTA do aço 22MnB5 é parecida com a da condição anterior, P1-I_{mín}, como confirma a figura 5.27 em detalhe.

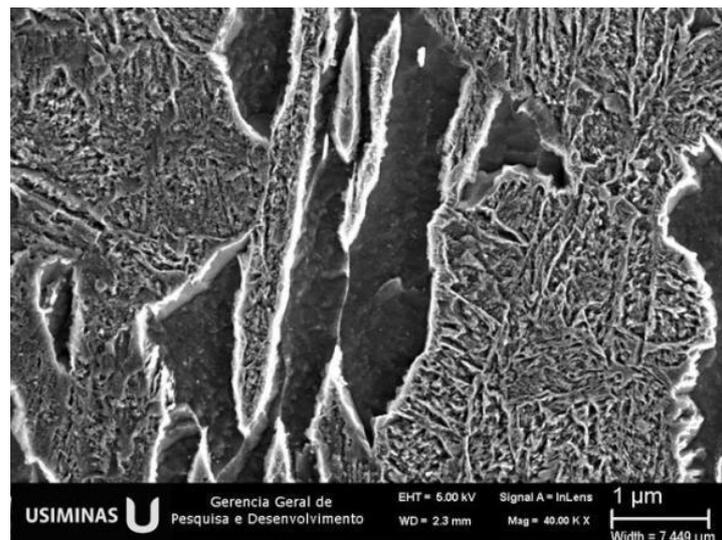
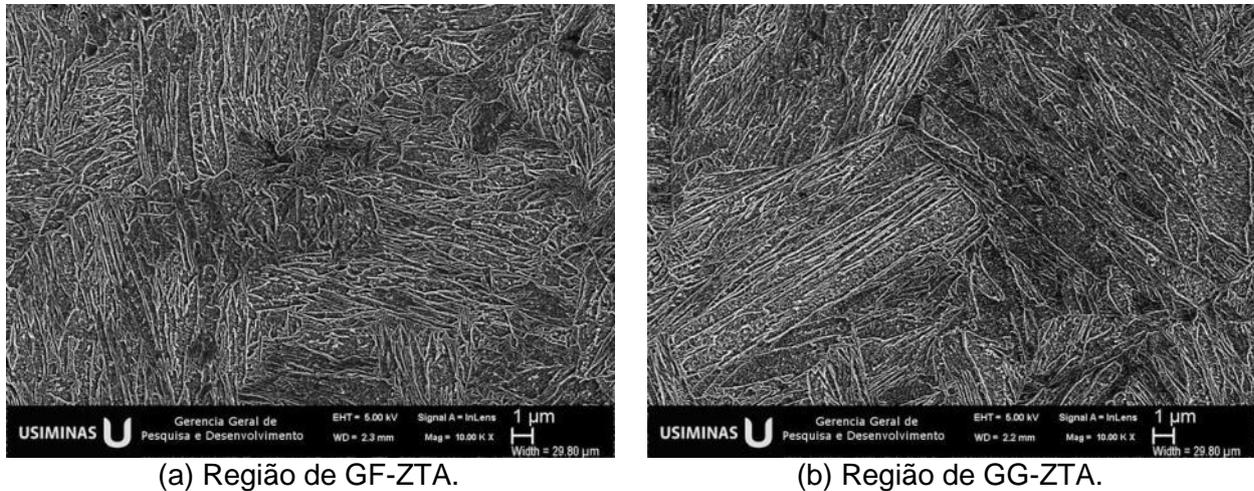


Figura 5.27 – Detalhe por elétrons secundários da região do ponto 2 do aço 22MnB5, confeccionado na condição P4, I_{máx}, apresentando martensita e ferrita. Ataque: nital 2%. Ampliação original: 40.000X.

A GF-ZTA do aço 22MnB5 foi melhor delimitada nesta junta soldada, o que permitiu ver a sua diferença em relação a GG-ZTA, sendo esta última com uma estrutura mais grossa do que a primeira. (fig. 5.28).



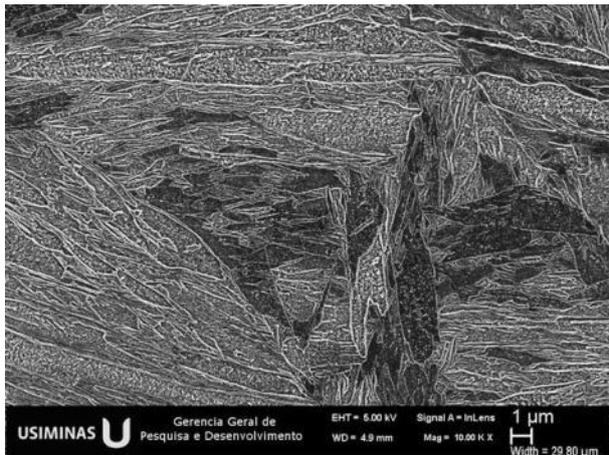
(a) Região de GF-ZTA.

(b) Região de GG-ZTA.

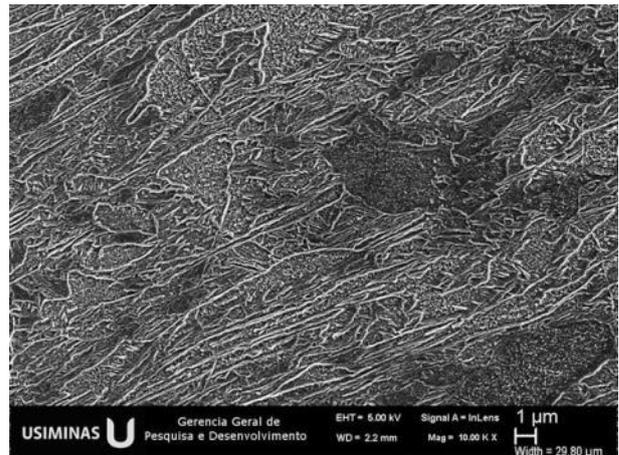
Figura 5.28 – Comparativo entre as regiões por elétrons secundários, pontos 3 e 4 do aço 22MnB5, confeccionado na condição P4, $I_{m\acute{a}x}$, apresentando martensita e ferrita. Ataque: nital 2%. Ampliação original: 10.000X.

c) Comparação entre zonas fundidas (ZFs)

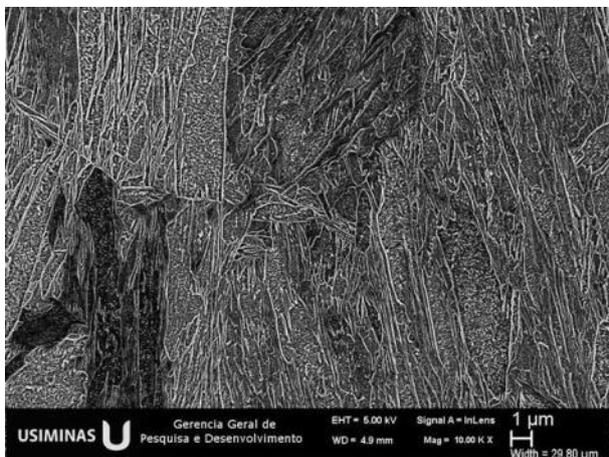
De acordo com Zhao e coautores⁽⁷¹⁾, quando a força de eletrodo é relativamente pequena a microestrutura da lente de solda é compreendida de grãos colunares na borda e grãos equiaxiais no centro. Quando a força de eletrodo é aumentada, a microestrutura da lente de solda é somente composta de estrutura colunar e os grãos equiaxiais desaparecem. Com o aumento da força de eletrodo, as estruturas colunares da lente de solda gradualmente crescem e engrossam. Quando a força de eletrodo for superior a um valor crítico, os grãos colunares serão mais refinados. A partir de uma análise qualitativa, percebe-se uma estrutura levemente refinada quando aplicada uma força de 6,5 kN, ou seja, a estrutura martensítica está mais refinada. Mais a frente será visto no perfil de dureza, que os valores de dureza da ZF do DP800 tende a ser levemente maior quando aplicada a força de 6,5 kN. As diferenças entre as martensitas podem ser vistas na figura 5.29.



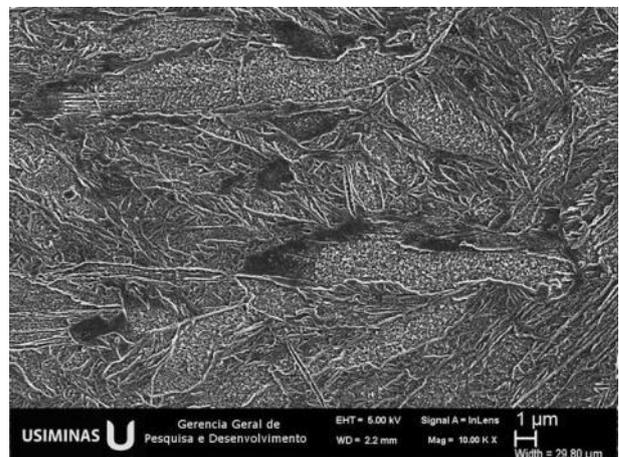
(a) ZF do 22MnB5 com 5,0 kN de força.
Condição P1-I_{min}.



(b) ZF do 22MnB5 com 6,5 kN de força.
Condição P4-I_{máx}.



(c) ZF do DP800 com 5 kN de força. Condição P1-I_{min}.



(d) ZF do DP800 com 6,5 kN de força.
Condição P4-I_{máx}.

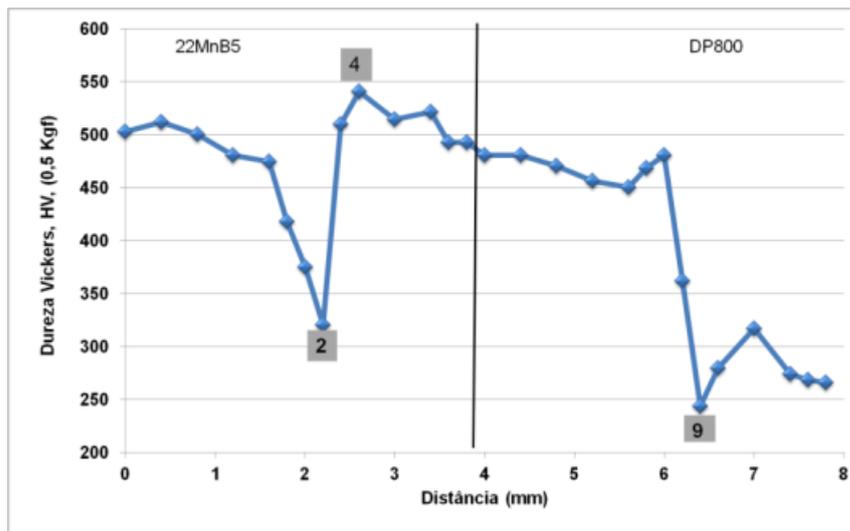
Figura 5.29 – Imagens comparativas das ZFs, realizadas por elétrons secundários, entre as microestruturas das juntas soldadas de 22MnB5/DP800. Ataque: nital 2%. Ampliação original: 10.000X.

5.5. Dureza

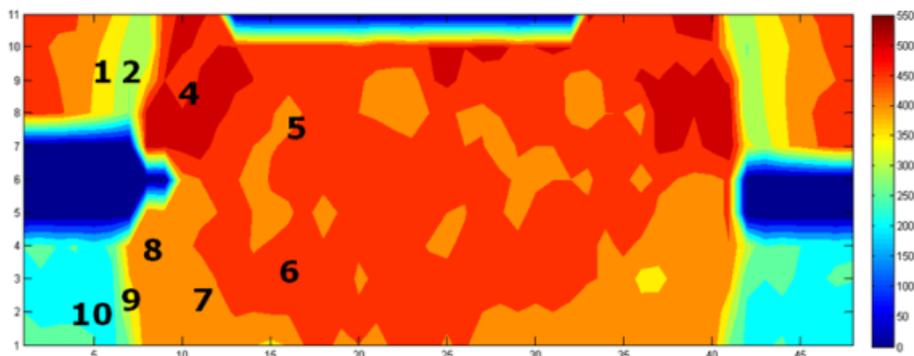
O perfil de dureza das juntas soldadas da condição P1 e P4 se encontra, respectivamente, nas figura 5.30 (a) e figura 5.31 (a). As uniões também foram submetidas ao mapeamento de dureza, e para facilitar a discussão, cada região foi identificada com os mesmos números registrados na análise microestrutural do item 5.4.2 (figura 5.18 e figura 5.24).

Os valores encontrados nas regiões analisadas indicam, no caso do aço 22MnB5, que a mais alta dureza está distribuída nas regiões de GG-ZTA, GF-ZTA, ZF e MB, enquanto que, no DP800 está concentrada nas de GG-ZTA e GF-ZTA; provavelmente devido à formação de martensita nestas regiões, como mostram as figuras 5.19 e 5.25.

O valor de dureza inferior ao do MB, encontrado na junta soldada, está associado ao revenimento da martensita ocorrido na zona subcrítica (RS-ZTA) do aço DP800, ponto 9, e a formação de ferrita na intercrítica (RI-ZTA) do aço 22MnB5, ponto 2, figura 5.27. Verifica-se que o amaciamento na ZTA do 22MnB5, ponto 2, foi mais proeminente, queda de 200 HV, do que para o DP800; podendo-se inferir que não houve ou houve pouco amaciamento para o bifásico.

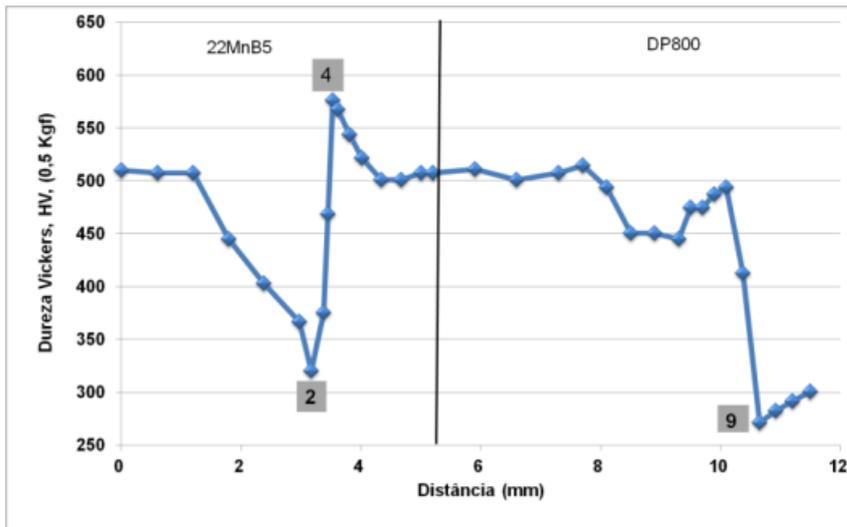


(a) perfil de dureza.

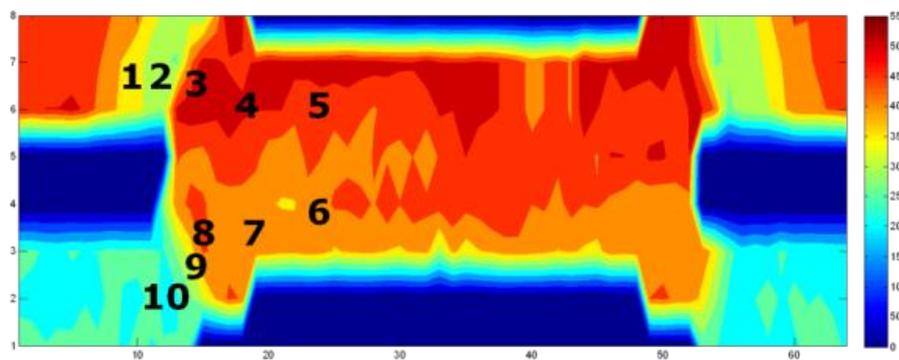


(b) mapeamento de dureza.

Figura 5.30 – Distribuição de dureza na junta soldada de 22MnB5/DP800 produzida na condição P1. Parâmetros de soldagem: força aplicada pelos eletrodos: 5 kN; tempo de soldagem: 20 ciclos, corrente: 6,80 kA.



(a) perfil de dureza.



(b) mapeamento de dureza.

Figura 5.31 – Distribuição de dureza na junta soldada de 22MnB5/DP800 produzida na condição P4. Parâmetros de soldagem: força aplicada pelos eletrodos: 6,5 kN; tempo de soldagem: 9/2/9/2/9 ciclos, corrente: 8,71 kA.

De acordo com o perfil, os valores na ZF variaram entre 470 e 510 HV. Esse intervalo de dureza pode ser atribuído às diferentes composições químicas dos aços. Jia e coautores⁽⁷⁴⁾ comentam que o tempo de soldagem é bastante curto para que haja mistura entre os materiais e, por isso, às vezes esse fenômeno não acontece. Outra possibilidade para esta diferença é que ela pode estar associada à própria dinâmica de formação da lente, crescendo aos poucos, a partir do centro e atingindo a sua dimensão máxima somente no último instante.

Entretanto, observa-se no mapeamento de dureza que os valores acima de 500 HV, se concentraram na região central da ZF, como exemplificado na figura 5.30 (b), o que significa que pode ter ocorrido a mistura entre os aços nesse local. Em relação à junta soldada realizada na condição P4, em que houve vários pulsos de corrente, verifica-se uma maior heterogeneidade nesta região, o que pode ser atribuído ao próprio ciclo de soldagem imposto. Uma provável justificativa para isso são as ressoldas que modificam a estrutura da ZF. Pollard⁽⁷⁵⁾ diz que a dureza é diminuída com o aumento da força aplicada pelos eletrodos, o que não foi observado nas juntas soldadas analisadas.

Quanto a alta dureza, acima de 500 HV, encontrada na GG-ZTA do 22MnB5, ponto 4, Choi e coautores⁽³⁵⁾ atribuem a formação de carbonetos resultante da difusão do cromo, o qual tem grande afinidade com o carbono, entretanto isso não pode ser observado devido às técnicas de análise utilizadas no presente estudo.

No caso de Jong e colaboradores⁽³²⁾ a alta dureza está mais concentrada na região de GF-ZTA do que na de GG-ZTA, comportamento normalmente encontrado em juntas soldadas de aços AHSS. Avaliando-se a diferença entre os pontos 3 e 4 da condição P4, figura 5.25, percebe-se que há diferença no tamanho do constituinte; sendo menor para a GF-ZTA. A justificativa é que a temperatura máxima de GF-ZTA foi acima de A_{C3} , porém menor do que a temperatura atingida na região de GG-ZTA. Além disso, o tempo de existência da fase austenita é mais curto na região de GF-ZTA comparado à região de GG-ZTA. Isso conduz a uma martensita menor do que a obtida em GG-ZTA, porque a fase austenita acima da temperatura A_{C3} não durou tanto tempo como nesta fase. Portanto, o grão a austenita menor e mais fino se transforma em martensita. Apesar de toda essa observação, é de conhecimento que a dureza da martensita está associada ao seu teor de carbono e não ao tamanho do grão austenítico.

Para o aço DP800 uma queda bem menos expressiva de dureza verifica-se na condição P1, Hernandez⁽⁵⁰⁾ percebe que tanto para o aço DP600 quanto para o DP800, o amaciamento na ZTA não é tão proeminente, embora este ocorra para o DP1000. A justificativa é o volume de martensita no MB que pode ser revenida durante o processo de soldagem; quanto maior volume, maior a queda de dureza.

Ao final, observou-se que a distribuição de dureza foi bastante similar para ambas as condições, o que infere que a geometria poderá influenciar mais do que a microestrutura nas propriedades mecânicas dos aços. Para completar, Zhao e coautores⁽⁷¹⁾ conclui que a força aplicada pelos eletrodos tem pouca influencia sobre a dureza das juntas soldadas.

5.6. Resistência ao cisalhamento

Os resultados da resistência ao cisalhamento em relação a corrente de soldagem, para diferentes forças aplicadas pelos eletrodos e tempos de soldagem, podem ser vistos na figura 5.32. Nota-se, para todas as condições impostas, a tendência ao aumento da carga de ruptura em função do aumento da corrente de soldagem.

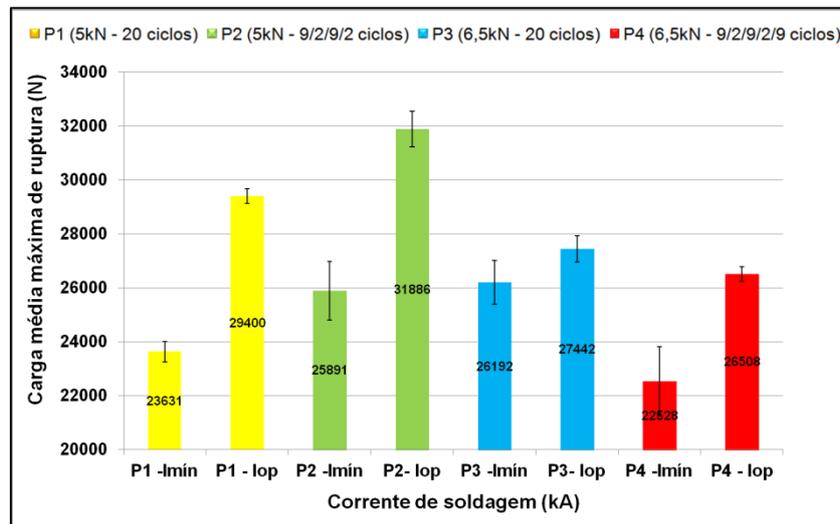


Figura 5.32 – Resultado da resistência ao cisalhamento de juntas soldadas a ponto de 22MnB5/DP800 em função da corrente, utilizando diferentes forças e tempos de soldagem.

De acordo com o estudo realizado por Choi e colaboradores⁽⁷⁶⁾ o valor mínimo de ruptura de uma junta soldada de 22MnB5 de 1,6 mm de espessura para uma lente de solda de diâmetro de 6,3 mm é de 23 kN. Entretanto, o presente estudo visa avaliar uma junta soldada de aços dissimilares 22MnB5 e DP800, sendo este último de menor resistência. Um fator importante que deve ser levado em consideração é o critério de determinação do diâmetro mínimo do botão de solda. Enquanto os autores⁽⁷⁶⁾ utilizaram a equação $5 \times \sqrt{t}$, sendo t a espessura do aço, para determinação da corrente mínima de soldagem, no presente estudo o valor mínimo adotado foi de 5,37 mm, vindo da norma AWS D8.9M⁽³⁾, sendo a equação de referência $4 \times \sqrt{t}$, ou seja, menor do que 6,3 mm.

Victor⁽⁵⁰⁾ comenta que o valor mínimo para carga de ruptura de juntas soldadas a ponto de aços DP780 de 1,2 mm de espessura, seria em torno de 18 kN, considerando o diâmetro mínimo da lente de solda de $5 \times \sqrt{t}$, sendo t a espessura do aço. Portanto, pode-se afirmar que, para todas as condições de soldagem avaliadas, os valores encontrados para carga de ruptura para um corpo de prova confeccionado numa corrente mínima de soldagem estão acima do esperado.

Dos parâmetros de soldagem avaliados, os corpos de prova que obtiveram melhores resistências em cisalhamento foram da condição P2, com tempo de soldagem mais longo

9/2/9/2/9 ciclos e 5,0 kN de força aplicada pelos eletrodos. Primeiramente, pelo fato de que a carga de ruptura mínima foi superior a 23 kN⁽⁷⁶⁾ e também devido à carga de ruptura para uma corrente de operação I_{op} (200 A abaixo da corrente de expulsão) ter sido o maior valor encontrado em relação às demais condições.

Pode-se dizer que o aumento da força entre os eletrodos não garantiu o aumento da carga de ruptura em cisalhamento, uma vez que, o pior resultado para corrente mínima foi para a condição P4, que utilizou 6,5 kN de força aplicada pelos eletrodos.

De acordo com vários autores⁽³²⁾⁽⁵⁰⁾⁽⁵⁴⁾ o diâmetro da lente de solda influencia a resistência ao cisalhamento de uma junta soldada de aços *Dual Phase*. Quanto maior o diâmetro da lente, maior tende a ser a carga de ruptura. Contudo, foi percebido que para a I_{op} da condição P4 (fig. 5.32), o valor da carga de ruptura foi de aproximadamente 26 kN; próximo aos valores de carga de ruptura de I_{min} das condições P2 e P3.

Entretanto, comparando as cargas de ruptura e os diâmetros das lentes de solda, percebe-se na figura 5.33 que a condição P2, a qual obteve maior carga de ruptura para um corrente I_{op} , também foi a que resultou no maior diâmetro médio da lente de solda; concordando com os comentários dos autores⁽³²⁾⁽⁵⁰⁾⁽⁵⁴⁾ citados anteriormente.

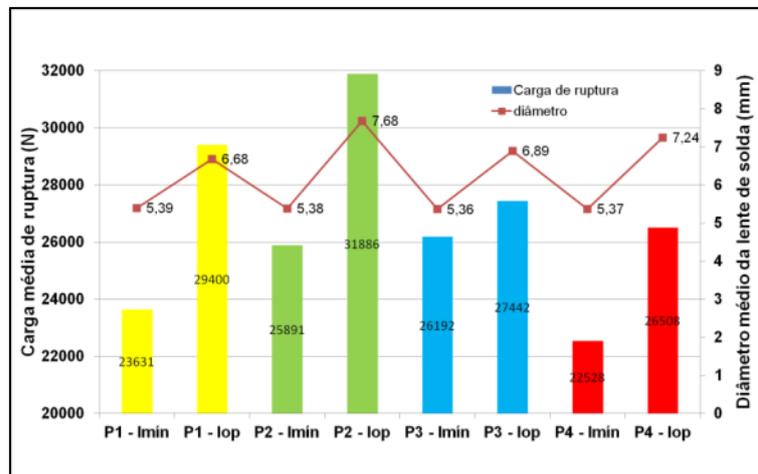


Figura 5.33 – Resultado da resistência ao cisalhamento de juntas soldadas a ponto de 22MnB5/DP800 em função da corrente e do diâmetro da lente de solda, utilizando diferentes forças e tempos de soldagem.

A figura 5.34 compara a resistência ao cisalhamento, corrente de soldagem e modos de fratura obtidos neste ensaio para todas as condições de soldagem avaliadas. É possível observar que a maioria das fraturas interfaciais aconteceu nas correntes mínimas (I_{min}). Pontos de solda produzidos em uma corrente 200 A abaixo da corrente de expulsão (I_{op}) obtiveram fraturas do tipo botão no metal base e botão contornando a lente de solda, exemplificados na figura 5.12.

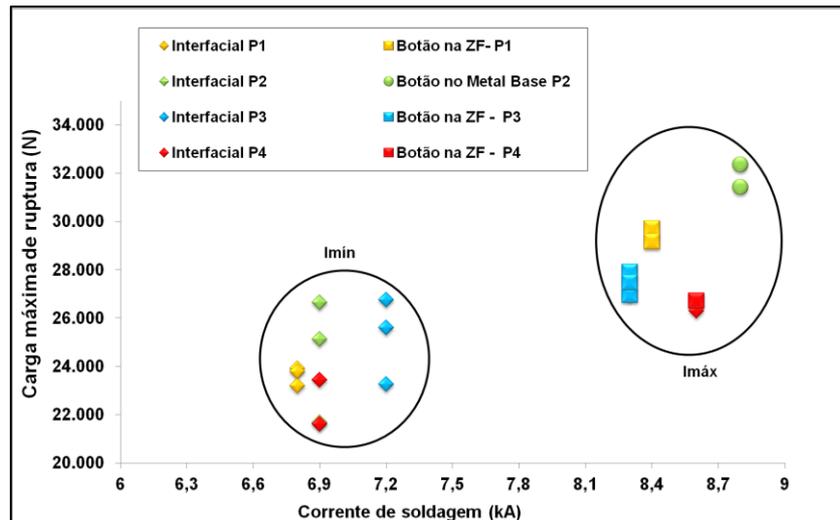


Figura 5.34 – Relação entre cargas de ruptura em cisalhamento, modos de fratura e correntes aplicadas de juntas soldadas a ponto de 22MnB5/DP800.

De todas as condições apresentadas, a única que obteve fratura no metal base foi a P2, sendo esta a que apresentou a maior lente de solda, como mostra a figura 5.33. Como já comentado anteriormente, quanto maior o diâmetro da lente de solda, maior tende a ser a resistência ao cisalhamento. Adicionalmente, os resultados do presente estudo também sugerem que maiores serão as chances da fratura ocorrer em forma de botão.

Diferentemente do observado na figura 5.33, em que a resistência ao cisalhamento é influenciada pelo diâmetro da lente de solda, o mesmo não ocorreu para a penetração, como exibido na figura 5.35. Larsson⁽⁷⁷⁾ comenta que a penetração é uma exigência, mas não faz qualquer relação com as propriedades mecânicas das juntas soldadas. Neste estudo, observou-se que os maiores valores de resistência ao cisalhamento ocorreram para penetrações em torno de 50%. Uma das possíveis causas é a menor quantidade de volume de metal fundido. Também se infere que quando ocorre a fratura em botão em uma junta soldada com menor penetração, o caminho para que a trinca se propague na linha de solda é menor, consequentemente diminuindo a resistência ao cisalhamento.

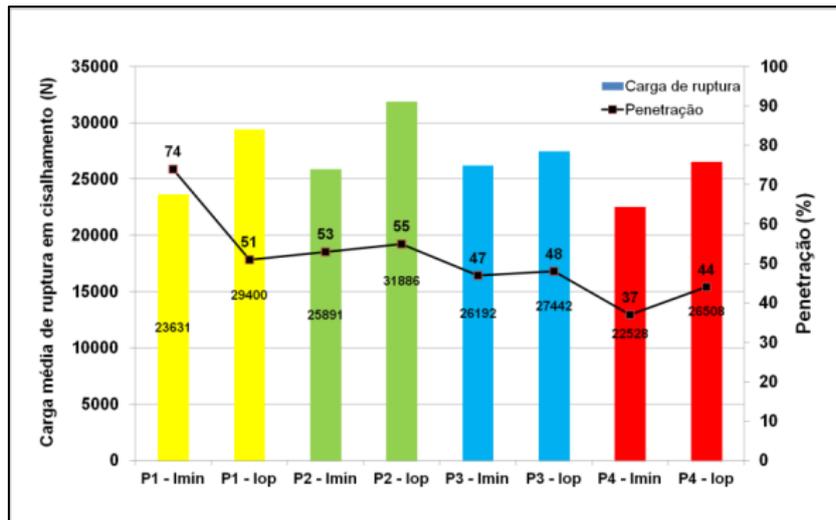


Figura 5.35 – Variação da penetração e da resistência ao cisalhamento, em juntas soldadas de 22MnB5/DP800, com a corrente de soldagem.

Apesar dos bons resultados obtidos pelo tempo de soldagem mais longo, vale ressaltar que esse tempo pode impactar na produtividade por ser excessivo, porém é o que garantiu a melhor qualidade das juntas soldadas em termos de resistência ao cisalhamento. Quanto à força de soldagem, verificou-se que a força de 5,0 kN foi a que mais se adequou aos resultados de cisalhamento e sendo uma força com padrões normais de uma máquina de soldagem.

5.7. Resistência à tração cruzada

A variação da resistência à tração cruzada em função da corrente de soldagem, para as diferentes forças aplicadas, pode ser vista na figura 5.36. Suehiro e colaboradores⁽⁷⁸⁾ determinaram a resistência a tração cruzada de um aço 22MnB5 de 1,4 mm entre 6 e 9 kN, dependendo do diâmetro da lente de solda; e Kongati e coautores⁽³⁶⁾ encontrou um valor médio de 3.71 kN, para um diâmetro de lente de solda de 4,43 mm de uma junta soldada de 22MnB5 e DP780. A partir destes dados infere-se que todos os corpos de prova obtiveram resultado superior ao estimado após ensaio de tração cruzada.

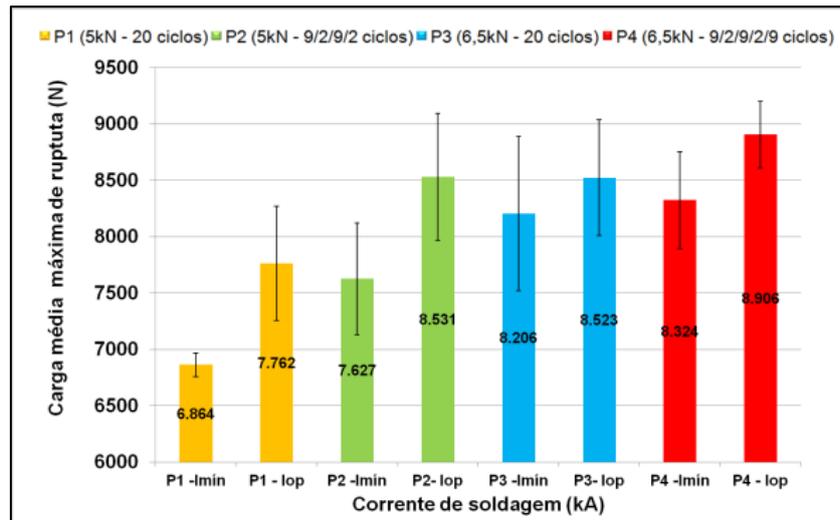


Figura 5.36 – Resultado da resistência à tração cruzada de juntas soldadas a ponto de 22MnB5/DP800 em função da corrente, utilizando diferentes forças e tempos de soldagem.

Quanto ao resultado em si, o primeiro ponto a ser notado é o valor da carga de ruptura obtida para um corpo de prova confeccionado na corrente mínima de soldagem (I_{\min}). Nessa condição todos os corpos de prova estavam com o mesmo diâmetro de botão de solda no valor de $5,37 \text{ mm} \pm 0,1 \text{ mm}$, figura 5.37. Verifica-se que houve diferença entre os valores de carga média de ruptura para I_{\min} , sendo as maiores para os corpos de prova das condições P3 e P4, realizadas com uma força maior de soldagem de 6,5 kN. Como citado anteriormente, Pollard⁽⁷⁵⁾ comenta que o aumento da força diminui a dureza da ZF, apesar de isto não ter sido evidenciado no presente estudo. Uma provável alternativa para explicar a diferença entre os resultados é que de acordo com alguns autores⁽⁵⁴⁾⁽⁷⁹⁾, além do diâmetro da lente, a microestrutura da ZTA também influencia no resultado da carga de ruptura em tração cruzada. Não foram percebidas alterações de valores em relação ao tempo de soldagem aplicado.

Para as condições P3 e P4, a diferença entre as cargas de ruptura dos corpos de prova soldados com I_{\min} e I_{\max} foram pouco significativas, indicando que outros fatores podem ter influenciado no resultado além da geometria (diâmetro da lente de solda)

Nos corpos de prova produzidos em I_{op} , verifica-se que os resultados foram similares, com exceção para a condição P1 uma carga média de ruptura menor do que as demais.

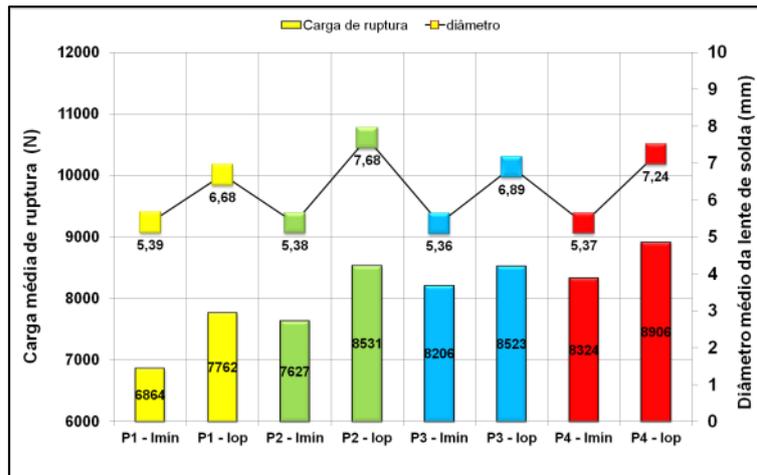


Figura 5.37 – Resultado da resistência à tração cruzada de juntas soldadas a ponto de 22MnB5/DP800 em função da corrente e do diâmetro da lente de solda, utilizando diferentes forças e tempos de soldagem.

Na literatura⁽⁷¹⁾ foi encontrado que a penetração também pode ter influencia nos testes de propriedades mecânicas estáticas. Apesar da pequena diferença entre as penetrações, verifica-se que a penetração de P1 foi a maior de todas e a que obteve pior resultado do teste de tração cruzada, figura 5.38.

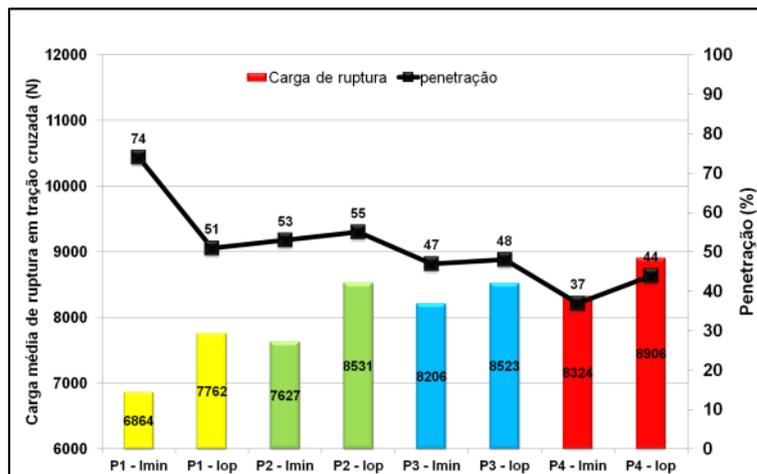


Figura 5.38 – Variação da penetração e da resistência à tração cruzada, em juntas soldadas de 22MnB5/DP800, com a corrente de soldagem.

Quanto ao tipo de fratura, não foi observada fratura do tipo interfacial no teste de tração cruzada, como exibe o gráfico da figura 5.39. De acordo com Pouranvari⁽⁵⁴⁾ o modo de fratura em corpos de prova submetidos à tração cruzada dependem da dureza da ZF e da resistência e dureza do local de fratura (exemplo: ZTA).

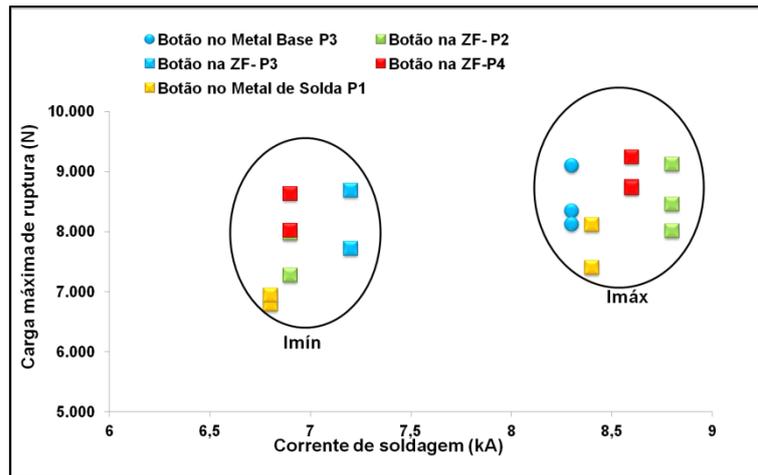


Figura 5.39 – Relação entre cargas de ruptura, modos de fratura e correntes aplicadas de juntas soldadas a ponto de 22MnB5/DP800 após teste de tração cruzada.

5.8. Análise da falha

A transição de fratura interfacial para botão depende do tamanho e da dureza da ZF e das propriedades da ZTA. Como observado anteriormente, as fraturas interfaciais ocorreram nas correntes mínimas de soldagem, após teste de cisalhamento. Nessa condição todos os corpos de prova foram confeccionados com o diâmetro mínimo da lente, sendo constatado, através de ensaios, que este valor de diâmetro foi insuficiente para que a fratura ocorresse em botão. Na figura 5.40 é exibida a seção transversal de uma fratura interfacial. Observa-se que a ruptura ocorreu ao centro da zona fundida.

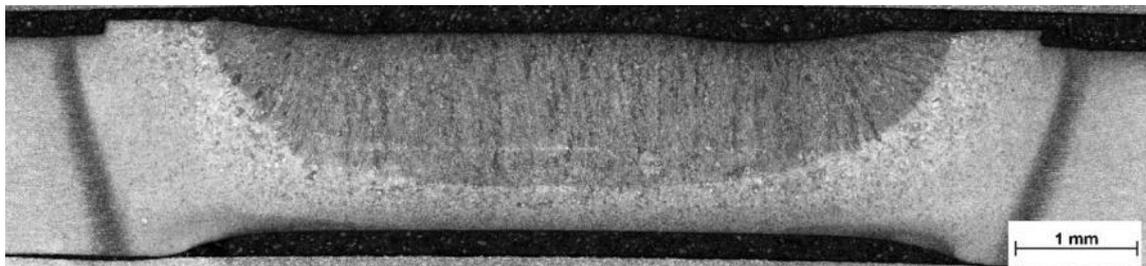


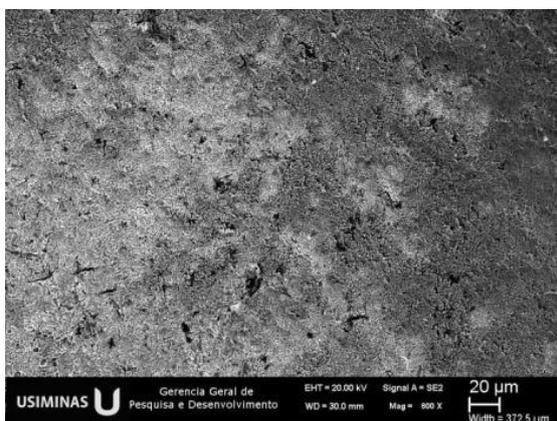
Figura 5.40 – Representação da seção trasnversal de uma fratura interfacial adquirida após ensaio de cisalhamento em uma junta soldada de 22MnB5/DP800. Parâmetros de soldagem: condição P2, força aplicada pelos eletrodos: 5 kN; tempo de soldagem: 9/2/9/2/9 ciclos, corrente: 6,90 kA.

A figura 5.41 mostra o aspecto geral da superfície de fratura e a figura 5.42 as fractografias obtidas a partir dessa superfície em corpo de prova submetido ao ensaio de cisalhamento. Na região 1, chamada de corona, houve dificuldade para caracterizar a superfície de fratura, pelo

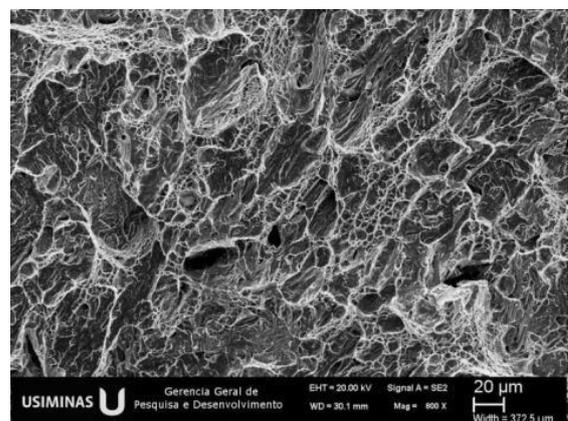
fato de que, se apresentava muito amassada; possivelmente ocorrido durante a própria soldagem. Na região 2, porém, percebe-se a presença de micromecanismos de fratura dúctil e frágil, isto é, foram observados tanto dimples quanto planos de clivagem. De acordo com Jia e colaboradores⁽⁷⁴⁾ os planos de clivagem começam nos contornos de grão e, em seguida, conectam-se com outro contorno por deformação plástica. A fratura de quase-clivagem é uma forma típica que aparece principalmente em locais que consistem de martensita. A literatura⁽⁸⁰⁾ afirma que a alta densidade de deslocações existente na martensita gera uma grande resistência no deslizamento dos grãos. Essa forte interação entre alta densidade de deslocações e a tensão é o que realça a resistência da martensita. Portanto, as juntas soldadas, mesmo com fratura do tipo interfacial, apresentam alta resistência ao cisalhamento, motivo pelo qual todas as juntas soldadas de 22MnB5/DP800 confeccionadas na corrente I_{min} foram aprovadas no teste de cisalhamento.



Figura 5.41 – Aspecto geral da região de uma fratura interfacial adquirida após ensaio de cisalhamento, em uma junta soldada de 22MnB5/DP800. Parâmetros de soldagem: condição P2, força aplicada pelos eletrodos: 5 kN; tempo de soldagem: 9/2/9/2/9 ciclos, corrente: 6,90 kA.



(a) morfologia da fratura na região 1 – ZTA – corona.



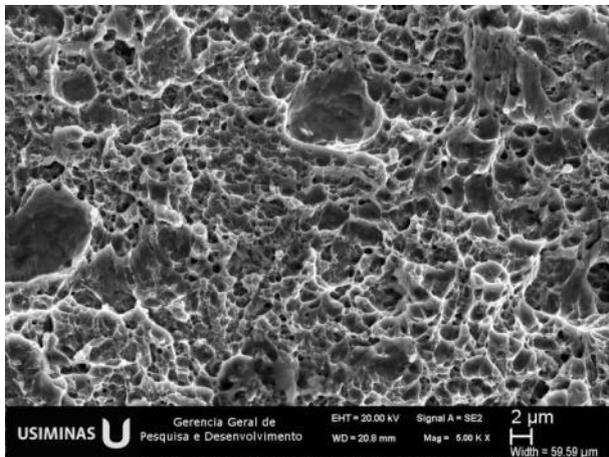
(b) morfologia da fratura na região 2 – ZF.

Figura 5.42 – Morfologia da superfície de fratura após ensaio de cisalhamento, analisadas por microscopia eletrônica de varredura, em uma junta soldada de 22MnB5/DP800. Parâmetros de soldagem: condição P2, força aplicada pelos eletrodos: 5 kN; tempo de soldagem: 9/2/9/2/9 ciclos, corrente: 6,90 kA.

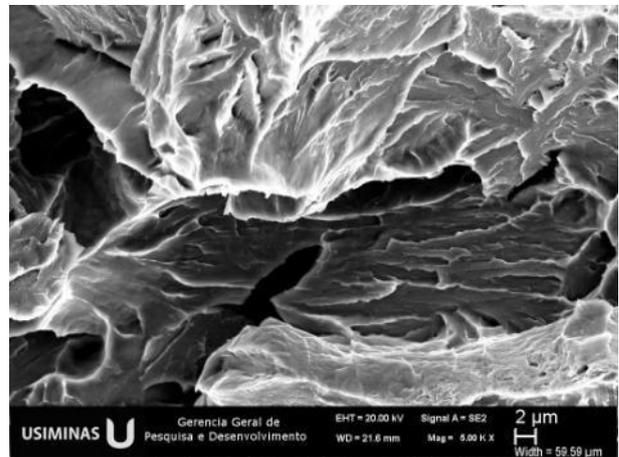
Quanto à fratura em botão, figura 5.43, foi observado que ocorreu no 22MnB5, sendo este o aço de maior resistência. Pelas fractográficas, figura 5.44, verifica-se somente dimples na região de ZTA, apresentando um mecanismo do tipo dúctil, enquanto que a região 2 de fratura é somente por clivagem transgranular, caracterizando um aspecto frágil. Zhong e coautores⁽⁷⁹⁾ afirmam que fraturas em botão iniciam e propagam na ZTA próximo a lente de solda.



Figura 5.43 – Representação da seção trasversal de uma fratura em botão adquirida após ensaio de tração cruzada, em uma junta soldada de 22MnB5/DP800. Parâmetros de soldagem: condição P2, força aplicada pelos eletrodos: 5 kN; tempo de soldagem: 9/2/9/2/9 ciclos, corrente: 8,80 kA.



(a) morfologia da fratura na região 1 – ZTA

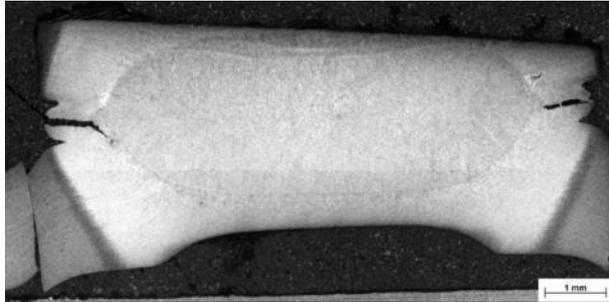


(b) morfologia da fratura na região 2 – contornando a ZF.

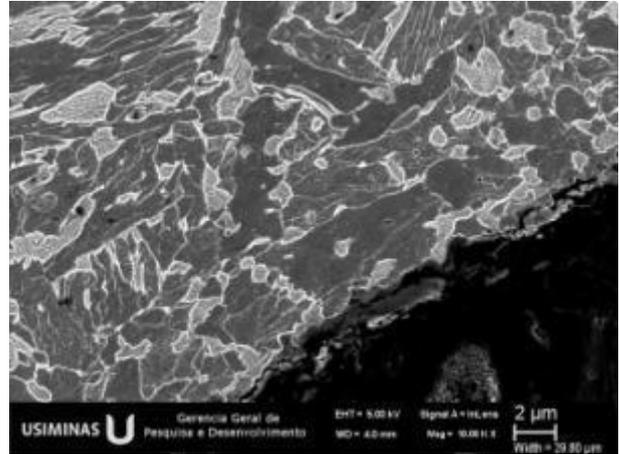
Figura 5.44 – Morfologia da superfície de fratura após ensaio de tração cruzada, analisadas por microscopia eletrônica de varredura, em uma junta soldada de 22MnB5/DP800. Parâmetros de soldagem: condição P2, força aplicada pelos eletrodos: 5 kN; tempo de soldagem: 9/2/9/2/9 ciclos, corrente: 8,80 kA.

Para complementar, a diferença entre a fratura em botão que contorna a lente de solda e a que ocorre na ZTA é que esta última ocorreu especificamente na região subcrítica da ZTA, como mostra a figura 5.45. O motivo pela diferença do local de ruptura não está muito claro, uma vez que somente a condição P3, tempo de soldagem de 20 ciclos e força de 6,5 kN, obteve este

tipo de fratura. Ressalta-se que, apesar da diferença entre as fraturas, não foram observadas diferenças entre as cargas de ruptura. Portanto, conclui-se que o importante é que a fratura seja em botão e não interfacial.



(a) Aspecto geral da fratura em botão na ZTA.



(b) Detalhe por elétrons secundários da microestrutura na região de fratura.

Figura 5.45 – Aspecto geral da fratura em botão na ZTA da junta soldada de 22MnB5/DP800, após ensaio de tração cruzada. Parâmetros de soldagem: condição P3, força aplicada pelos eletrodos: 6,5 kN; tempo de soldagem: 20 ciclos, corrente: 8,30 kA.

CONCLUSÕES

Foram determinadas as faixas de soldabilidade da união de aços dissimilares 22MnB5 e DP800, ambos de 1,8 mm de espessura, usando tempos de soldagem de 20 ciclos e 9/2/9/2/9 ciclos e força aplicada pelos eletrodos de 5 kN e 6,5 kN, sendo obtidos os resultados descritos a seguir.

Apesar das diferenças dos valores entre as correntes mínimas e entre as correntes máximas, observou-se que qualitativamente as mesmas foram próximas.

O aumento da força aplicada pelos eletrodos não resultou no deslocamento das faixas de soldabilidade para maiores correntes. Por outro lado, o incremento da força de 5 kN para 6,5 kN não somente diminuiu a faixa de trabalho, como também o valor da corrente máxima de soldagem.

A utilização da soldagem por múltiplos pulsos (9/2/9/2/9 ciclos) garantiu maiores faixas de trabalho, além de favorecer a desejável fratura em botão, após *Peel Test*. Também garantiu a formação de maiores lentes de solda (zona fundida).

Em nenhuma das condições testadas foi encontrada fratura do tipo interfacial após *Peel Test*, sendo esta uma fratura indesejável, por ser, na maioria dos casos, um indicativo de má qualidade da junta soldada.

Independente do parâmetro de soldagem avaliado, foram observadas três regiões de ZTA no 22MnB5: a região revenida, a parcialmente temperada e a temperada. Dentre elas, em uma foi percebido um amaciamento (queda de dureza de 200 HV) em relação ao metal base (MB), localizado na região intercrítica (parcialmente temperada), constituída de uma microestrutura contendo martensita e ferrita. O amaciamento na ZTA do DP800 não foi tão expressivo quanto do 22MnB5, podendo ser desprezado.

Quanto à zona fundida, foi verificado que o aumento da força de 5 kN para 6,5 kN refinou a microestrutura presente nesta região, especificamente para o aço DP800, porém sem a observação de modificações quanto a dureza.

A resistência ao cisalhamento foi substancialmente maior que a resistência à tração cruzada.

No teste de cisalhamento foi verificada a tendência ao aumento da carga de ruptura em função da corrente de soldagem, ou seja, os resultados foram melhores para as juntas soldadas referentes ao final da faixa de soldabilidade, para as quais são obtidos os maiores diâmetros de lente de solda. Dentre os corpos de prova avaliados, os confeccionados na condição com tempo de soldagem com múltiplos pulsos (9/2/9/2/9 ciclos) e força de 5 kN conferiram maiores cargas de ruptura em relação às demais condições.

Quanto ao teste de tração cruzada, os melhores resultados foram para as condições com maior força aplicada pelos eletrodos (6,5 KN), não havendo diferenças entre os tempos de soldagem. Outro fato observado foi que, para essa mesma condição, os valores de carga de ruptura das correntes mínimas e das correntes de operação (200 A abaixo da corrente máxima) foram próximos, podendo-se inferir que não só o diâmetro da lente de solda tem influência sob o resultado de tração cruzada, mas também as durezas da ZF e ZTA.

Fraturas interfaciais somente foram encontradas nos corpos de prova confeccionados na corrente mínima de soldagem e submetidos ao teste de cisalhamento.

No teste de tração cruzada as fraturas foram em botão no contorno da zona fundida e também em botão no metal base. Apesar dessa diferença, não foi verificada variação no resultado em função do modo de fratura, o que indica que o importante é que a fratura não seja do tipo interfacial.

Conclui-se, portanto, que a melhor condição de soldagem a ponto para a união entre os aços 22MnB5 e DP800 é a utilização do tempo de soldagem com múltiplos pulsos (9/2/9/2/9 ciclos) e força aplicada pelos eletrodos de 5 kN.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Avaliar a soldabilidade a ponto do aço 22MnB5 e do aço DP800, ambos revestidos com zinco pelo processo de galvanização a quente e o 22MnB5 com revestimento Al-Si, para título de comparação.
2. Determinar o tamanho mínimo da lente de solda que garanta que a fratura seja em botão, após ensaio de cisalhamento.
3. Avaliar o desempenho em fadiga por cisalhamento das juntas soldadas de 22MnB5/DP800.
4. Avaliar a influência da penetração nas propriedades mecânicas em tração cruzada e cisalhamento.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. SOARES, TIAGO JOSÉ MARTINHO. *Análise técnica e econômica do processo de estampagem a quente com aços microligados ao boro*. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade do Porto. Porto: s.n., 2008.
2. GMW14400 - *Pre-Coated or Uncoated Low Carbon, Heat-Treatable Boron Steel*. General Motors Company. WORLDWID EENGINEERING STANDARDS. 2014.
3. 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, 2012, p. 78.
4. GEORGE, RYAN. *Hot Forming of Boron Steels with Tailored Mechanical Properties - Experiments and Numerical Simulations*. University of Waterloo. Canada: s.n., 2011. Dissertação de Mestrado.
5. NAGANATHAN, AMBIKAPATHY. *Hot Stamping of Manganese Boron Steel (Technology Review and Preliminary Finite Element Simulations)*. Mechanical Engineering, the Ohio State University. 2010.
6. BILLUR, EREN e ALTAN, TAYLAN. *Hot Stamping of Boron Steels*. Workshop on Advanced Sheet Metal Forming and Stamping Technology. 29 de Maio de 2012.
7. KARBASIAN, H e TEKKAYA, A E. *A review on hot stamping*. Journal of Materials Processing Technology. 2010, 210, pp. 2103–2118.
8. ALTAN, TAYLAN. *Hot-stamping boron-alloyed steels for automotive parts - Part I: Process methods and uses*. Stamping Journal. www.stampingjournal.com, DECEMBER de 2006, pp. 40-41.
9. SOUZA, FABRICIO BRANDÃO PEREIRA. *Simulação Numérica do Processo de Estampagem a Quente do Aço USIBOR 1500*. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais. 2013.
10. NADERI, MALEK. *Hot Stamping of Ultra High Strength Steels*. Department of Ferrous Metallurgy, RWTH Aachen University. 2007. p. 183.
11. BARIANI, P.F., et al. *Testing formability in the hot stamping of HSS*. CIRP Annals - Manufacturing Technology. 2008, 57, pp. 265–268.
12. CHANG, YING, et al. *Influence of Hot Press Forming Techniques on Properties of Vehicle High Strength Steels*. Journal of Iron and Steel Research. 2011, Vol. 5, 18, pp. 59-63.
13. HE, LIAN-FANG, et al. *Research on Mechanical Properties of 22MnB5 Steel Quenched in a Steel Die*. Journal of Shanghai Jiaotong University (Science). April de 2011, Vol. 16, 2, pp. 129-132.
14. NADERI, M, SAEED-AKBARI, A E BLECK, W. *The effects of non-isothermal deformation on martensitic transformation in 22MnB5 steel*. Materials Science and Engineering A. 2008, 487, pp. 445–455.

15. 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.
16. FLANDOLI, FERNANDO AURELIO E BUTTON, SERGIO TONINI. *Improvement of Mechanical Properties and Microstructure of 22MnB5 Steel by Hot Stamping and Direct Cooling*. 2010. The IDDRG International Conference. p. 10.
17. BARDELCIK, ALEXANDER, et al. *Effect of cooling rate on the high strain rate properties of boron steel*. International Journal of Impact Engineering. 2010, 37, pp. 694–702.
18. KARBASIAN, HOSSEIN, et al. *Identification of Thermo-Mechanical Interaction During Hot Stamping by Means of Design of Experiments for Numerical Process Design*. Numisheet. Interlaken: s.n., 2008, pp. 575-579.
19. LIU, HONGSHENG, et al. *Modeling and FE Simulation of Quenchable High Strength Steels Sheet Metal Hot Forming Process*. JMEPEG. 2011, 20, pp. 894–902.
20. LIU, WEI, et al. *Effect of tool temperature and punch speed on hot stamping of ultra high strength steel*. Transactions Nonferrous Metals Society of China. 2012, 22, p. s534–s541.
21. ARCELORMITTAL FLAT CARBON EUROPE S.A. *Quenchable boron steels*. A 54, 6 de maio de 2013. [Citado em: 23 de maio de 2013.] http://www.arcelormittal.com/fce/prd_web/new_web_details.pl?code=A54&langlist=.
22. AKBARI, ALIREZA SAEED. *Determination of Steels Microstructural Components Based on Novel Characterization Techniques*. Institute of Ferrous Metallurgy, RWTH Aachen. 2008.
23. FMA COMMUNICATIONS. *Exploring the 3rd International Conference on Hot Stamping Technology, Part I*. Stamping Journal. Novembro/Dezembro de 2011. www.stampingjournal.com.
24. MEI, FRANK E SKILLITER, MIKE. *Advanced High Strength Steel Applications using Tailored Products*. EUA: TWB Company L.L.C, 2006. Great Designs in Steel Seminar Presentations.
25. HORVATH, CURT D E SANDERS, RONALD. *Comparisons of Current Concepts for Press Hardened Steel Tailor Welded Blanks and Tailor Rolled Blanks on Center Pillar Reinforcements*. SAE 2011 World Congress & Exhibition. 04 de 12 de 2011, 2011-01-1059, p. 11.
26. FAATH, TIMO. *InCar - the Modular Automotive Solution Kit*. s.l.: ThyssenKrupp Steel USA, 2011. Great Designs in Steel 2011 PowerPoint Presentations.
27. MUNERA, DANIEL DUQUE, et al. *Innovative Press Hardened Steel Based Laser Welded Blanks Solutions for Weight Savings and Crash Safety Improvements*. SAE Int. J. Mater. Manuf. 2008, Vol. 1, 2008-01-1076, pp. 472-479.
28. SHI, STEVE E WESTGATE, STEVE. *Laser welding of ultra-high strength steels for automotive applications*. TWI Ltd. Abril de 2008. <http://www.twi-global.com/technical-knowledge/published-papers/laser-welding-of-ultra-high-strength-steels-for-automotive-applications-april-2008/>.
29. SHARMA, RAJASHEKHAR, MOLIAN, PAL E PETERS, FRANK. *Geometric variability and surface finish of weld zones in Yb:YAG laser welded advanced high strength steels*. Journal of Manufacturing Processes. 2010, 12, pp. 73–84.

30. BRANDT, MAX, et al. *Significant Findings and Innovative Procedures for the Process - Secure Press Hardening of Laser Welds in Hotform Blanks*. IDDRG 2010 International Conference. Maio-Junho de 2010, p. 11.
31. KIMA, C, KANGA, M J e PARKB, Y D. *Laser welding of Al-Si coated hot stamping steel*. Procedia Engineering. 2011, Vol. 10, pp. 2226–2231.
32. JONG, YOUN SUK, et al. *Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Resistance Spot Welded Ultra High Strength Steel Containing Boron*. Materials Transactions. 2011, Vol. 52, 6, pp. 1330-1333.
33. ZHENGWEI, G. U., et al. *Microstructures and Properties of Ultra-high Strength Steel by Laser Welding*. ISIJ International. 2011, Vol. 51, 7, pp. 1126–1131.
34. KIM, C. H., et al. *A study on the CO2 laser welding characteristics of high strength steel up to 1500 MPa for automotive application*. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. March de 2010, Vol. 39, 1, pp. 79-86.
35. CHOI, HONG SEOK, et al. *Evaluation of weldability for resistance spot welded single-lap joint between GA780DP and hot-stamped 22MnB5 steel sheets*. Journal of Mechanical Science and Technology. 2011, Vol. 25, 6, pp. 1543-1550.
36. KOGANTI, RAMAKRISHNA, ELLIOTT, ADRIAN e MAATZ, DONALD F. *Resistance Spot Welding (RSW) Evaluation of Electro Galvanized (EG) 1.0 mm Dual Phase 780 (DP780) to Uncoated 1.0 mm Boron Steel for Automotive Body Structure Applications*. SAE Technical Paper. 2010, 2010-01-0445.
37. SUH, CHANG HEE, et al. *Effect of welding heat input on fatigue life of quenched boron steel and FB steel lap joint*. Journal of Mechanical Science and Technology. 2011, Vol. 25, 7, pp. 1727-1735.
38. WORLD AUTO STEEL. *Dual Phase (DP) Steels*. [Online] [Citado em: 2 de fevereiro de 2015.] <http://www.worldautosteel.org/steel-basics/steel-types/dual-phase-dp-steels/>.
39. USIMINAS. *Catálogo de Produtos Laminados a Frio*. [Online] [Citado em: 02 de fevereiro de 2015.] <http://usiminas.com/wp-content/uploads/2014/02/novo-laminados-frio-v20-baixa.pdf>.
40. SPEICH, G. R. *Physical Metallurgy of Dual Phase Steels - Fundamental of Dual-Phase Steels*. Chicago: s.n., 1891. Conference and Proceedings. pp. 3-45.
41. 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.
42. MILITITSKY, M., et al. *On Characteristics of DP600 Resistance Spot Welds*. SAE Technical Paper. 2003-01-0520, 2003.
43. GOSH, P. K., GUPTA, P. C. e RAWAVTAR, J. B. *Weldability of Intercritical Annealed Dual-Phase Steel with the Resistance Spot Welding Process*. Welding Journal. 1991, pp. 7-14.
44. MARYA, M. e GAYDEN, X. Q. *Development of Requirements for Resistance Spot Welding Dual-Phase (DP600) Steels Part 1 — The Causes of Interfacial Fracture*. Welding Journal. Novembro de 2005, pp. 172-s a 182-s.
45. LALAM, SREE HARSHA. *Weldability of AHSS*. Society of Automotive Engineers. 2009; <http://www.autosteel.org/~media/Files/Autosteel/Great%20Designs%20in%20Steel/GDIS%202005/31%20-%20Weldability%20of%20AHSS.pdf>.

46. R. L. O'BRIEN. *Spot, Seam and Projection Welding*. [ed.]. Welding Handbook: Welding processes. 8°. s.l.: American Welding Society, 1991, Vol. 2, 17.
47. AGASHE, S. E ZHANG, H. *Selection of Schedules Based on Heat Balance in Spot Welding*. Welding Journal. July de 2003, pp. 179-183.
48. BENTLEY, K. P., et al. *Temperature Distributions in Spot Welds*. December de 1963, B.W.R.A. Report.
49. DUPUY, T. e FARDOUX, D. *Spot Welding Zinc-Coated Steels with Medium-frequency Direct Current*. Detroit: s.n., 2000. International Sheet Metal Welding Conference IX.
50. HERNANDEZ, VICTOR HUGO BALTAZAR. *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.
51. LANE, C. T., et al. *Cinematography of Resistance Spot Welding of Galvanized Steel Sheet*. Welding Journal. Setembro de 1987.
52. PETERSON, WARREN e GOULD, JERRY E. *Development of Spike-Tempering Diagrams for a Range of Advanced High-Strength Steels*. : Edison Welding Institute, 2004. Sheet Metal Welding Conference XI Sterling Heights.
53. SAWHILL, J. E FURR, S. *Spot Weldability Tests for High-Strength Steels*. SAE Technical Paper. 1981, Vol. 810352.
54. POURANVARI, M. *Susceptibility to interfacial failure mode in similar and dissimilar resistance spot welds of DP600 dual phase steel and low carbon steel during cross-tension and tensile-shear loading conditions*. Materials Science and Engineering A. 2012, Vol. 546, pp. 129– 138.
55. YURIOKA, N. *Carbon Equivalents to Assess Cold Cracking Sensitivity and Hardness of Steel Welds*. Nippon Steel Technical Report. Dezembro de 1982, 20, pp. 61-73.
56. ASTM E45 - *Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel*. ASTM International. 2013. Norma.
57. ASTM A370 - *Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products*. ASTM International. 2012. Norma.
58. AWS D8.6:2005. *Specification for Automotive Resistance Spot Welding Electrodes*.
59. JIS Z 3136 - *Specimen dimensions and procedure for shear testing resistance spot and embossed projection welded joints*. Japanese Standards Association. 1999. Norma.
60. JIS Z 3137 - *Specimen Dimensions and Procedure for Cross Tension Testing Resistance Spot and Embossed Projection Welded Joints*. Japanese Standards Association. 1999. Norma.
61. AWS D8.1M - *Specification for Automotive Weld Quality - Resistance Spot Welding of Steel*. American Welding Society. 2007.
62. FENG, Z., et al. WELDABILITY AND PERFORMANCE OF GMAW JOINTS OF ADVANCED HIGH-STRENGTH STEELS (AHSS). 2009.. <http://www.autosteel.org>.
63. London Thermal Treatment Sub Committee. *Physical Constants of Some Commercial Steels at Elevated Temperatures*. [ed.] British Iron and Steel Research Association. Londres : Butterworths Scientific Publications, 1953. p. 38.
64. SAEGLITZ, M., KRAUSS, G. e BERGER, D. GOLDEN. *The Effect of Tempering on Martensitic Microstructure and Mechanical Properties of 2MnB5 Steel Used for Hot*

- Stamping*. CO, USA: s.n., 1-3 Junho 2009. International Deep Drawing Research Group IDDRG 2009 International Conference.
65. SONG, QUANFENG, ZHANG, WENQI e BAY, NIELS. An Experimental Study Determines the Electrical Contact Resistance in Resistance Welding. *Welding Journal*. Maio de 2005, pp. 73-s a 76-s.
 66. FERRASSE, S., VERRIER, P. e MEESEMAECKER, F. *Resistance spot weld ability of high strength steel for use in car industry*. *Welding in the World*. 1998, 41, pp. 177-195.
 67. SHI, G. e WESTGATE, S. A. *Resistance spot welding of high strength steels*. *International Journal for the Joining Material*. 2004, Vol. 16, 1, pp. 9-14.
 68. TAWADE, G.K.C., et al. Robust Schedules For Spot Welding Zinc-Coated Advanced High-Strength Automotive Steels. Sterling Heights, MI: s.n., 2004. Sheet Metal Welding Conference XI. pp. 1-12.
 69. ZHANG, HONGYAN e SENKARA, JACEK. *Resistance Welding Fundamentals and Applications*. Boca Raton: CRC Press, 2006.
 70. SILVA, RAMSÉS FERREIRA e VIEIRA, SÉRGIO LUIZ. *Comportamento Mecânico de Lentas de Solda de Aço Dual Phase de 1000 MPa de Limite de Resistência*. Piracicaba, SP, Brasil: s.n., Outubro de 2009. XXXV CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem.
 71. ZHAO, D. W., et al. *Effects of electrode force on microstructure and mechanical behavior of the resistance spot welded DP600 joint*. *Materials and Design*. 2013, 50, pp. 72–77.
 72. HERNANDEZ, V. H. BALTAZAR, OKITA, Y. e ZHOU, Y. *Second Pulse Current in Resistance Spot Welded TRIP Steel — Effects on the Microstructure and Mechanical Behavior*. *Welding Journal*. Outubro de 2012, Vol. 91, pp. 278s-285s.
 73. CHUKO, WAYNE e GOULD, JERRY. *Development of Appropriate Resistance Spot Welding Practice for Transformation Hardened Steels*. U.S. Department of Energy, American Iron and Steel Institute. Pittsburgh: s.n., 2002.
 74. JIA, JIN, et al. *Microstructure and Properties of Fiber Laser Welded Joints of Ultrahigh-strength Steel 22MnB5 and its Dissimilar Combination with Q235 Steel*. *ISIJ International*. 2014, Vol. 54, 12, pp. 2881–2889.
 75. POLLARD, B. *Spot Welding Characteristics of HSLA Steel for Automotive Applications*. *Welding Research Supplement*. Agosto de 1974, pp. 343-S -a 350-S.
 76. CHOI, HONG SEOK, et al. *Optimization of Resistance Spot Weld Condition for Single Lap Joint of Hot Stamped 22MnB5 by Taking Heating Temperature and Heating Time into Consideration*. The Korean Society of Mechanical Engineers. 2010, Vol. 34, 10, pp. 1367-1375.
 77. LARSSON, JOHNNY K. *High Quality Welding of Weight Optimized Passenger Car Bodies – an Important Enabler to Producing the Most Fuel Efficient and Environmental Friendly Products in the Business*. 26 de agosto de 2013. The 14th Nordic Laser Materials Processing Conference.
 78. SUEHIRO, MASAYOSHI, et al. PROPERTIES OF ALUMINUM-COATED STEELS FOR HOT-FORMING. *Nippon Steel Technical Report*. Julho de 2003, 88.

79. ZHONG, NING, et al. *Improvement of Microstructures and Mechanical Properties of Resistance Spot Welded DP600 Steel by Double Pulse Technology*. *Materials Transactions*. 2011, Vol. 52, 12, pp. 2143-2150.
80. GU, Z. W., et al. *Intermediate Frequency Spot Welding Performance Investigation of Precision Ultra-high Strength Quenching Steel Plate*. *ISIJ International*. 2009, Vol. 49, 9, pp. 1378–1383.