

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS**  
Curso de pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Dissertação de mestrado

“Soldabilidade por Centelhamento do Aço *Dual Phase* 780”

Autor: Nissandro Domingues  
Orientador: Prof. Paulo José Modenesi

Agosto/2013

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS**  
Curso de pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Nissandro Domingues

SOLDABILIDADE POR CENTELHAMENTO DO AÇO *DUAL PHASE* 780

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

Área de concentração: Metalurgia da Transformação  
Orientador: Prof. Paulo José Modenesi

Belo Horizonte  
Escola de Engenharia da UFMG  
2013

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

*Ao meu amor, Gisele Queiroz Carvalho*

## AGRADECIMENTOS

A Deus, por tudo que tem me concedido.

À USIMINAS, especialmente para a Gerência-Geral de Pesquisa e Desenvolvimento e para a Gerência-Geral de Laminação a frio – Ipatinga, pela oportunidade de realização deste estudo.

À UFMG, pelos excelentes professores e por todo aprendizado.

Ao professor Paulo José Modenesi pela contribuição técnica e orientação.

Ao pesquisador Antônio Adel dos Santos pelo apoio técnico e suporte à execução do trabalho.

Ao professor Dagoberto Brandão Santos e ao pesquisador Kleiner Marques Marra pelas sugestões de melhoria.

Ao Rogério Carlos Oliveira Fernandes, Alex Sandro Mol e Silva, Ricardo Machado Cabral, Edson José Fagundes, Silvio Dias Araújo e Paulo Correa Maduro pela motivação e incentivo.

Ao Adirceu de Melo Pereira, Eugênio Toledo de Carvalho, José Geraldo Rodrigues, José Carlos Teixeira, Marília Faria de Oliveira Caizer, Margareth Moreira Santos Barcelos, Valéria Fernandes Cota de Souza, Adson Silva Damião, Danielle Silva Mendes, Wilton Pereira Nunes, Larissa Arnold, Gustavo Gonzaga Rodrigues, Geraldo Lazarino Silverio e Márcio Alves Canedo pelo profissionalismo.

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	ix
LISTA DE TABELAS.....	xiv
LISTA DE NOTAÇÕES.....	xvi
RESUMO.....	xx
ABSTRACT.....	xxi
1. INTRODUÇÃO.....	22
2. OBJETIVO.....	24
2.1. Geral.....	24
2.2. Específicos.....	24
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	25
3.1. Descrição do processo de soldagem por centelhamento.....	25
3.2. Geração de calor na região de solda.....	28
3.3. As etapas de centelhamento e de recalque.....	30
3.4. Variáveis da soldagem por centelhamento.....	32
3.4.1. Variáveis dimensionais.....	33
3.4.2. Variáveis elétricas e de tempo.....	35
3.4.3. Variáveis de força.....	38
3.5. Descontinuidades em juntas soldadas por centelhamento.....	39
3.5.1. Descontinuidades mecânicas.....	39
3.5.2. Descontinuidades metalúrgicas.....	41
a) Óxidos.....	41
b) <i>Flat spots</i> / Penetradores.....	43
c) Amaciamento da ZAC.....	44
4. METODOLOGIA.....	47
4.1. Material.....	47
4.2. Obtenção da tira laminada a quente.....	47
4.3. Obtenção das juntas soldadas.....	48
4.3.1. Particularidades da máquina e do processo de soldagem.....	48
4.3.2. Condições de soldagem.....	51
a) Tempo de aplicação de tensão elétrica.....	52
b) Tensão elétrica eficaz no segundo estágio.....	54
c) Comprimento de recalque.....	55
d) Extensão inicial.....	56
e) Tempo de aplicação de corrente elétrica no recalque.....	57

f) Tempo de pós-aquecimento .....	58
4.4. Laminação a frio .....	60
4.5. Recozimento.....	61
4.6. Análises dilatométricas .....	62
4.7. Análises metalográficas .....	62
4.7.1. Metal base.....	62
4.7.2. Zona afetada pelo calor (ZAC).....	63
4.8. Ensaio mecânicos .....	64
4.8.1. Metal base.....	64
4.8.2. Juntas soldadas.....	64
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	68
5.1. Caracterização do metal base .....	68
5.1.1. Limpidez.....	68
5.1.2. Microestrutura .....	70
5.1.3. Propriedades mecânicas do metal base .....	73
5.2. Características comuns entre as condições de soldagem.....	75
5.2.1. Inclusões na linha de solda .....	75
5.2.2. Microestrutura das juntas soldadas .....	77
a) Microestrutura ao longo da ZAC .....	77
b) Microestrutura da ZAC ao longo da largura das juntas .....	81
c) Microestrutura na linha de solda.....	82
d) Microestrutura na região subcrítica.....	84
5.2.3. Distribuição de dureza na ZAC.....	84
a) Juntas soldadas como obtidas.....	84
b) Juntas soldadas após laminação a frio .....	88
c) Comparação das juntas entre as condições como obtidas, após laminação a frio e após recozimento.....	91
5.2.4. Comprimento da ZAC.....	92
5.3. Efeitos dos parâmetros de soldagem.....	93
5.3.1. Energia térmica e aceleração da mesa móvel em cada condição de soldagem.....	93
5.3.2. Efeito do tempo de aplicação de tensão elétrica.....	96
5.3.3. Efeito da tensão elétrica eficaz do segundo estágio .....	98
5.3.4. Efeito do comprimento de recalque .....	101
5.3.5. Efeito da extensão inicial .....	104
5.3.6. Efeito do tempo de aplicação de corrente elétrica no recalque.....	107

5.3.7.	Efeito do tempo de pós-aquecimento .....	109
5.3.8.	Comparação entre condições de soldagem.....	112
a)	Efeito na dureza da ZAC.....	112
b)	Efeito no comprimento da ZAC .....	114
5.4.	Desempenho das juntas soldadas .....	117
5.4.1.	Relação entre o desempenho em ensaios de embutimento e na laminação a frio .....	117
5.4.2.	Relação entre a dureza e o desempenho em laminação a frio .....	122
5.4.3.	Influência das inclusões aprisionadas na linha de solda no desempenho em laminação a frio das juntas.....	123
5.4.4.	Medidas preventivas para a redução da quantidade de óxidos aprisionados na linha de solda .....	126
5.4.5.	Resistência mecânica em tração .....	130
a)	Integridade em ensaios de tração.....	130
b)	Comparação com o metal base .....	134
c)	Variação ao longo da largura das juntas.....	136
d)	Comparação entre as condições como obtidas, laminadas a frio e recozidas .....	137
e)	Relação com os parâmetros de soldagem.....	138
f)	Alterações em cada passe de laminação a frio industrial.....	140
g)	Comportamento durante encharque nos fornos de recozimento contínuo.....	143
5.5.	Seleção de parâmetros para soldagem por centelhamento do aço <i>dual phase 780</i> .....	144
6.	CONCLUSÕES .....	147
7.	RELEVÂNCIAS DOS RESULTADOS .....	149
8.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	150
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	151

## LISTA DE FIGURAS

FIGURA 3.1 – Formação do ponto de contato nas superfícies a unir na soldagem por centelhamento. ....	25
FIGURA 3.2 – Etapas básicas da soldagem por centelhamento.....	26
FIGURA 3.3 – Aspecto esquemático de juntas submetidas a diferentes condições de raspagem.....	27
FIGURA 3.4 – Resistências elétricas na região de solda na soldagem por centelhamento. ....	29
FIGURA 3.5 – Variação da resistência elétrica de contato entre eletrodo e peça com a força do eletrodo e com as características das superfícies. ....	30
FIGURA 3.6 – Representação esquemática da onda de corrente elétrica na soldagem por centelhamento, com as fases de curto (b), centelhamento (f) e circuito aberto (o) mostradas. ....	32
FIGURA 3.7 – Influência do pré-aquecimento na ductilidade de juntas de aço microligado. ....	36
FIGURA 3.8 – Influência da aceleração da mesa móvel nas frações das fases de curto, centelhamento e circuito aberto na soldagem de um aço C-Mn. ....	37
FIGURA 3.9 – Influência da tensão elétrica nas frações das fases de curto, centelhamento e circuito aberto na soldagem de um aço C-Mn. ....	37
FIGURA 3.10 – Aspecto microscópico de uma junta com “encavalamento”, após raspagem e laminação a frio. Ataque com reagente químico à base de ácido nítrico.....	40
FIGURA 3.11 – Descontinuidade superficial em junta soldada por centelhamento de aço <i>dual phase</i> 590 laminada a frio. Ataque com reagente à base de ácido nítrico.....	41
FIGURA 3.12 – Relação entre o índice $F_{eq}$ e a susceptibilidade à formação de trincas em dobramento de juntas soldadas. ....	42
FIGURA 3.13 – <i>Flat spots</i> / penetradores na superfície da trinca na linha de solda de uma junta soldada por centelhamento.....	43
FIGURA 3.14 – Distribuição de dureza de junta soldada por centelhamento de aço <i>dual phase</i> com microestrutura ferrita e martensita que apresentou amaciamento na ZAC.....	45
FIGURA 3.15 – Perfis de dureza típicos de aços endurecidos por diferentes mecanismos.....	45
FIGURA 4.1 – Gráfico de monitoramento de parâmetros de soldagem. ....	50
FIGURA 4.2 – Gráfico de monitoramento de parâmetros de pós-aquecimento.....	51
FIGURA 4.3 – Visualização gráfica das condições de soldagem com a utilização de 6,4 s e 14,1 s de aplicação de tensão elétrica.....	53
FIGURA 4.4 – Visualização gráfica do deslocamento da mesa móvel da máquina de soldagem durante o recalque entre a condição de referência e BTv. ....	54

FIGURA 4.5 – Visualização gráfica das condições de soldagem com a utilização de 9,9 V e 15,6 V no segundo estágio de aplicação de tensão elétrica.	54
FIGURA 4.6 – Visualização gráfica das condições de soldagem com a utilização de 3,7 mm e 6,2 mm de recalque.....	55
FIGURA 4.7 – Visualização gráfica das condições de soldagem com a utilização de 11,0 mm e 17,3 mm de extensão inicial. ....	56
FIGURA 4.8 – Visualização gráfica das condições de soldagem com a utilização de 0,2 s e 0,9 s de corrente elétrica no recalque.....	57
FIGURA 4.9 – Visualização gráfica das condições de pós-aquecimento por 8,1 s e 20,4 s. ....	59
FIGURA 4.10 – Esquema de preparação das juntas soldadas para laminação a frio piloto. ....	61
FIGURA 4.11 – Representação gráfica do ciclo térmico de recozimento das juntas. ....	62
FIGURA 4.12 – Representação dos locais de realização dos ensaios de embutimento. ....	65
FIGURA 4.13 – Representação esquemática dos locais de retirada dos cps de tração. ....	66
FIGURA 5.1 – Região representativa com as inclusões do metal base. Superfície polida. ....	68
FIGURA 5.2 – Espectro de EDS das inclusões no metal base. Superfície polida. ..	69
FIGURA 5.3 – Microestrutura do metal base, no centro da largura, em dois locais distantes em 10 m, (a) e (b), ao longo do trecho da tira a quente utilizado para retirada das juntas. Ataque: Nital 4%. ....	70
FIGURA 5.4 – Microestrutura no centro da largura e nas bordas da tira. Ataque: Nital 4%. ....	71
FIGURA 5.5 – Microestrutura do metal base após laminação a frio. Ataque: Nital 4%. ....	72
FIGURA 5.6 – Microestrutura do metal base no centro da largura da tira após recozimento. Ataque: Nital 4%. ....	73
FIGURA 5.7 – Inclusões na linha de solda de juntas soldadas. Superfície polida. ..	76
FIGURA 5.8 – Espectro de EDS representativo das inclusões aprisionadas na linha de solda. ....	77
FIGURA 5.9 – Microestrutura da RGG, RGR e da RI da ZAC no centro da largura da junta soldada na condição AUp.....	78
FIGURA 5.10 – Microestrutura da RGG, RGR e RI da ZAC no centro da largura da junta soldada na condição AUp, após laminação a frio. ....	79
FIGURA 5.11 – Microestrutura da junta soldada na condição BV2 nos locais correspondentes à RGG, RGR e RI dessa mesma junta após laminação a frio.....	80
FIGURA 5.12 – Microestrutura da RGG ao longo da largura da junta soldada na condição BV2.....	81

FIGURA 5.13 – Microestrutura na linha de solda da junta soldada na condição AEi. .....	83
FIGURA 5.14 – Ferrita formada na LS devido à descarbonetação das superfícies a unir na condição de soldagem BV2. ....	83
FIGURA 5.15 – Formação de constituintes de baixa temperatura de transformação devido ao aprisionamento de metal líquido na LS da junta soldada na condição ATv, após laminação a frio. ....	84
FIGURA 5.16 – Distribuição de dureza ao longo da ZAC nas bordas e no centro da largura das juntas soldadas como obtidas. ....	85
FIGURA 5.17 – Dureza máxima da ZAC nas bordas e no centro da largura das juntas. ....	87
FIGURA 5.18 – Microestrutura da RGG da junta soldada na condição ATp. ....	87
FIGURA 5.19 – Distribuição de dureza ao longo da ZAC nas bordas e no centro da largura das juntas soldadas laminadas a frio. ....	88
FIGURA 5.20 – Comparativo da dureza máxima da ZAC entre bordas e centro da largura das juntas após laminação a frio. ....	90
FIGURA 5.21 – Microestrutura da RGG da junta soldada na condição ATp após laminação a frio. ....	90
FIGURA 5.22 – Distribuição de dureza na ZAC no centro da largura das juntas soldadas nas condições BTv e AV2 como obtidas, após laminação a frio e após recozimento. ....	91
FIGURA 5.23 – Dureza máxima da ZAC e dureza do metal base no centro da largura das juntas como obtidas, após laminação a frio e após recozimento. ....	92
FIGURA 5.24 – Comprimento da ZAC em todas as condições de soldagem analisadas. ....	93
FIGURA 5.25 – Energia térmica total e a gerada em cada etapa da soldagem por centelhamento em todas as condições de soldagem avaliadas. ....	94
FIGURA 5.26 – Aceleração da mesa móvel na etapa de centelhamento em todas as condições de soldagem. ....	96
FIGURA 5.27 – Efeito de Tv na dureza máxima das juntas. ....	96
FIGURA 5.28 – Efeito de Tv no comprimento da ZAC. ....	97
FIGURA 5.29 – Efeito de Tv na microestrutura da RGG. ....	97
FIGURA 5.30 – Efeito de V2 na dureza máxima das juntas. ....	99
FIGURA 5.31 – Efeito de V2 no comprimento da ZAC. ....	99
FIGURA 5.32 – Efeito de V2 na microestrutura da RGG. ....	100
FIGURA 5.33 – Efeito de Up na dureza máxima das juntas. ....	102
FIGURA 5.34 – Efeito de Up na extensão da ZAC. ....	102
FIGURA 5.35 – Efeito de Up na microestrutura da RGG. ....	103
FIGURA 5.36 – Efeito de Ei na dureza máxima das juntas. ....	105
FIGURA 5.37 – Efeito de Ei na extensão da ZAC. ....	105

FIGURA 5.38 – Efeito de $E_i$ na microestrutura da RGG.....	106
FIGURA 5.39 – Efeito de $T_u$ na dureza máxima da ZAC. ....	107
FIGURA 5.40 – Efeito de $T_u$ no tamanho da ZAC.....	108
FIGURA 5.41 – Efeito de $T_u$ na microestrutura da RGG.....	108
FIGURA 5.42 – Efeito de $T_p$ na dureza máxima da ZAC. ....	109
FIGURA 5.43 – Efeito de $T_p$ no comprimento da ZAC.....	110
FIGURA 5.44 – Efeito de $T_p$ na microestrutura da RGG.....	111
FIGURA 5.45 – Dureza máxima da ZAC para todas as condições de soldagem, considerando-se a média dos resultados obtidos entre bordas e centro da largura das juntas. ....	112
FIGURA 5.46 – Dureza máxima da ZAC para cada condição de soldagem, considerando-se a média dos resultados das bordas e do centro da largura das juntas como obtidas e após serem laminadas a frio. .	113
FIGURA 5.47 – Variação da dureza máxima da ZAC causada pelo aumento do valor do parâmetro de soldagem (média entre bordas e centro da largura).....	113
FIGURA 5.48 – Variação de dureza máxima da ZAC causada pelo aumento do valor do parâmetro de soldagem (média entre bordas e centro da largura das juntas como obtidas e após laminação a frio). ....	114
FIGURA 5.49 – Comprimento da ZAC para cada condição de soldagem avaliada. ....	115
FIGURA 5.50 – Variação do comprimento da ZAC provocada pelo aumento do valor do parâmetro de soldagem.....	116
FIGURA 5.51 – Variação da dureza máxima com o comprimento da ZAC para cada parâmetro de soldagem. ....	116
FIGURA 5.52 – Relação entre a aprovação em ensaios de embutimento e o percentual defeituoso da junta ao variar cada parâmetro de soldagem analisado. ....	120
FIGURA 5.53 – Relação entre a aprovação em ensaios de embutimento e o somatório do comprimento das trincas nas juntas ao serem laminadas a frio.....	121
FIGURA 5.54 – Trincas na linha de solda de junta soldada após ser laminada a frio. ....	121
FIGURA 5.55 – Relação entre %D e a dureza máxima da ZAC no centro da largura e nas bordas das juntas como obtidas e após laminação a frio....	122
FIGURA 5.56 – Óxidos e <i>flat spots</i> na superfície de fratura das trincas na LS.....	124
FIGURA 5.57 – Aspecto da superfície de fratura das trincas na linha de solda. ...	125
FIGURA 5.58 – Relação entre o desempenho das juntas e a aceleração da mesa móvel da máquina de soldagem.....	127
FIGURA 5.59 – Curvas ilustrativas de deslocamento da mesa móvel da máquina de soldagem durante o recalque. Curva 1: Recalque realizado rapidamente. Curva 2: Recalque realizado gradativamente com a aplicação de corrente elétrica. Curva 3: Recalque iniciado,	

interrompido, e finalizado ao término de aplicação de corrente elétrica. ....	129
FIGURA 5.60 – Óxidos na superfície de fratura de cps de tração rompidos na LS. ....	131
FIGURA 5.61 – Relação de %D e o percentual de cps reprovados em tração com a variação dos parâmetros de soldagem. ....	132
FIGURA 5.62 – Relação entre o comprimento de trincas nas juntas após laminação a frio e percentual de cps reprovados em tração. ....	133
FIGURA 5.63 – Propriedades mecânicas em tração das juntas. Obs: MB max = Valor máximo encontrado para o metal base. MB min = Valor mínimo encontrado para o metal base. ....	135
FIGURA 5.64 – Propriedades mecânicas em tração das juntas laminadas a frio. Obs: MB = Metal base. ....	135
FIGURA 5.65 – Propriedades mecânicas em tração das juntas recozidas. Obs: MB = Metal base. ....	136
FIGURA 5.66 – Propriedades mecânicas em tração nas bordas e no centro da largura das juntas como obtidas e após laminação a frio. ....	136
FIGURA 5.67 – Propriedades mecânicas em tração da junta soldada em ATv como obtida, laminada a frio e recozida, representativa das demais condições de soldagem. ....	137
FIGURA 5.68 – Propriedades mecânicas em tração no centro da largura das juntas soldadas ao variar cada parâmetro de soldagem avaliado. ....	138
FIGURA 5.69 – Propriedades mecânicas em tração no centro da largura das juntas laminadas a frio ao variar cada parâmetro de soldagem avaliado. ....	139
FIGURA 5.70 – Propriedades mecânicas em tração no centro da largura das juntas recozidas ao variar cada parâmetro de soldagem avaliado. ....	140
FIGURA 5.71 – Propriedades mecânicas em tração da junta soldada em BU <sub>p</sub> após cada passe de laminação. ....	141
FIGURA 5.72 – Propriedades em tração das juntas após cada passe de laminação a frio piloto. Obs: As médias de cada propriedade mecânica são dos resultados obtidos em todas as condições de soldagem, para o respectivo passe de laminação. ....	141
FIGURA 5.73 – Efeito da deformação verdadeira na laminação a frio na relação LE/LR das juntas soldadas. ....	143

## LISTA DE TABELAS

TABELA III.1 – Variáveis dimensionais, elétricas, de tempo e de força na soldagem por centelhamento. ....	33
TABELA IV.1 – Composição química do aço <i>dual phase 780</i> (% massa). ....	47
TABELA IV.2 – $C_{eq}[FBW]$ , índice $F_{eq}$ , relação Mn/Si e $C_{eq}[IIW]$ do aço <i>dual phase 780</i> . ....	47
TABELA IV.3 – Condições de soldagem por centelhamento avaliadas para o aço <i>dual phase 780</i> . ....	52
TABELA IV.4 – Valores de $T_v$ , $T_{v1}$ , $T_{v2}$ , $T_1$ , $T_2$ , $T_{f1}$ , $T_{f2}$ e $T_f$ para as condições $BT_v$ , $AT_v$ e de referência. ....	53
TABELA IV.5 – Corrente elétrica eficaz de centelhamento no segundo estágio para as condições de soldagem $BV_2$ , $AV_2$ e de referência. ....	55
TABELA IV.6 – Tempos de aplicação de tensão elétrica, de centelhamento e de início de centelhamento para as condições $BE_i$ , $AE_i$ e de referência. ....	56
TABELA IV.7 – Percentuais de $T_u$ utilizados para viabilizar o recalque e para pós-aquecer as juntas nas condições $BT_u$ , $AT_u$ e de referência. ....	58
TABELA IV.8 – Tensão e corrente elétrica eficazes de recalque nas condições de referência, $BV_2$ e $AV_2$ . ....	58
TABELA IV.9 – Tempos com e sem aplicação de corrente elétrica no pós-aquecimento. ....	59
TABELA IV.10 – Ciclo térmico de recozimento das juntas soldadas. Temperatura inicial de 40°C. ....	61
TABELA V.1 – Resultado da classificação das inclusões. ....	68
TABELA V.2 – Fração volumétrica dos constituintes do metal base após laminação a quente, laminação a frio e recozimento. ....	73
TABELA V.3 – Propriedades mecânicas do metal base em quatro locais ao longo do trecho da tira a quente utilizado para obtenção das juntas. ....	74
TABELA V.4 – Comparativo das propriedades mecânicas em tração entre bordas e centro da largura da tira laminada a quente. ....	74
TABELA V.5 – Propriedades mecânicas do metal base, no centro da largura da tira, após laminação a quente, laminação a frio e recozimento. ....	74
TABELA V.6 – Dureza das bordas e do centro da largura da tira laminada a quente, laminada a frio e recozida. ....	75
TABELA V.7 – Resultados da aprovação em embutimento e de %D após laminação a frio piloto para todas as condições de soldagem avaliadas. ....	119
TABELA V.8 – Percentual de cps de tração fraturados na LS. ....	130
TABELA V.9 – Comparativo das propriedades mecânicas em tração de cps fraturados na linha de solda e no metal base. ....	134

TABELA V.10 – Temperaturas Ac1, Ar1 e Mi do metal base em comparação à média dessas temperaturas da ZAC em todas as condições de soldagem. ....	144
TABELA V.11 – Propriedades mecânicas do metal base e das juntas soldadas a 780°C.....	144
TABELA V.12 – Condições de soldagem propostas para testes que visem a obtenção de juntas com menor incremento de dureza na ZAC. ...	145
TABELA V.13 – Condições de soldagem propostas para testes que visem a obtenção de juntas com menor quantidade de óxidos aprisionados na linha de solda. ....	146
TABELA V.14 – Condições de soldagem propostas para realização de testes que visem condições ótimas de soldagem do aço <i>dual phase</i> 780. ...	146

## LISTA DE NOTAÇÕES

A	ampere;
Ac1	Temperatura de início de formação da austenita durante o aquecimento;
Ac3	Temperatura final de formação da austenita durante o aquecimento;
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas;
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i> ;
Ar1	Temperatura final de formação de ferrita e Fe <sub>3</sub> C no resfriamento;
ATv	Alto valor de tempo de aplicação de tensão elétrica;
AV2	Alto valor de tensão elétrica no segundo estágio de aplicação de tensão;
AUp	Alto valor de comprimento de recalque;
AEi	Alto valor de extensão inicial;
ATu	Alto valor de tempo de aplicação de corrente elétrica no recalque;
ATp	Alto valor de tempo de pós-aquecimento;
Al	Alongamento;
Alu	Alongamento uniforme;
Alt	Alongamento total;
AWS	<i>American Welding Society</i> ;
b	Fase de corrente elétrica em curto;
C-Mn	Carbono – manganês;
C <sub>p</sub>	Porcentagem da área condutora;
Ceq[FBW]	Carbono equivalente na soldagem por centelhamento ( <i>flash-butt welding</i> );
Ceq[IIW]	Carbono equivalente segundo o IIW;
cm	centímetro;
d	Diâmetro médio do grão ferrítico;
D	Deslocamento da mesa móvel;
D <sub>0</sub>	Distância inicial entre as mesas da máquina de soldagem;
D <sub>f</sub>	Distância final entre as mesas da máquina de soldagem;
EDS	<i>Energy dispersive spectrometry</i> ;
e <sub>i</sub>	Espessura de saída;
Ei	Extensão inicial;
e <sub>0</sub>	Espessura de entrada;
f	Fase de corrente elétrica em centelhamento;

Feq	Índice que estima a tendência de redução da ductilidade da junta soldada;
G	Número ASTM do grão ferrítico;
HDPS	<i>Hot Dip Galvanizing Simulator</i> ;
HV	Unidade de dureza Vickers;
Hz	hertz;
I	Corrente elétrica;
Iu	Corrente elétrica eficaz aplicada durante o recalque;
IACS	<i>International Annealed Cooper Standard</i> ;
IIW	<i>International Institute of Welding</i> ;
I1	Corrente elétrica eficaz no primeiro estágio;
I2	Corrente elétrica eficaz no segundo estágio;
j	Densidade de corrente elétrica;
J	joule;
kg	kilo;
kgf	kilograma força;
L	Comprimento do condutor;
LE	Limite de escoamento;
LR	Limite de resistência;
LS	Linha de solda;
m	metro;
MA	Martensita e austenita;
MAC	Martensita, austenita e carbonetos;
MB	Metal base;
MB max	Valor máximo encontrado para o metal base;
MB min	Valor mínimo encontrado para o metal base;
MEV	Microscópio eletrônico de varredura;
min	minuto;
mm	milímetro;
Mn/Si	Relação entre manganês e silício;
Mi	Temperatura de início de transformação martensítica;
MO	Microscopia ótica;
MP	Material perdido;
MPa	megapascal;
n	Número de contatos;
N	newton;

NBR	Norma Brasileira;
o	Fase de abertura do arco;
P	Potência;
$P_f$	Material perdido no centelhamento;
$P_u$	Material perdido no recalque;
Q	Calor;
R	Resistência elétrica;
R1	Resistência elétrica de contato eletrodo/peça;
R2	Resistência elétrica da peça 1;
R3	Resistência elétrica de contato entre peças;
R4	Resistência elétrica da peça 2;
R5	Resistência elétrica de contato eletrodo/peça;
$R_c$	Resistência elétrica de contato;
$R_p$	Resistência elétrica da peça;
RGG	Região de grãos grosseiros;
RGR	Região de grãos refinados;
RI	Região intercrítica;
RS	Região subcrítica;
s	segundo;
S	Área da seção transversal;
t	Tempo;
$T_{cp}$	Tempo de aplicação de corrente elétrica no pós-aquecimento;
$T_f$	Tempo de centelhamento;
$T_{f1}$	Tempo de centelhamento no primeiro estágio;
$T_{f2}$	Tempo de centelhamento no segundo estágio;
$T_p$	Tempo de pós-aquecimento;
$T_{pw}$	Tempo sem aplicação de corrente elétrica no pós-aquecimento;
$T_u$	Tempo de aplicação de corrente elétrica no recalque;
$T_{uA}$	Tempo de aplicação de corrente elétrica no recalque para pós-aquecimento;
$T_{uS}$	Tempo de aplicação de corrente elétrica para facilitar o recalque;
$T_v$	Tempo de aplicação de tensão elétrica;
$T_{v1}$	Tempo de aplicação de tensão elétrica no primeiro estágio;
$T_{v2}$	Tempo de aplicação de tensão elétrica no segundo estágio;
TWI	<i>The Welding Institute</i> ;
T1	Tempo de início do centelhamento no primeiro estágio;

T2	Tempo de início do centelhamento no segundo estágio;
U	Tensão elétrica;
Unif	Uniforme;
Up	Comprimento de recalque;
V	volt;
Vu	Tensão elétrica eficaz aplicada durante o recalque;
V2	Tensão elétrica no segundo estágio de aplicação de tensão;
W	watt;
ZAC	Zona afetada pelo calor;
(CaAl)O	Óxido constituído por Ca e Al;
(MnSi)O	Óxido constituído por Mn e Si;
%D	Percentual defeituoso da junta;
°C	Graus Celsius;
$\alpha$	Aceleração da mesa móvel;
$\mu$	micro;
$\Omega$	ohm;
$\Omega\text{m}$	ohm.metro;
$\rho$	Resistividade elétrica;
$\varepsilon$	Deformação verdadeira.

## RESUMO

Foi avaliada a soldabilidade por centelhamento do aço *dual phase* 780, como tira laminada a quente e com microestrutura ferrita e perlita. Investigou-se a influência na microestrutura, nas propriedades mecânicas e no desempenho das juntas soldadas durante laminação a frio e recozimento contínuo dos seguintes parâmetros de soldagem: tempo de aplicação de tensão elétrica, tensão elétrica no segundo estágio, comprimento de recalque, extensão inicial, tempo de aplicação de corrente elétrica no recalque e tempo de pós-aquecimento. Nas condições estudadas, alterações nos parâmetros de soldagem modificam a microestrutura, a dureza e o comprimento da ZAC, sendo a extensão inicial e o tempo de pós-aquecimento os parâmetros que mais influenciam essas características. O desempenho das juntas, por sua vez, é muito dependente da quantidade de óxidos aprisionados na linha de solda e mostrou-se bastante influenciado pela aceleração da mesa móvel. Nenhuma das condições de soldagem avaliadas, no entanto, resultou em juntas isentas de trincas na linha de solda após laminação a frio.

**Palavras-chave:** Soldagem por centelhamento; Aço *dual phase*; Laminação a frio.

## **ABSTRACT**

*This work evaluates the flash-butt weldability of hot rolled strip of dual phase 780 steel with ferrite-pearlite microstructure. The influence of the following welding parameters on the microstructure, mechanical properties and performance of the welded joints during cold rolling and continuous annealing processing was investigated: Voltage application time, 2<sup>nd</sup> stage flash voltage, upset length, initial length, upset electric current time and post-heating time. Under the conditions studied, changes in welding parameters modify the microstructure, hardness and the length of HAZ, and the initial length and the post-heating time were the parameters that caused more changes in these characteristics. The performance of the joints, in turn, is highly dependent on the amount of oxides trapped in the weld line and was greatly influenced by acceleration of the welding machine movable table. None of the welding conditions evaluated, however, resulted in joints free of cracks in the weld line after cold rolling.*

**Keywords:** *Flash-butt welding; Dual phase steel; Cold rolling.*

## 1. INTRODUÇÃO

Rupturas de juntas soldadas por centelhamento são um dos motivos de perdas de produtividade em linhas contínuas de produção de tiras a frio. Intensivo esforço é feito para reduzir essas rupturas. Ações como o aumento do número de intervenções de manutenção preventiva, a otimização do esforço de laminação e a melhoria do controle do deslocamento lateral de tiras são normalmente tomadas. Contudo, essas ações não são suficientes para prevenir essas rupturas e, frequentemente, é necessário que ajustes nas condições de soldagem também sejam feitos.

Com o aumento da demanda de produtos mais sofisticados pelo segmento automotivo, aços de maior resistência mecânica têm sido produzidos. Dentre eles, pode-se citar o *dual phase 780*, utilizado na fabricação de componentes de reforço na carroceria de automóveis, que se destaca por possuir maior quantidade de liga, condição necessária para obtenção das propriedades finais requeridas. Por apresentar maior teor de ligas, ele também é mais propenso a defeitos na solda e, ao ser soldado por centelhamento nas máquinas de soldagem das linhas de produção de tiras a frio, as juntas tornam-se muito susceptíveis à ruptura. Conseqüentemente, há maior probabilidade de ocorrência de perdas para as siderúrgicas.

Em análises de rupturas de juntas soldadas de aço *dual phase 780* realizadas, tem sido observado que a zona afetada pelo calor (ZAC) apresenta elevado incremento de dureza em relação ao metal base, resultado da formação de constituintes como martensita e bainita. Além de elevada dureza, a linha de solda também apresenta grande quantidade de óxidos alongados na direção da espessura, formados durante a soldagem, e que permanecem aprisionados nas juntas após o recalque. A interface entre os óxidos e a matriz do aço é de baixa coesão e favorece a nucleação de trincas enquanto que a microestrutura de elevada dureza, por possuir baixa capacidade de deformação plástica, favorece sua propagação, o que provoca a ruptura dessas juntas durante processamento nas linhas de produção.

Na soldagem por centelhamento, a aplicação de um meio de proteção contra a atmosfera não é usualmente utilizada, pois o recalque da região da solda deve expulsar os contaminantes da junta. Essa expulsão é, em geral, facilmente conseguida na soldagem de aços com menor teor de liga, existindo, contudo, maior dificuldade para realizá-la no aço *dual phase 780*. Assim, uma avaliação do efeito das variáveis do processo de soldagem por centelhamento nas macro e microestruturas da solda e em

suas características mecânicas pode contribuir para melhorar o seu desempenho durante a fabricação de tiras a frio deste aço.

## 2. OBJETIVO

### 2.1. Geral

Verificar a influência de parâmetros de soldagem na microestrutura, nas propriedades mecânicas e no desempenho durante processamento em laminação a frio e recozimento contínuo industrial de juntas soldadas por centelhamento do aço *dual phase* 780, na condição de laminado a quente e com microestrutura ferrita e perlita.

### 2.2. Específicos

- Investigar a influência dos seguintes parâmetros de soldagem na microestrutura e nas propriedades mecânicas das juntas:
  - Tempo de aplicação de tensão elétrica;
  - Tensão elétrica no segundo estágio;
  - Comprimento de recalque;
  - Extensão inicial;
  - Tempo de aplicação de corrente elétrica no recalque;
  - Tempo de pós-aquecimento.
- Avaliar o desempenho das juntas soldadas durante processamento em linhas de laminação a frio e recozimento contínuo industrial, por meio de ensaios piloto.
- Verificar a relação entre o desempenho em ensaios de embutimento, o comprimento de trincas na linha de solda após laminação a frio e a dureza das juntas soldadas.
- Analisar a microestrutura e as propriedades mecânicas das juntas após laminação a frio e recozimento.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1. Descrição do processo de soldagem por centelhamento

Com base na classificação da *American Welding Society, AWS*, a soldagem por centelhamento é incluída no grupo de processos de soldagem por resistência elétrica<sup>(1)</sup>. Nesse grupo de processos, a união de peças ocorre pela ação combinada do calor gerado na região de solda, pela resistência ao fluxo de corrente elétrica, e da aplicação de pressão no local de contato entre as partes a unir<sup>(2,3)</sup>. A soldagem por resistência elétrica pode envolver fusão e vaporização de metal e o calor gerado é utilizado para amaciar as partes a unir e facilitar a formação da junta em conjunto com a aplicação da pressão. A geração de calor pela resistência à passagem de corrente elétrica é denominada também como efeito Joule<sup>(2,3)</sup>.

Na soldagem por centelhamento, as peças são posicionadas normalmente em topo e são fixadas nos eletrodos da máquina de soldagem conectados ao circuito secundário de um transformador. Inicialmente, aplica-se tensão elétrica entre as partes e elas são aproximadas até serem estabelecidos os primeiros contatos em pontos discretos de suas superfícies irregulares, conforme figura 3.1. Após serem formados os primeiros pontos de contato, ocorre fusão localizada desses pontos e ejeção do metal líquido formado. Em seguida, são geradas descargas elétricas que impactam as superfícies a unir e continuam a fundir e ejetar metal incandescente na forma de fagulhas. Essa ejeção de metal é o centelhamento e dá o nome ao processo de soldagem.

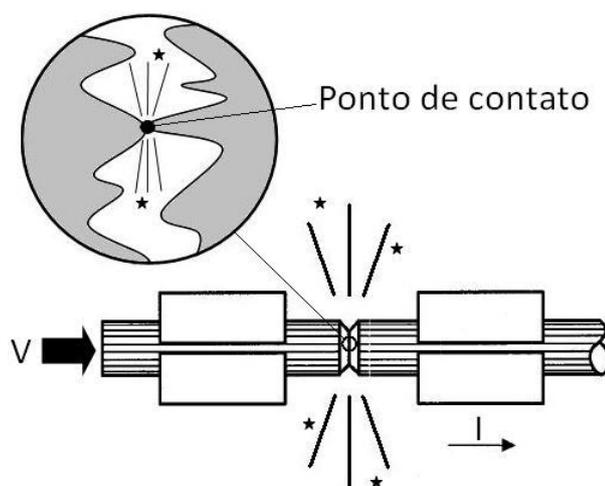


FIGURA 3.1 – Formação do ponto de contato nas superfícies a unir na soldagem por centelhamento<sup>(2)</sup>.

Ao serem suficientemente aquecidas e amaciadas, as extremidades a unir são pressionadas uma contra a outra na etapa seguinte, denominada recalque. Nesta

etapa, o metal líquido é expelido da interface entre as peças, ocorrendo deformação plástica nas proximidades da região de contato e união das partes. As etapas básicas da soldagem por centelhamento estão mostradas esquematicamente na figura 3.2.

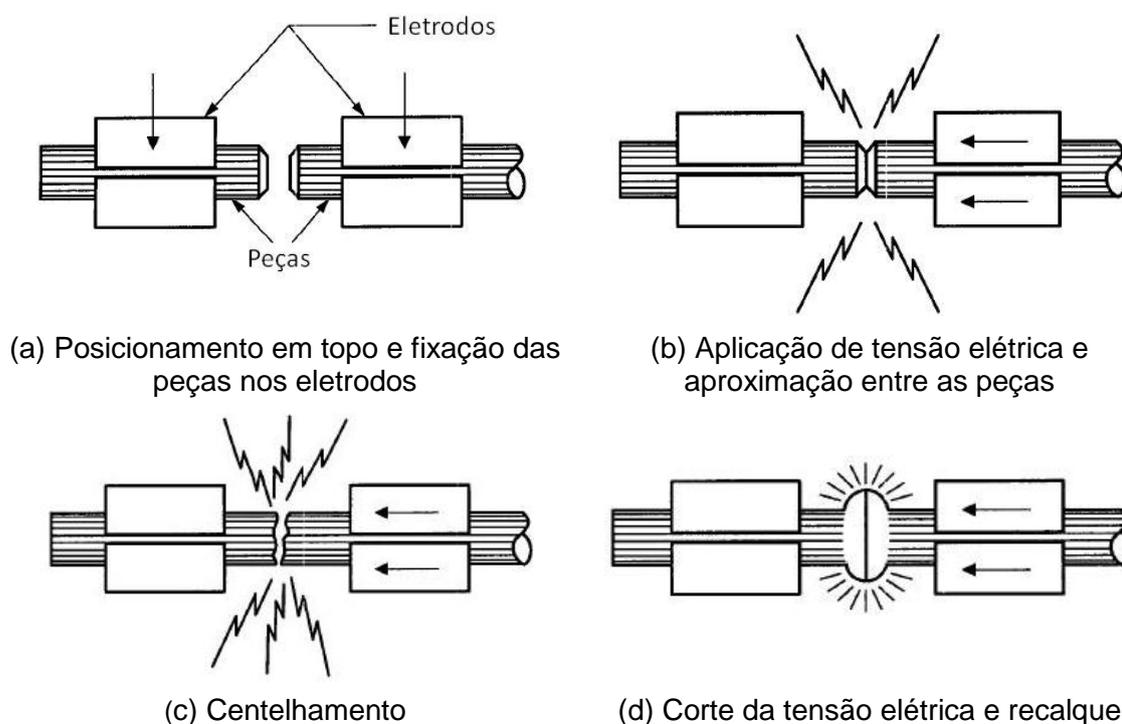


FIGURA 3.2 – Etapas básicas da soldagem por centelhamento<sup>(4)</sup>.

Dependendo da aplicação final, da geometria da seção transversal e das propriedades físicas e mecânicas das peças, a soldagem por centelhamento pode envolver outras etapas. No início do processo, pode-se proceder com o pré-centelhamento, cujo objetivo é remover irregularidades grosseiras e melhorar o contato entre as superfícies a serem unidas<sup>(5,6)</sup>. A vantagem é a melhoria do controle do centelhamento e da distribuição do calor na junta.

As peças podem ser submetidas também a um pré-aquecimento por efeito Joule<sup>(6,7)</sup>. No pré-aquecimento, as superfícies a unir são levemente pressionadas e, em seguida, são aquecidas por efeito Joule. As vantagens são que esse calor prévio facilita o início e a sustentação do centelhamento, a tensão elétrica requerida para manter o centelhamento pode ser diminuída e o material consumido é menor.

Outra vantagem é que o pré-aquecimento amplia a capacidade da máquina de soldagem, pois, com o amaciamento prévio das peças, menor força pode ser necessária para realizar o recalque. Conseqüentemente, é possível soldar materiais de maior resistência mecânica e superfícies de maior seção transversal. Além disso, as propriedades mecânicas das soldas podem ser melhoradas.

Como desvantagem do pré-aquecimento, tem-se a adição de uma etapa ao processo de soldagem, o que pode aumentar a duração e o consumo energético necessário para realizar a operação. Outra desvantagem é a reprodutibilidade do processo, pois, em certos casos, o pré-aquecimento é controlado manualmente e a qualidade da solda torna-se dependente do fator humano.

O pós-aquecimento e a raspagem são outras etapas adicionais da soldagem por centelhamento. O pós-aquecimento é realizado para tratar termicamente e melhorar as propriedades mecânicas das juntas<sup>(8)</sup>. Após o recalque, corrente elétrica é novamente aplicada, fazendo com que a região de solda seja reauecida por efeito Joule e tratada termicamente.

A raspagem é uma etapa de acabamento e é realizada quando qualidade superficial é requerida. Essa etapa consiste na remoção, com lâminas raspadoras, da rebarba formada nas superfícies da junta como resultado da expulsão de metal da região de solda durante o recalque. A raspagem, quando bem conduzida, é realizada margeando-se as superfícies da junta. Quando mal conduzida, a rebarba não é completamente removida ou remove-se metal em excesso das superfícies da junta. Na figura 3.3, está mostrado esquematicamente o aspecto de juntas submetidas a diferentes condições de raspagem.

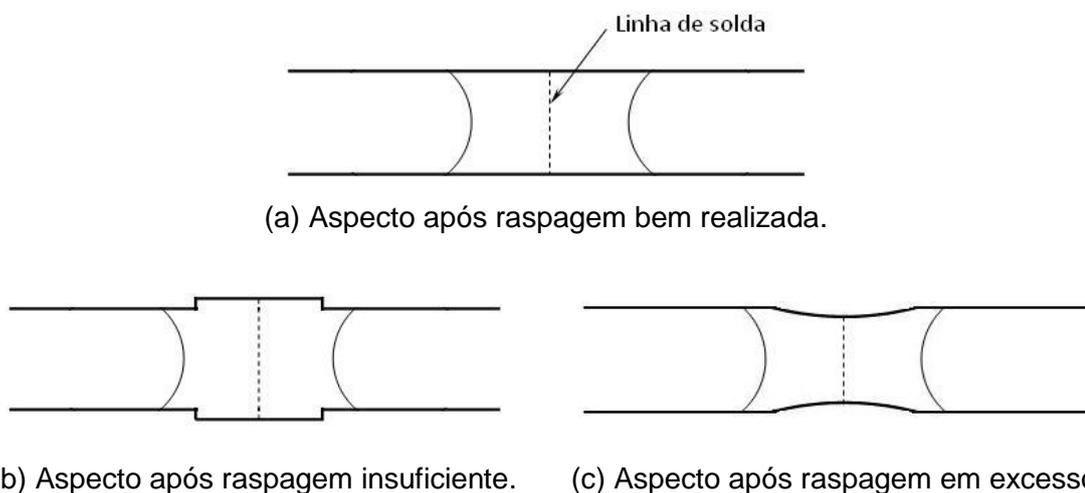


FIGURA 3.3 – Aspecto esquemático de juntas submetidas a diferentes condições de raspagem.

A soldagem por centelhamento apresenta vantagens e desvantagens em relação a outros processos de soldagem. Como vantagens, pode-se citar que ela pode ser executada rapidamente, permite a união de peças com seções transversais de diversos formatos, não requer, na maioria das vezes, preparação das superfícies a unir e a ocorrência de defeitos é diminuída em razão da expulsão de metal líquido

impuro da junta. Outras vantagens são que a soldagem por centelhamento, dependendo dos parâmetros empregados, pode não requerer condições especiais de proteção atmosférica e a ZAC é normalmente mais estreita comparativamente à dos processos de soldagem por fusão, por envolver expulsão de metal no recalque.

Como desvantagens, os metais a serem unidos devem possuir propriedades mecânicas e físicas similares e seções transversais com geometria e dimensões aproximadas para exibirem os mesmos comportamentos durante o centelhamento e para que a força de recalque seja mais bem distribuída na região de solda. Outras desvantagens são que peças de pequena seção transversal são normalmente mais difíceis de alinhar, as partículas ejetadas de metal incandescente oferecem risco à segurança dos operadores e a remoção dessas partículas da superfície da junta e da rebarba formada após recalque requer adição de etapas ao processo.

### 3.2. Geração de calor na região de solda

Na soldagem por centelhamento, o calor gerado por efeito Joule é essencial para a formação da junta. A energia térmica gerada pode ser estimada por meio da lei de Joule<sup>(3)</sup>, equação (3.1).

$$Q = \int_0^t I^2 R dt \quad (3.1)$$

Na equação (3.1), Q é o calor gerado [J], I é a corrente elétrica [A], R é a resistência elétrica total [ $\Omega$ ] e dt é o intervalo de tempo de passagem de corrente elétrica [s].

A resistência elétrica total é o somatório da contribuição individual das resistências de contato entre eletrodos e peças, R1 e R5, das peças, R2 e R4, e de contato entre as peças, R3. Essas resistências estão mostradas esquematicamente na figura 3.4.

As resistências R2, R3 e R4 são as de interesse particular, pois são elas as principais responsáveis pela geração do calor necessário para a soldagem. Para maximizar a energia térmica gerada nessas resistências e, conseqüentemente, o rendimento energético do processo, as perdas por efeito Joule nas resistências R1 e R5 devem ser minimizadas. As resistências de contato entre eletrodo e peças podem ser reduzidas com o aumento da área metálica condutora. A equação (3.2) pode ser utilizada para calcular as resistências elétricas R1 e R5 e é válida para pressões entre eletrodos e peças de 30 a 80% do limite de escoamento do material a ser soldado<sup>(3)</sup>.

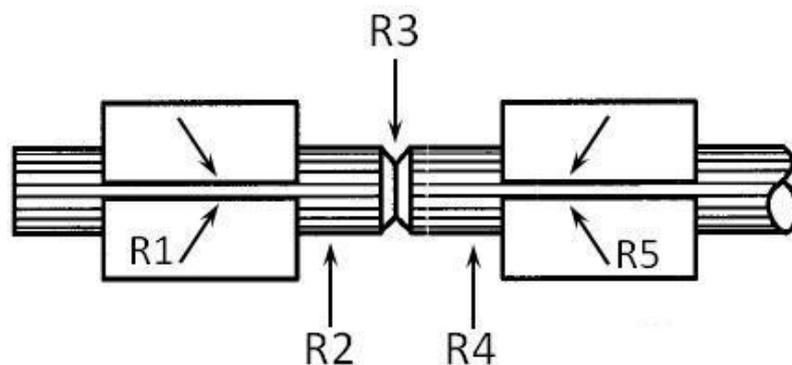


FIGURA 3.4 – Resistências elétricas na região de solda na soldagem por centelhamento.

$$R_c = \frac{0,85\rho\sqrt{LE}}{\sqrt{\pi n C_p}} \quad (3.2)$$

Na equação (3.2),  $R_c$  é a resistência de contato [ $\mu\Omega$ ],  $\rho$  é a resistividade elétrica do metal a ser soldado [ $\Omega m$ ],  $LE$  é o limite de escoamento [ $kgf/cm^2$ ],  $n$  é o número de contatos e  $C_p$  é a porcentagem da área condutora em contato, o que depende do acabamento das superfícies.

Em termos práticos, os valores de  $n$  e de  $C_p$  podem ser aumentados com o aumento da pressão, pois ocorre aumento da área de contato das saliências, e com um bom acabamento das superfícies em contato, ocorrendo remoção de contaminantes superficiais como óxidos, umidade e poeira dessas superfícies.

Existe um valor ótimo de ajuste da pressão de contato. Foi verificado por Houldcroft<sup>(9)</sup>, para três condições de acabamento superficial, que acima de certo valor, o incremento de pressão, ou da força, pode não aumentar significativamente a área condutora, figura 3.5, o que aumenta desnecessariamente a força aplicada pela máquina de soldagem para fixar as peças.

Outra desvantagem é que pressões em excesso podem provocar endentação, que pode ser considerado um defeito de aspecto e é indesejável em certas aplicações. Quando pressões insuficientes são aplicadas, a área efetiva de contato entre eletrodo e peça é menor, o que aumenta a resistência elétrica de contato, reduz a vida útil do eletrodo e provoca queima na superfície do metal base.

No caso de metais, a resistividade elétrica aumenta com o aumento da temperatura<sup>(3)</sup> e o limite de escoamento, ao contrário, diminui<sup>(10)</sup>. A variação de  $\rho$  e  $LE$  com a temperatura, portanto, é inerente ao material e, por esse motivo, essas duas propriedades não são controladas durante a soldagem.

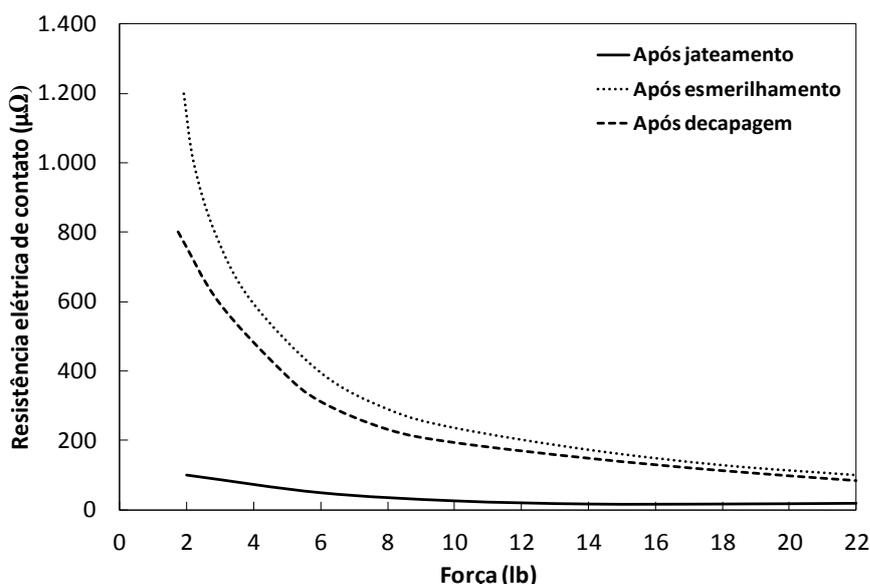


FIGURA 3.5 – Variação da resistência elétrica de contato entre eletrodo e peça com a força do eletrodo e com as características das superfícies<sup>(9)</sup>.

As resistências elétricas das peças, R2 e R4, podem ser calculadas por meio da equação (3.3), em que  $R_p$  é a resistência elétrica [ $\Omega$ ], L é o comprimento do condutor [m] e S, a área da seção transversal da peça [ $m^2$ ].

$$R_p = \rho \frac{L}{S} \quad (3.3)$$

Por meio da equação (3.3), observa-se que a resistência das peças, por ser função de  $\rho$ , aumenta com a temperatura. Uma vez definidas a área da seção transversal e a extensão a ser percorrida pela corrente elétrica, S e L tornam-se variáveis fixas do processo. As resistências elétricas R2 e R4, portanto, dependerão exclusivamente da resistividade das peças.

### 3.3. As etapas de centelhamento e de recalque

A etapa de centelhamento tem o objetivo de aquecer, remover as impurezas presentes nas superfícies e distribuir adequadamente a temperatura na região de união das peças, visando amaciá-la e prepará-la para o recalque<sup>(11-13)</sup>. Inicialmente, as peças são fixadas em eletrodos, posicionadas em topo e é estabelecida uma diferença de potencial no circuito secundário. Em seguida, elas são gradativamente aproximadas entre si até que as saliências de suas superfícies entrem em contato e sejam formadas pontes, provocando o fechamento do circuito, fusão localizada, ejeção de metal fundido e geração de descargas elétricas.

No instante do fechamento, devido à pequena área inicialmente formada na ponte de contato, tem-se passagem de elevada densidade de corrente elétrica, que aquece e funde rapidamente o metal nesse local. Com a passagem de corrente elétrica, há geração de forças eletromagnéticas que atuam na junta soldada e ejetam as partículas de metal fundido, podendo ocorrer ruptura completa da ponte, resultando em abertura do circuito elétrico<sup>(12,14)</sup>. Após ejeção das partículas, ocorre aquecimento da atmosfera local e da superfície adjacente ao local previamente preenchido pelo metal líquido expulso, facilitando a emissão de elétrons a partir da superfície aquecida e ionização de moléculas presentes na atmosfera, formando-se arcos elétricos. Esses arcos são formados em locais aleatórios e impactam as superfícies das peças, contribuindo também para a fusão e ejeção de partículas incandescentes dessas superfícies, e são cessados quando a tensão elétrica torna-se nula durante a mudança de polaridade ou quando houver abertura completa da ponte. Nesse momento, o ciclo de formação de pontes de contato seguida de geração de arcos elétricos é reiniciado.

Com base na descrição dos fenômenos atuantes, o centelhamento possui três fases características, que são (i) fechamento de curto, (ii) centelhamento e (iii) circuito aberto. No oscilograma esquemático da figura 3.6, estão mostradas essas três fases a cada meio ciclo da onda de corrente elétrica. As fases de curto correspondem aos intervalos em que há a formação de pontes de contato, identificadas como “b” na figura. Nas fases de centelhamento, identificadas como “f”, ocorre simultaneamente fusão, ejeção de metal fundido, eliminação de pontes e formação de arcos elétricos entre as superfícies a unir. Como há passagem de corrente elétrica nas fases de curto e de centelhamento, são nelas que o calor é gerado. A fase de circuito aberto, identificada como “o” na figura, corresponde a um intervalo em que não há passagem de corrente elétrica e perdura até que pontes sejam novamente formadas.

A ocorrência de circuito aberto, além de não contribuir para o aquecimento, favorece a contaminação das soldas por óxidos formados devido à exposição das superfícies aquecidas com os gases atmosféricos<sup>(15)</sup>.

Em resumo, interrupções na passagem de corrente elétrica existem na soldagem por centelhamento devido à possibilidade de ocorrência de apagamentos de arco, o que influencia o aquecimento e, conseqüentemente, a qualidade requerida para a junta. O ajuste dos parâmetros de soldagem, portanto, deve ser feito para reduzir os intervalos de circuito aberto e melhorar o controle e a distribuição de calor na junta soldada.

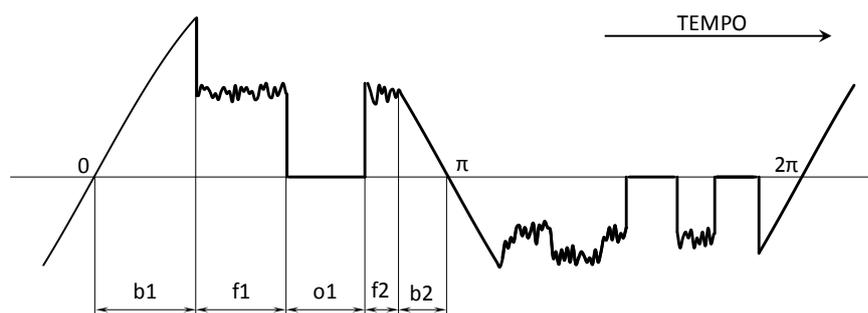


FIGURA 3.6 – Representação esquemática da onda de corrente elétrica na soldagem por centelhamento, com as fases de curto (b), centelhamento (f) e circuito aberto (o) mostradas<sup>(15)</sup>.

Ao aquecer suficientemente e obter uma distribuição adequada de temperaturas após o centelhamento, a região de solda possui condições de ser submetida ao recalque<sup>(13)</sup>. Nesta etapa, objetiva-se expelir o metal líquido carregado de impurezas, antes que diminua sua fluidez, e consolidar a junta. O recalque pode ser conduzido com ou sem a aplicação de corrente elétrica. No entanto, visando reduzir o consumo energético, a preferência é que o recalque seja realizado sem aplicação dessa corrente.

O recalque pode contemplar três fases, que são a de fechamento, de desaceleração e a de forjamento<sup>(13)</sup>. No fechamento, as peças são rapidamente aproximadas entre si até cerrar todo o espaço entre elas. Terminado o fechamento, ocorre a desaceleração, em que o movimento de avanço é retardado e há completa expulsão de metal líquido. Cerca de 50 a 80% da ação de recalque pode compreender as fases de fechamento e desaceleração<sup>(16)</sup>. Na fase final de forjamento, após o metal líquido ser expulso, as superfícies são plasticamente deformadas a uma velocidade de aproximação constante entre as peças, finalizando a soldagem.

### 3.4. Variáveis da soldagem por centelhamento

A soldagem por centelhamento possui um grande número de variáveis, ou parâmetros, que podem ser agrupadas de diferentes maneiras. Na tabela III.1, as variáveis estão agrupadas, por exemplo, como dimensionais, elétricas, de tempo e de força.

As variáveis da soldagem por centelhamento devem ser ajustadas para que haja geração e distribuição de calor adequadas para realizar o recalque necessário e obter uma junta satisfatória. Uma mesma geração e distribuição de calor, no entanto, pode ser obtida com diferentes combinações de ajuste de parâmetros<sup>(14,16-18)</sup>. A escolha da melhor combinação poderá apresentar critérios como, por exemplo, a que consumir menor tempo de soldagem ou a que atender melhor aos requisitos de qualidade.

TABELA III.1 – Variáveis dimensionais, elétricas, de tempo e de força na soldagem por centelhamento<sup>(11)</sup>.

Dimensionais	Elétricas	Tempo	Força
Área da seção transversal; Área de contato com o eletrodo; Extensão inicial e final; Abertura inicial e final; Trajetória do eletrodo; Comprimento de recalque.	Tensão/corrente de: - Pré-aquecimento; - Centelhamento; - Recalque; - Pós-aquecimento.	Tempo de: - Pré-aquecimento; - Centelhamento; - Aplicação de corrente de recalque; - Recalque; - Pós-aquecimento;	Força de: - Pré-aquecimento; - Recalque.

### 3.4.1. Variáveis dimensionais

Cada uma das variáveis dimensionais da tabela III.1 será comentada. A área da seção transversal das peças é uma das variáveis utilizadas para estimar a quantidade de calor necessária para a soldagem. Conforme equação (3.1), com os valores de  $R$ ,  $I$  e de  $t$ , é possível calcular a energia térmica gerada. Como a resistência à passagem de corrente elétrica é a fonte de calor na região de solda, o aumento da área da seção transversal aumenta o número de possibilidades de caminhos para a passagem de corrente elétrica, o que diminui o calor gerado por área da seção. Para manter a quantidade de calor por área, deve-se fixar a densidade de corrente elétrica que flui na seção transversal, calculada pela equação (3.4), sendo  $j$  a densidade de corrente elétrica [ $A/m^2$ ].

Em termos práticos, para manter a densidade de corrente elétrica fixa com o aumento da área transversal, deve-se aumentar a intensidade de corrente elétrica, o que se consegue com o aumento da tensão elétrica do circuito secundário, conforme a lei de Ohm, equação (3.5), em que  $U$  é a tensão elétrica [ $V$ ] e  $R$  é a resistência elétrica do circuito [ $\Omega$ ]. O aumento da área da seção transversal, portanto, requer aumento da tensão elétrica no circuito secundário para gerar a mesma quantidade de calor por área.

$$j = \frac{I}{S} \quad (3.4)$$

$$U = RI \quad (3.5)$$

A área em contato com o eletrodo é onde estão as resistências elétricas de contato  $R_1$  e  $R_5$ , que devem ser minimizadas para maior rendimento energético e, também, para garantir uma boa fixação das peças durante a condução do recalque.

A extensão inicial é o comprimento de cada peça entre eletrodos no início da soldagem e a extensão final é esse mesmo comprimento ao final da soldagem. A abertura inicial e final são as distâncias entre eletrodos, respectivamente, no início e no término da soldagem. A abertura, juntamente com a área da seção transversal, influenciam a distribuição de calor na região de solda. Quanto menor for a abertura e maior a área da seção, maior é o gradiente térmico na junta<sup>(11)</sup>. No entanto, para valores de extensão inicial elevados, a distribuição de calor assume um perfil que praticamente não varia mais com o aumento da extensão inicial. A partir desse ponto, obtém-se a extensão limite, que é maior quanto maior for a difusibilidade térmica do metal a ser soldado<sup>(11)</sup>.

A trajetória do eletrodo, ou da mesa móvel da máquina de soldagem, se refere ao perfil de deslocamento do eletrodo com o tempo. A trajetória do eletrodo, também denominada modelo de centelhamento, é um dos principais influenciadores da distribuição de temperaturas, da quantidade de material consumido no centelhamento e, conseqüentemente, da integridade das juntas<sup>(11)</sup>. Grande parte desses modelos compreende um período de aproximação de curta duração entre eletrodos, com as peças ainda não aquecidas. Em seguida, no centelhamento, os eletrodos são aproximados em maior velocidade, que pode ser variável com o tempo, em duração relativamente maior para, finalmente, no recalque, apresentarem uma trajetória de deslocamento que pode assumir perfis diversos. Esse modelo é linear ou parabólico com o tempo em grande parte das aplicações práticas.

No modelo linear, os eletrodos são aproximados em velocidade constante e o tempo de centelhamento é normalmente grande, podendo ocorrer maior consumo de material no centelhamento até que as peças atinjam a temperatura ideal. Como resultado, obtém-se uma distribuição de temperaturas mais uniforme na região de solda. O modelo linear é normalmente empregado em peças com seções maiores, que requerem maior força de recalque, o que só é possível com uma extensa zona de metal aquecido<sup>(13,19,20)</sup>.

No modelo parabólico, mais empregado em peças de menor seção, a velocidade de aproximação dos eletrodos no centelhamento é baixa e é gradativamente aumentada até o início do recalque. Segundo fontes da literatura<sup>(13,19)</sup>, a interface de união das peças atinge rapidamente a temperatura de fusão, mas a extensão da zona aquecida é menor em relação ao modelo linear. Como resultado, o gradiente de temperaturas é maior.

O comprimento de recalque é o avanço total da mesa móvel durante o recalque e deve ser realizado a uma velocidade adequada. Como o metal líquido deve ser expulso da interface entre as peças antes de consolidar a junta, o comprimento e a velocidade de recalque devem ser adequadamente ajustados. Juntas com menor região aquecida, maior gradiente térmico e produzidas em metais de maior condutividade térmica requerem maior velocidade de recalque<sup>(19)</sup>. Embora haja escassez de informações na literatura sobre o efeito da velocidade de recalque na integridade de juntas soldadas, o *Welding Handbook*<sup>(11)</sup> cita que maiores velocidades resultam em juntas mais íntegras.

Na soldagem por centelhamento, a soma das perdas de extensão das peças no pré-aquecimento, no centelhamento e no recalque é denominada material perdido. No pré-aquecimento, o material perdido apresenta-se como pequena quantidade de material deformado no momento do contato e é desprezível comparativamente às perdas no centelhamento e no recalque. No centelhamento, o material perdido é o ejetado como fagulhas da interface das superfícies a unir e, de acordo com Tanuma *et al*<sup>(15)</sup>, a taxa de ejeção de metal depende da difusibilidade térmica, do modelo de centelhamento e não é influenciada pelas dimensões do material. O material perdido no recalque corresponde à perda de extensão das peças resultante da expulsão de metal da região de solda durante o recalque.

#### **3.4.2. Variáveis elétricas e de tempo**

Como variáveis elétricas e de tempo, cita-se a corrente elétrica e seu tempo de aplicação nas etapas de pré-aquecimento, centelhamento, recalque e pós-aquecimento. Todas essas variáveis são controladas pela tensão elétrica no circuito secundário e pela duração de sua aplicação que, combinadas, influenciam a quantidade e distribuição do calor gerado ao longo da extensão das peças. No pré-aquecimento, quanto maiores forem a intensidade e a duração da aplicação de tensão elétrica, maior é o calor gerado pela passagem de corrente elétrica, o que favorece um melhor controle do centelhamento.

Ichiyama *et al*<sup>(21)</sup> verificaram que o pré-aquecimento melhora a ductilidade das juntas soldadas em um aço microligado. Na figura 3.7, está mostrada a influência do pré-aquecimento na quantidade de trincas em corpos de prova (cps) ensaiados em dobramento, retirados de juntas obtidas com diferentes comprimentos de recalque.

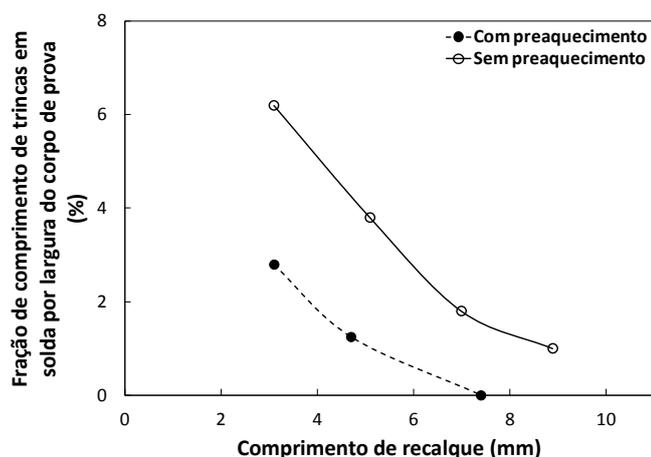


FIGURA 3.7 – Influência do pré-aquecimento na ductilidade de juntas de aço microligado<sup>(21)</sup>.

A tensão elétrica e o seu tempo de aplicação na etapa de centelhamento também influenciam a integridade da junta. Para que haja menor consumo energético, a tensão elétrica aplicada nesta etapa deve ser ajustada a um valor e em um tempo de aplicação necessários para fundir o metal nas superfícies, amaciar a região nas proximidades da interface de solda e manter o centelhamento. A energia térmica total aplicada corresponde à parcela utilizada para fundir e amaciar o metal e à parcela perdida para a vizinhança. Para fundir o metal, a quantidade de calor requerida é fixa. A aplicação de tensão elétrica acima da necessária para fusão do metal, portanto, resultará em maior quantidade de metal fundido e, como ele é normalmente ejetado da superfície das partes, não será observada influência significativa na distribuição de temperaturas ao longo da extensão das peças<sup>(22)</sup>.

Na etapa de centelhamento, a distribuição de temperaturas na região de solda também é controlada pela velocidade da mesa móvel<sup>(18)</sup>, contemplada no modelo de centelhamento. Durante o centelhamento, a aceleração entre as superfícies das peças influencia a taxa de ejeção de metal e o número de pontes formadas com o tempo. Com o aumento da aceleração, maior é o número de pontes formadas por tempo e o que se observa é o aumento da fração da fase de curto e a redução da fase de circuito aberto, figura 3.8<sup>(15)</sup>. Como resultado, ocorre aumento da temperatura do metal no entorno da interface das peças e do gradiente térmico da região de solda. O aumento da aceleração, contudo, deve ser controlado, pois valores em excesso podem suprimir o centelhamento e provocar colamento entre as partes<sup>(15)</sup>.

Ainda na etapa de centelhamento, o ajuste da tensão elétrica para um valor mínimo também tem a vantagem de diminuir o percentual da fase de circuito aberto e de aumentar a fase de curto. Na figura 3.9, está mostrado que a redução da tensão

elétrica durante a soldagem de uma junta de aço C-Mn, de 5,7 V para 3,4 V, resultou no aumento de 154% da fase de curto e nas reduções de 27,4% da fase de centelhamento e de 87,9% da fase de circuito aberto, reduzindo-a de 14,1% para 1,7% por meio ciclo da onda.

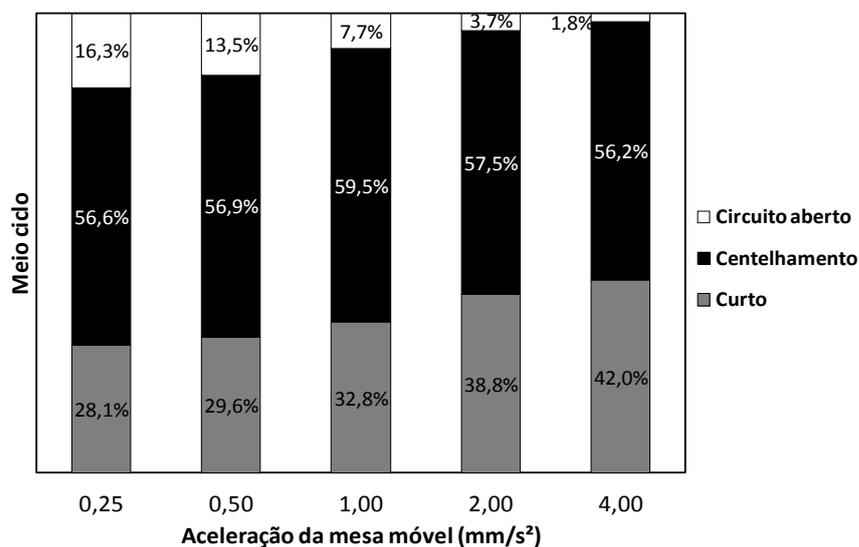


FIGURA 3.8 – Influência da aceleração da mesa móvel nas frações das fases de curto, centelhamento e circuito aberto na soldagem de um aço C-Mn<sup>(15)</sup>.

Deve-se observar, porém, que a tensão elétrica de centelhamento pode ser reduzida até um valor mínimo que permita a fusão localizada das pontes sem ocorrer colamento das peças<sup>(23,24)</sup>. Além de colamento, tensões elétricas insuficientes pode aumentar a tendência de a junta resfriar e quando excessivas, defeitos de solda podem ocorrer por aumentar a fase de circuito aberto.

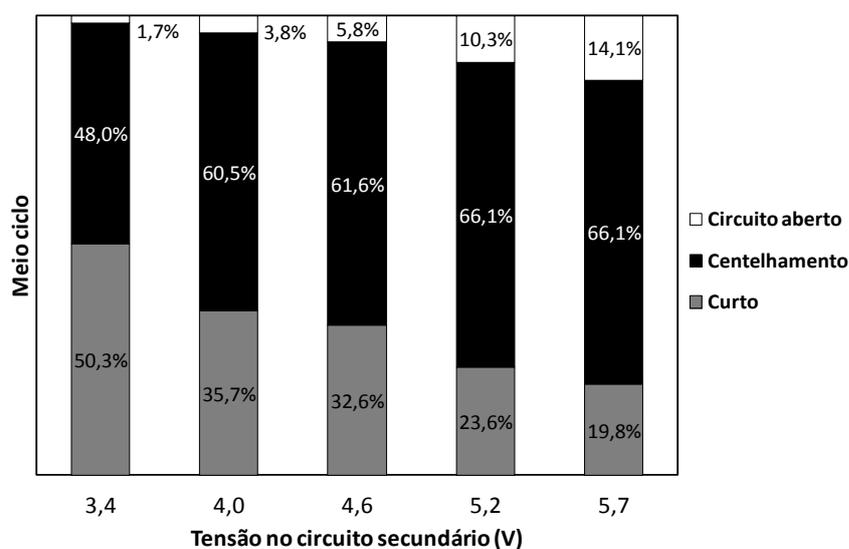


FIGURA 3.9 – Influência da tensão elétrica nas frações das fases de curto, centelhamento e circuito aberto na soldagem de um aço C-Mn<sup>(15)</sup>.

Em grande parte das operações de soldagem, é comum utilizar dois níveis de tensão elétrica durante o centelhamento visando, simultaneamente, reduzir a duração da soldagem e os intervalos de circuito aberto. Antes de aproximar as peças, aplica-se uma tensão elétrica maior para garantir o início do centelhamento e, em seguida, a tensão elétrica pode ser diminuída para um valor que ainda mantenha o centelhamento<sup>(23,24)</sup>.

Na etapa de recalque, pode-se citar como variáveis elétricas e de tempo, a intensidade e a duração da aplicação de tensão elétrica. O emprego de corrente elétrica no recalque depende do objetivo da aplicação e ela pode ser interrompida durante, após ou no término dessa etapa. Caso a necessidade seja reduzir a força de recalque, a tensão elétrica é aplicada para amaciar a região de solda e deve ser cessada no término do recalque. Se a necessidade é melhorar as propriedades mecânicas, aplica-se tensão elétrica para aquecer e controlar a taxa de resfriamento da região de solda e sua duração dependerá das propriedades finais desejadas. Em termos práticos, o que se observa é que, na maior parte das aplicações, a duração da corrente elétrica é maior que a necessária para o recalque<sup>(11)</sup>.

A intensidade e a duração da corrente elétrica devem ser corretamente controladas no recalque. Se forem insuficientes, podem ser nucleadas trincas longitudinais na interface de solda e, se excessivas, ocorre queima na superfície do metal base ou oxidação do metal<sup>(11)</sup>.

No pós-aquecimento, as variáveis elétricas e de tempo são a corrente elétrica e a sua duração. Ambas são ajustadas em função das propriedades mecânicas desejadas para a junta. Quanto maiores forem essas duas variáveis, maior é o calor gerado e menor é a velocidade de resfriamento, fatores que favorecem a diminuição da dureza da junta.

### **3.4.3. Variáveis de força**

Como variáveis de força, pode-se citar a força empregada nas etapas de pré-aquecimento e de recalque. No pré-aquecimento, aplica-se força para aumentar a área de contato das superfícies a unir, melhorar a homogeneidade do fluxo de corrente elétrica e a distribuição de calor<sup>(11)</sup>. No recalque, a força é função da resistência mecânica do metal, do comprimento de recalque desejado e da quantidade de calor utilizada na soldagem. Metais mais resistentes requerem maior força de recalque e

necessitarão, portanto, de maior amaciamento. Quanto maior o calor aplicado, maior é o amaciamento e menor a força de recalque necessária.

Ressalta-se que o recalque é uma etapa essencial da soldagem por centelhamento e influencia diretamente a integridade da junta. Se o recalque é insuficiente, maior é a propensão de serem formados defeitos de solda relacionados com aprisionamento de metal no estado bruto de fusão. Quando o recalque é excessivo, embora a remoção de material seja maior, a ductilidade da junta pode ser comprometida devido à ocorrência de encavalamento<sup>(11)</sup>, defeito a ser mostrado no tópico 3.5.1. Caso o metal a soldar possua elevada resistência mecânica, a máquina de soldagem pode não ser capaz de aplicar a força necessária para realizar o recalque.

### **3.5. Descontinuidades em juntas soldadas por centelhamento**

As descontinuidades em juntas soldadas por centelhamento podem ser classificadas como de origem mecânica ou metalúrgica<sup>(11)</sup>. A seguir, serão mostradas as descontinuidades mais importantes para este estudo.

#### **3.5.1. Descontinuidades mecânicas**

As descontinuidades mecânicas têm origem, em geral, no desalinhamento entre as peças a unir e em irregularidades no acabamento da solda e são detectadas facilmente por inspeção visual. Dentre os defeitos de desalinhamento, pode-se citar o desalinhamento vertical entre as peças. Supondo-se que as regiões de união apresentem as mesmas dimensões, com o desalinhamento vertical, parte da superfície a soldar não é envolvida na soldagem. Após o recalque, essa região não envolvida se sobrepõe à outra peça e a junta apresenta o aspecto denominado encavalamento.

Se juntas com encavalamento forem posteriormente laminadas, o material sobreposto será dobrado sobre as superfícies da junta. O resultado é a formação de arestas nessas superfícies. Com a aplicação de esforços mecânicos à junta, haverá concentração de tensão nessas arestas e elas atuarão como nucleadoras de trincas. Na figura 3.10, está mostrado o aspecto, em seção orientada na direção de laminação e ao longo da espessura, de uma junta soldada com encavalamento, após raspagem e laminação a frio.

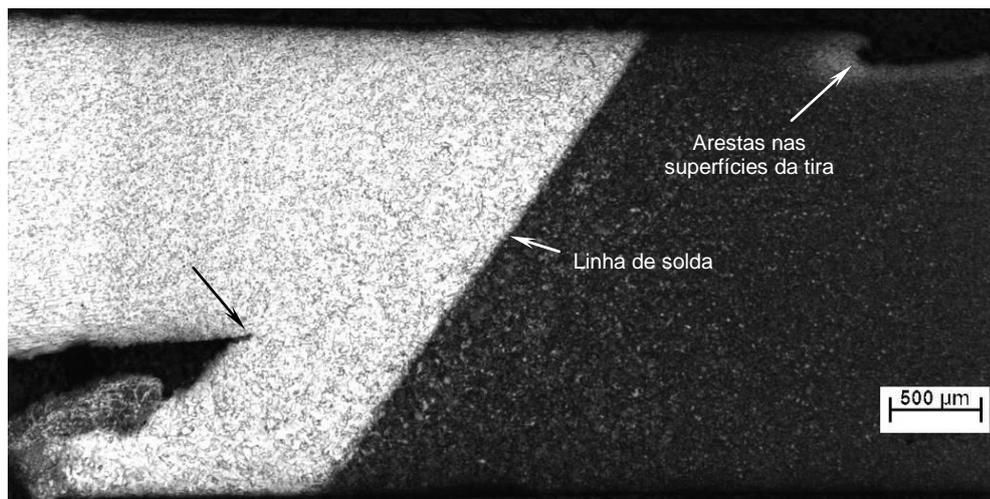


FIGURA 3.10 – Aspecto microscópico de uma junta com “encavalamento”, após raspagem e laminação a frio. Ataque com reagente químico à base de ácido nítrico.

O encavalamento ocorre também na soldagem de peças com seções transversais diferentes. Nesse caso, em que a sobreposição de material é inevitável, deve-se remover completamente o metal sobreposto por meio de raspagem.

O desalinhamento também pode ser lateral e ocorre quando as peças encontram-se deslocadas lateralmente no início da soldagem. Com o deslocamento lateral, a área superficial total envolvida na solda também é menor e, como consequência, a junta pode não apresentar as propriedades mecânicas previstas.

Tanto no desalinhamento vertical quanto no lateral, os parâmetros de soldagem selecionados não serão mais adequados devido à alteração na distribuição do calor, podendo provocar distúrbios no controle do centelhamento e formação de defeitos de solda. Além disso, o recalque pode não expulsar completamente a região fundida, comprometendo também as propriedades mecânicas da junta.

Outro tipo de desalinhamento é o angular, em que há uma inclinação relativa entre as peças a unir. Quando as peças são posicionadas com inclinação, o centelhamento não se desenvolve de maneira uniforme ao longo das superfícies em contato, o que também favorece a ocorrência de defeitos na junta. Ainda com desalinhamento angular, a força de recalque não é uniformemente distribuída na seção, comprometendo a junta em seu desempenho.

Descontinuidades de origem mecânica também se relacionam com as operações de acabamento, como na raspagem. A raspagem deve ser conduzida margeando-se a superfície da junta. Dependendo da aplicação, a integridade da junta é prejudicada se houver sobra ou se for removido metal em excesso com a raspagem, conforme

figura 3.3. Se for laminada, o metal em excesso também é dobrado sobre as superfícies da junta e, como consequência, entalhes também serão formados. Com a aplicação de esforços mecânicos, esses entalhes concentrarão tensão e favorecerão a nucleação de trincas. Na figura 3.11, está mostrada uma descontinuidade superficial na região de solda, ocorrida pelo dobramento de metal em excesso sobre a superfície da junta durante a laminação a frio.

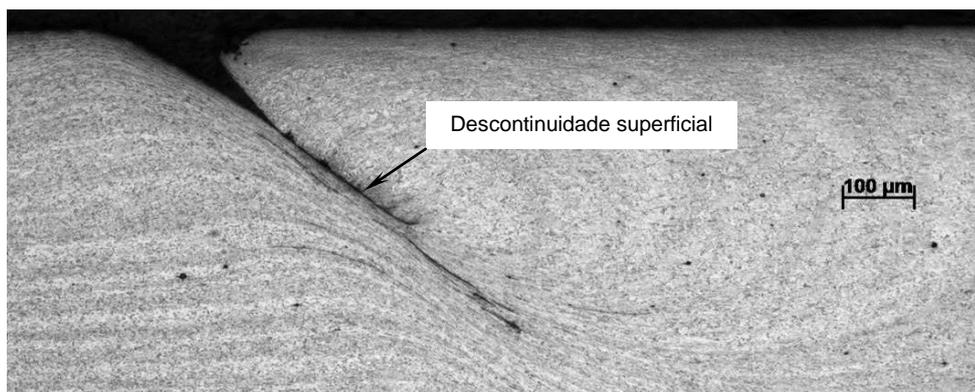


FIGURA 3.11 – Descontinuidade superficial em junta soldada por centelhamento de aço *dual phase* 590 laminada a frio. Ataque com reagente à base de ácido nítrico.

### 3.5.2. Descontinuidades metalúrgicas

#### a) Óxidos

Os óxidos são formados nas superfícies em contato das peças devido à reação do metal aquecido com o oxigênio atmosférico. Essa reação deve ser evitada, pois, se os óxidos forem aprisionados na linha de solda, trincas podem ser nucleadas na interface de baixa coesão formada entre eles e o metal base. Caso não seja possível controlar a reação com o oxigênio, os óxidos devem ser completamente expulsos da junta durante o recalque.

Em grande parte das operações industriais, a reação das superfícies aquecidas com o oxigênio atmosférico é comum na soldagem por centelhamento, por não serem empregados meios de proteção atmosférica. Quanto maiores forem os teores de Si, Mn e Al, elementos reativos com o oxigênio e típicos de serem encontrados no aço, maior é a propensão de formação de óxidos refratários de elevado ponto de fusão na junta. Os óxidos predominantes são o MnO e o SiO<sub>2</sub>, de pontos de fusão, respectivamente, de 1850°C e 1723°C. Embora o aço possa atingir temperaturas superiores ao seu ponto de fusão durante a soldagem, esses óxidos, depois de formados, são difíceis de serem solubilizados e expulsos da junta devido à alta viscosidade que adquirem ao fundir<sup>(25)</sup>.

Ichiyama *et al*<sup>(25)</sup> propuseram o índice Feq para aços C-Mn e microligados, que estima a tendência de diminuição da ductilidade de juntas soldadas com os teores em percentual de massa de C, Si, Mn e Al da liga, equação (3.6). O índice Feq deve ser interpretado como, quanto maior, maior será a quantidade de óxidos formados e o endurecimento do aço. Conseqüentemente, menor a ductilidade da junta.

$$Feq = (C - 0,03)[Si^2 + \left(\frac{Mn}{10}\right)^2 + (3Al)^2] \quad (3.6)$$

Dentre os elementos citados, o C é o que mais contribui para o endurecimento, ao passo que o Si, Mn e Al são os responsáveis pela formação de óxidos na solda<sup>(21,26)</sup>. Na figura 3.12, estão mostrados os resultados obtidos por Ichiyama *et al*<sup>(21)</sup> ao analisarem a relação entre o índice Feq e a susceptibilidade à formação de trincas em dobramento de juntas soldadas de diversos aços.

Em outros estudos<sup>(27,28)</sup>, foi verificado que existem faixas ótimas da relação entre os teores de Mn e Si para minimizar a formação de trincas em juntas soldadas por centelhamento. Shinozaki *et al*<sup>(27)</sup>, verificaram, em aços C-Mn, com teores de Mn maiores que 0,90% em massa, que a faixa ótima da relação Mn/Si é entre 4 e 23. Sudo *et al*<sup>(28)</sup> realizaram estudo similar e constataram que essa faixa é entre 4 e 40. A justificativa é que, dentro das faixas citadas, a maioria dos óxidos formados possuem pontos de fusão mais baixos, entre 1250°C e 1350°C<sup>(27,28)</sup>. Ao fundir, esses óxidos possuirão menor viscosidade e serão mais fáceis de serem expulsos da junta durante o recalque.

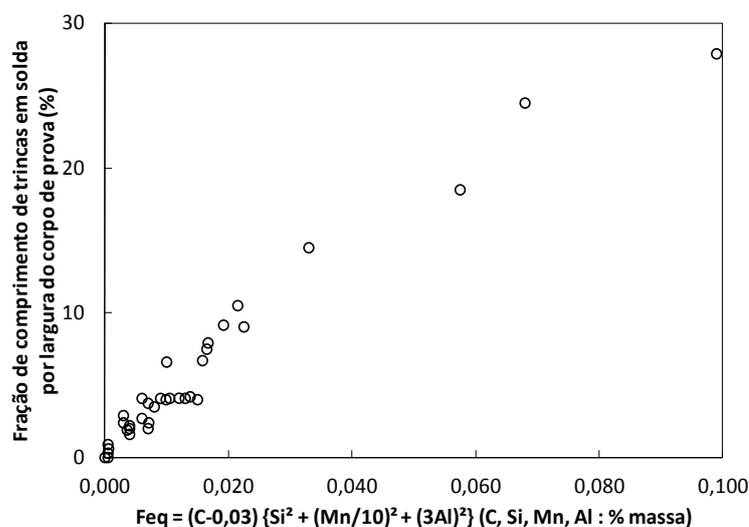


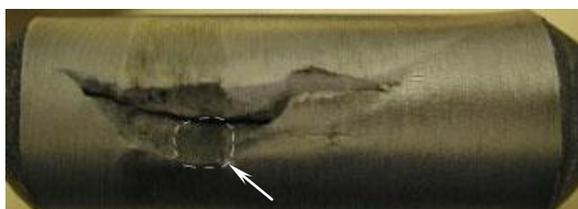
FIGURA 3.12 – Relação entre o índice Feq e a susceptibilidade à formação de trincas em dobramento de juntas soldadas<sup>(21)</sup>.

O alumínio é outro elemento bastante reativo ao oxigênio. Durante a soldagem, o alumínio reage com o oxigênio e forma alumina,  $Al_2O_3$ , que é um óxido com ponto de fusão elevado, em torno de  $2000^\circ C$ , difícil de ser solubilizado e expulso da região de solda, prejudicando também as propriedades mecânicas das juntas.

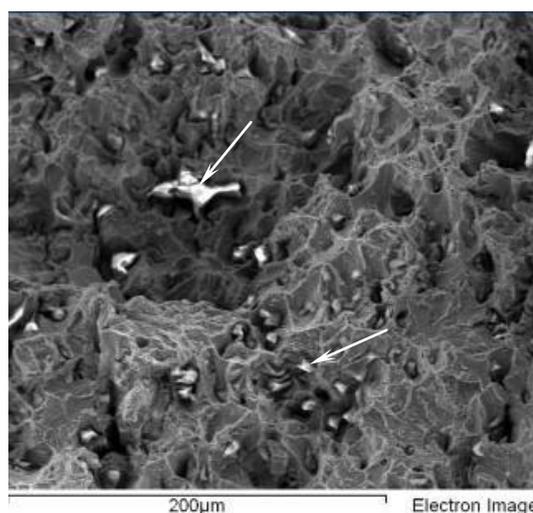
### b) *Flat spots* / Penetradores

*Flat spots* e penetradores são outros defeitos de origem metalúrgica. Ambos se apresentam como planos de formato irregular na superfície de fratura da interface de solda. Durante a soldagem, com a fusão e ejeção de partículas resultantes da formação das pontes de contato e do impacto dos arcos elétricos, são formadas pequenas cavidades nas superfícies a unir e ocorre, em seguida, um curto intervalo de abertura de arco, favorecendo que o oxigênio, ou outros contaminantes da atmosfera, penetre e reaja com a superfície aquecida da cavidade<sup>(29)</sup>.

Durante o recalque, essas cavidades são deformadas e assumem um aspecto mais plano. A reação com contaminantes na atmosfera, no entanto, faz com que óxidos ou outros compostos formados no interior das cavidades se aprisionem na linha de solda e impeçam, durante o recalque, que as superfícies a unir sejam completamente caldeadas. Na ocorrência de trincas na linha de solda, é possível visualizar macroscopicamente essas regiões mais planas sem caldeamento na superfície de fratura, que eram cavidades anteriormente, figura 3.13(a). Em análise microscópica, além da fratura, os contaminantes que impediram o caldeamento também podem ser observados, figura 3.13(b).



(a) Aspecto macroscópico – Superfície plana



(b) Aspecto microscópico – Contaminantes

FIGURA 3.13 – *Flat spots* / penetradores na superfície da trinca na linha de solda de uma junta soldada por centelhamento<sup>(29)</sup>.

Essas regiões planas, sem caldeamento, se distribuem aleatoriamente na superfície de fratura e dependendo da distribuição, podem possuir diferentes denominações. Segundo Sullivan e Savage<sup>(30)</sup>, se essas regiões não se estenderem até a superfície da junta, elas são denominadas *flat spots*. Caso se estendam até essa superfície, elas são denominadas penetradores. Em ambos os casos, as superfícies têm a característica comum de que possuem contaminantes que se distribuem e apresentam morfologias diversas. Esses contaminantes, por se associarem às superfícies planas e serem descontinuidades na junta, podem também ser referidos como penetradores, conforme denominações feitas por Shinozaki *et alii*<sup>(27)</sup> e Sudo *et alii*<sup>(28)</sup>.

### c) Amaciamento da ZAC

O amaciamento da ZAC ocorre quando o ciclo térmico de soldagem modifica a microestrutura de modo que haja redução de dureza em uma região específica ou, até mesmo, de toda a ZAC. Ao aplicar esforço trativo e uniaxial ao longo do comprimento da junta, a deformação se concentra nessa região da ZAC de menor dureza, onde ocorre, como consequência, estrição localizada e a fratura<sup>(31)</sup>.

Evidências de amaciamento da ZAC foram obtidas em aços endurecidos por transformação de fase e por precipitação<sup>(32)</sup>. Em aços *dual phase*, de microestrutura ferrita e martensita, por exemplo, o amaciamento da ZAC, conforme região com menor dureza em relação ao metal base na figura 3.14<sup>(33)</sup>, está associado ao revenimento da martensita. Aços endurecidos por precipitação também podem apresentar amaciamento na ZAC caso o teor de liga seja baixo<sup>(32)</sup>. Para esses aços, além de ocorrer crescimento de grão, os precipitados são dissolvidos durante a soldagem e a reprecipitação que ocorre após o resfriamento da junta é insuficiente, fazendo com que a dureza diminua gradualmente em direção à linha de solda. Aços endurecidos por precipitação, mais carregados em liga, tendem a formar constituintes como bainita e martensita com os ciclos térmicos de soldagem e, como resultado, ocorre aumento de dureza em direção à linha de solda.

Shinozaki *et alii*<sup>(27)</sup> propuseram o uso do parâmetro carbono equivalente na soldagem por centelhamento ( $Ceq[FBW]$ ) para previsão da ocorrência de amaciamento na ZAC, equação (3.7). Nessa equação, os elementos são dados em % em massa. Os coeficientes dos elementos de liga da equação representam o grau de influência exercido por eles na transformação martensítica ou bainítica. Segundo Shinozaki *et alii*<sup>(27)</sup>, caso o  $Ceq[FBW]$  seja inferior a 0,40, os aços exibem amaciamento na ZAC e se for superior a 0,40, endurecimento, sendo a linha de solda o local de maior dureza.

Embora seja um parâmetro avaliado inicialmente para aços endurecidos por precipitação, é provável que ele também possa ser utilizado para aços C-Mn, de microestrutura ferrita e perlita, sem adição de microligantes. Na figura 3.15, estão mostrados, esquematicamente, perfis típicos de dureza ao longo da ZAC de aços endurecidos por diferentes mecanismos<sup>(32)</sup>.

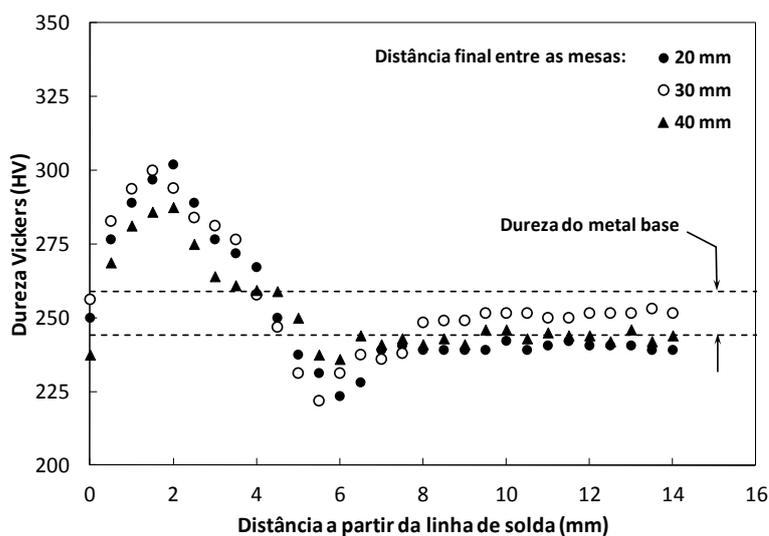


FIGURA 3.14 – Distribuição de dureza de junta soldada por centelhamento de aço *dual phase* com microestrutura ferrita e martensita que apresentou amaciamento na ZAC<sup>(33)</sup>.

$$C_{eq}[FBW] = C + \left(\frac{Mn}{5}\right) + \left(\frac{Si}{5}\right) + \left(\frac{Cr}{9}\right) + 7Nb(1 - 10C) + V \frac{(50C-1)}{3} + 1,3Ti(1 - 5C) + Mo \frac{(1-6C)}{2} + 29B(11C - 1) \quad (3.7)$$

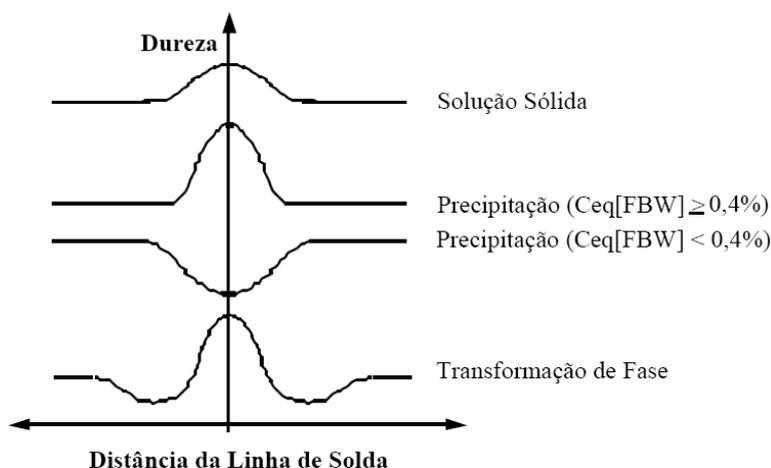


FIGURA 3.15 – Perfis de dureza típicos de aços endurecidos por diferentes mecanismos<sup>(32)</sup>.

Nas seções anteriores, foram apresentados os principais parâmetros de soldagem por centelhamento e seus efeitos sobre as juntas soldadas. Embora esses efeitos sejam

de natureza geral, é importante frisar que os aços têm comportamentos diferentes ao aplicar um mesmo ciclo térmico de soldagem, pois possuem índice Feq, relação Mn/Si e Ceq[FBW] distintos, indicadores diretamente relacionados com a soldabilidade por centelhamento.

O fato de as juntas de aço *dual phase 780* apresentarem grande quantidade de óxidos aprisionados na linha de solda e microestrutura susceptível à propagação de trincas sugere que ele possua índice Feq, relação Mn/Si e Ceq[FBW] desfavoráveis para a soldagem por centelhamento. Como este aço precisa ter uma composição química com maior teor de ligas, os valores desses três indicadores de soldabilidade não poderão ser alterados. Logo, é importante conhecer o efeito de cada parâmetro de soldagem por centelhamento na microestrutura, nas propriedades mecânicas e no desempenho das juntas durante processamento industrial, para que ajustes nas condições de soldagem possam ser feitos visando a melhoria da integridade das juntas desse aço. O efeito desses parâmetros foi investigado utilizando-se a metodologia a seguir.

## 4. METODOLOGIA

### 4.1. Material

O aço *dual phase* 780 analisado apresentou a composição química da tabela IV.1. Ele foi obtido em corrida de aciaria industrial e possuiu apenas Si e Mn como elementos de liga. A quantidade e a severidade das inclusões foram rigidamente controladas, envolvendo processos de refino secundário e tratamento de globulização de inclusões com Ca e Si. O  $C_{eq}[FBW]$ , o índice  $F_{eq}$ , a relação Mn/Si e, também, o carbono equivalente segundo o *International Institute of Welding*,  $C_{eq}[IIW]$ , estão mostrados na tabela IV.2.

TABELA IV.1 – Composição química do aço *dual phase* 780 (% massa).

C	Si	Mn	P	S	Al	N
0,14	0,44	2,16	0,020	0,0025	0,034	0,0076

TABELA IV.2 –  $C_{eq}[FBW]$ , índice  $F_{eq}$ , relação Mn/Si e  $C_{eq}[IIW]$  do aço *dual phase* 780.

$C_{eq}[FBW]$	$F_{eq}$	Mn/Si	$C_{eq}[IIW]$
0,60	0,027	4,91	0,50

### 4.2. Obtenção da tira laminada a quente

O aço foi lingotado em processo contínuo como placa de 252 mm de espessura e com a largura correspondente a 1275 mm da tira. A placa, em seguida, foi reaquescida a 1200°C e laminada a quente em escala industrial. Na laminação a quente, a temperatura de início de acabamento foi de 1000°C, a de final de acabamento de 880°C e a de bobinamento de 550°C. Ao final da laminação, obteve-se uma tira de 4,4 mm de espessura. A redução de espessura total foi de 84% e a deformação verdadeira total ( $\epsilon$ ) foi de 1,72. O cálculo de  $\epsilon$  foi feito segundo a equação (4.1), em que  $e_0$  é a espessura de entrada e  $e_i$ , a espessura de saída da tira da última cadeira de laminação.

$$\epsilon = \ln\left(\frac{e_i}{e_0}\right) \quad (4.1)$$

### 4.3. Obtenção das juntas soldadas

A tira obtida após laminação a quente, de 4,4 mm de espessura e 1275 mm de largura, foi bobinada e encaminhada para a linha de decapagem contínua industrial, onde se localiza a máquina de soldagem utilizada para condução dos testes.

#### 4.3.1. Particularidades da máquina e do processo de soldagem

Utilizou-se a máquina de soldagem *Mitsubishi Electric Corporation* NMW 1375S de 2750 kW de potência elétrica, a 60 Hz de frequência. Durante o centelhamento e pós-aquecimento, a máquina de soldagem utilizou 50% de sua potência elétrica, 1375 kW, e durante o recalque, 2750 kW. A tensão elétrica eficaz máxima disponível para a soldagem foi de 15,6 V, correspondendo a uma corrente elétrica eficaz no centelhamento ( $I_1$ ) em torno de 14,1 kA. As partes foram fixadas em eletrodos de liga de Cu com condutividade elétrica de 60 IACS (*International Annealed Copper Standard*), montados nas mesas da máquina, sendo uma delas móvel.

A potência elétrica utilizada para realizar a soldagem foi calculada por meio da equação (4.2), em que  $P$  é a potência em [W].

$$P = UI \quad (4.2)$$

A soldagem foi realizada em dois estágios de aplicação de tensão elétrica. No primeiro estágio, utilizou-se a tensão elétrica eficaz máxima do transformador para assegurar o início do centelhamento. Após o centelhamento ter iniciado, a tensão elétrica eficaz foi reduzida no segundo estágio de centelhamento. A relação entre a duração do primeiro estágio e o tempo total de aplicação de tensão elétrica foi fixa em torno de 40%.

A extensão inicial foi mantida com o mesmo valor em ambas as tiras a unir. O avanço da mesa móvel até o final do recalque foi selecionado com o mesmo valor da extensão inicial. No início da soldagem, as tiras foram distanciadas em 1 mm e a distância entre as mesas,  $D_0$ , foi estimada pela equação (4.3), em que  $E_i$  é a extensão inicial, sendo os valores de  $D_0$  e  $E_i$  em [mm].

$$D_0 = 1 + 2E_i \quad (4.3)$$

Ao final do processo, a distância entre as mesas,  $D_f$ , assume o valor definido na equação (4.4), sendo  $D_f$  também em [mm].

$$D_f = 1 + Ei \quad (4.4)$$

Como exemplo, se for selecionado 14 mm de extensão inicial, a distância entre as mesas da máquina de soldagem no início do processo será de 29 mm. Durante a soldagem, a mesa móvel terá deslocado 14 mm e ao final do processo, as mesas estarão distanciadas em 15 mm.

O deslocamento da mesa móvel,  $D$ , de 14 mm corresponde também à soma entre a distância das tiras no início da soldagem (1 mm) e o material perdido,  $MP$ , sendo que uma parte é perdida no centelhamento,  $P_f$ , e outra, no recalque,  $P_u$ , conforme equação (4.5), valores em [mm].

$$D = 1 + P_f + P_u \quad (4.5)$$

Se a mesa se deslocar 14 mm e o recalque for selecionado em 5 mm,  $P_f$  será igual a 8 mm. A mesa móvel, portanto, terá deslocado 9 mm na etapa de centelhamento. Considerando que a tira apresentou propriedades mecânicas e físicas muito próximas ao longo de seu comprimento, pode-se considerar que o material perdido no processo foi consumido igualmente nas duas partes a unir. Quando a tensão elétrica foi aplicada, a mesa móvel fez um rápido deslocamento de 0,5 mm para, em seguida, deslocar-se assumindo o perfil parabólico até o início do recalque.

O recalque foi realizado com força de 686 kN, valor máximo utilizado pela máquina de soldagem, e com aplicação simultânea de corrente elétrica, cujo valor é função da tensão elétrica eficaz no segundo estágio de aplicação.

Importante mencionar que o tempo de aplicação de tensão elétrica ( $T_v$ ) não corresponde ao tempo de centelhamento ( $T_f$ ). A tensão elétrica é aplicada antes do deslocamento da mesa móvel e o centelhamento somente inicia quando há a formação das primeiras pontes de contato. O tempo para início do centelhamento é função do modelo de centelhamento, que dependerá dos valores da extensão inicial e do comprimento de recalque selecionados. Quanto menor a extensão inicial e maior o comprimento de recalque, menor será a aceleração da mesa móvel durante o centelhamento. Logo, maior será o tempo para início do centelhamento e menor o tempo de centelhamento.

No momento que ocorre diminuição na tensão elétrica, no início do segundo estágio, há uma rápida interrupção no centelhamento, que é reiniciado no instante em que novas pontes de contato são formadas. O tempo de reinício de centelhamento no

segundo estágio, no entanto, foi em torno de 0,1 s e, por ser pequeno comparativamente ao tempo de centelhamento, foi desconsiderado das análises.

Na figura 4.1, está mostrado um gráfico de monitoramento das condições de soldagem onde estão indicados alguns parâmetros: (i) tensão elétrica no primeiro e segundo estágios, (ii) tempo de aplicação de tensão elétrica, (iii) tempo de centelhamento, (iv) extensão inicial, (v) comprimento de recalque e (vi) tempo de aplicação de corrente elétrica no recalque.

Ao término da soldagem, a rebarba formada no recalque foi removida com raspador, o que teve duração em torno de 10 s. Juntamente com a passagem do raspador, houve a aplicação de ar forçado nas superfícies inferior e superior da junta para a retirada de resíduos como óleo e partículas de metal geradas no centelhamento.

Após remoção da rebarba, as juntas foram submetidas a pós-aquecimento, por efeito Joule, aplicando-se tensão elétrica eficaz de 11,3 V, gerando uma corrente elétrica eficaz em torno de 102 kA, em intervalos de 0,7 s, com tempo entre aplicações de tensão elétrica de 0,53 s. O tempo total de pós-aquecimento é a soma do tempo total de aplicação e o tempo entre aplicações de tensão elétrica. Na figura 4.2, está mostrado um gráfico de monitoramento de parâmetros de pós-aquecimento mostrando esses conceitos.

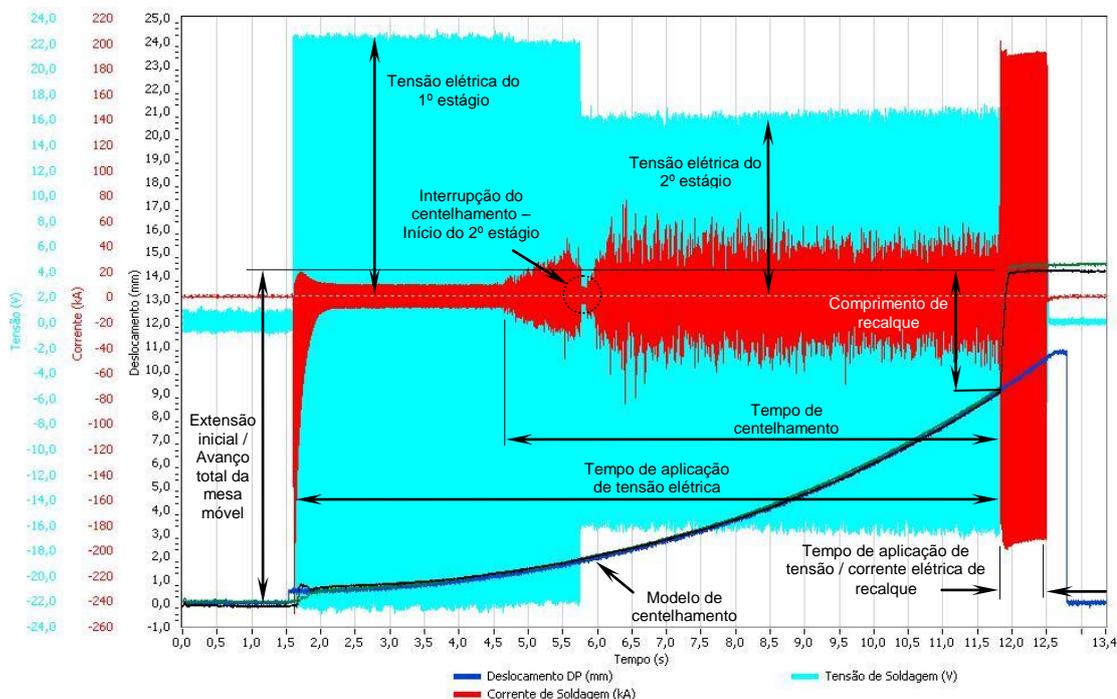


FIGURA 4.1 – Gráfico de monitoramento de parâmetros de soldagem.

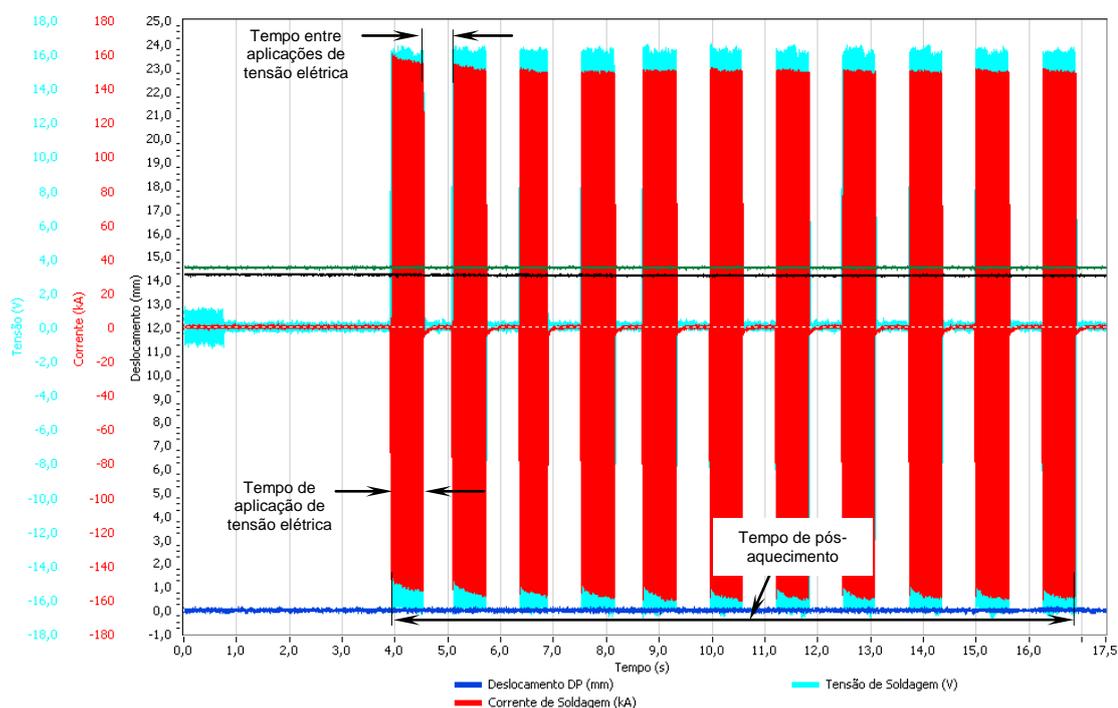


FIGURA 4.2 – Gráfico de monitoramento de parâmetros de pós-aquecimento.

Uma observação com relação às figuras 4.1 e 4.2 é que o fluxo de corrente elétrica foi uniforme nas etapas de recalque e pós-aquecimento comparativamente à etapa de centelhamento. Isso ocorreu porque a resistência à passagem da corrente elétrica é muito sensível à variação da resistência de contato entre as peças e, durante o recalque e pós-aquecimento, não existe essa resistência de contato.

Os gráficos de monitoramento de parâmetros de soldagem e pós-aquecimento mostrados nas figuras 4.1 e 4.2 correspondem à condição de soldagem de referência utilizada neste estudo, que será descrita no tópico 4.3.2.

#### 4.3.2. Condições de soldagem

A soldabilidade do aço *dual phase* 780 foi avaliada em termos do tempo de aplicação de tensão elétrica ( $T_v$ ), da tensão elétrica eficaz do segundo estágio ( $V_2$ ), do comprimento de recalque ( $U_p$ ), da extensão inicial ( $E_i$ ), do tempo de aplicação de corrente elétrica no recalque ( $T_u$ ) e do tempo de pós-aquecimento ( $T_p$ ), perfazendo doze condições de soldagem, tabela IV.3.

Essas condições foram selecionadas de modo que pudesse ser investigada a influência isolada de cada parâmetro de soldagem na microestrutura, nas propriedades mecânicas e no desempenho das juntas em processamento industrial.

Os valores dos parâmetros foram selecionados a partir de uma condição de referência, mostrada também na tabela IV.3, buscando melhoria do processo.

TABELA IV.3 – Condições de soldagem por centelhamento avaliadas para o aço *dual phase* 780.

Condição de soldagem		Tv (s)	V2 (V)	Up (mm)	Ei (mm)	Tu (s)	Tp (s)
<b>Referência</b>		<b>10,1</b>	<b>11,0</b>	<b>5,2</b>	<b>14,3</b>	<b>0,6</b>	<b>13,0</b>
1 <sup>a</sup>	BTv	<b>6,4</b>	11,0	5,2	14,3	0,6	13,0
2 <sup>a</sup>	ATv	<b>14,1</b>	11,0	5,2	14,3	0,6	13,0
3 <sup>a</sup>	BV2	10,1	<b>9,9</b>	5,2	14,3	0,6	13,0
4 <sup>a</sup>	AV2	10,1	<b>15,6</b>	5,2	14,3	0,6	13,0
5 <sup>a</sup>	BUp	10,1	11,0	<b>3,7</b>	14,3	0,6	13,0
6 <sup>a</sup>	AUp	10,1	11,0	<b>6,2</b>	14,3	0,6	13,0
7 <sup>a</sup>	BEi	10,1	11,0	5,2	<b>11,0</b>	0,6	13,0
8 <sup>a</sup>	AEi	10,1	11,0	5,2	<b>17,3</b>	0,6	13,0
9 <sup>a</sup>	BTu	10,1	11,0	5,2	14,3	<b>0,2</b>	13,0
10 <sup>a</sup>	ATu	10,1	11,0	5,2	14,3	<b>0,9</b>	13,0
11 <sup>a</sup>	BTp	10,1	11,0	5,2	14,3	0,6	<b>8,1</b>
12 <sup>a</sup>	ATp	10,1	11,0	5,2	14,3	0,6	<b>20,4</b>

Na identificação das condições de soldagem da tabela IV.3, B significa um nível baixo e A, um nível alto em relação à condição de referência.

Todas as juntas foram obtidas com aplicação de óleo protetor, nas superfícies superior e inferior das partes, antes de aplicar tensão elétrica, visando proteção atmosférica durante a soldagem.

#### a) Tempo de aplicação de tensão elétrica

Embora o tempo de aplicação de tensão elétrica seja o parâmetro de controle, a variável de interesse é o tempo de centelhamento (Tf), pois corresponde ao tempo em que há geração de calor na junta.

Na condição de referência, Tv é 10,1 s. Os valores de Tv analisados foram de 6,4 s e 14,1 s, respectivamente, nas condições BTv e ATv. Na figura 4.3, estão mostradas visualizações esquemáticas dos gráficos de monitoramento das condições de soldagem, aplicando-se tensão elétrica por 6,4 s e 14,1 s.

Além de diminuir Tf, a mesa móvel se desloca com maior aceleração na etapa de centelhamento quando se diminui Tv, fazendo com que o centelhamento tenha início antes, tanto no primeiro quanto no segundo estágio. As durações da aplicação de tensão elétrica no primeiro (Tv1) e no segundo estágio (Tv2) se relacionam com os tempos de centelhamento no primeiro (Tf1) e no segundo estágios (Tf2) da forma

mostrada nas equações (4.6) e (4.7), nas quais  $T1$  é o tempo de início do centelhamento no primeiro estágio e  $T2$  é esse mesmo tempo no segundo estágio, considerados a partir do momento em que a mesa móvel se desloca.  $Tf$  é a soma entre  $Tf1$  e  $Tf2$ , equação (4.8), e  $Tv$ , a soma entre  $T1$ ,  $T2$  e  $Tf$ , equação (4.9).

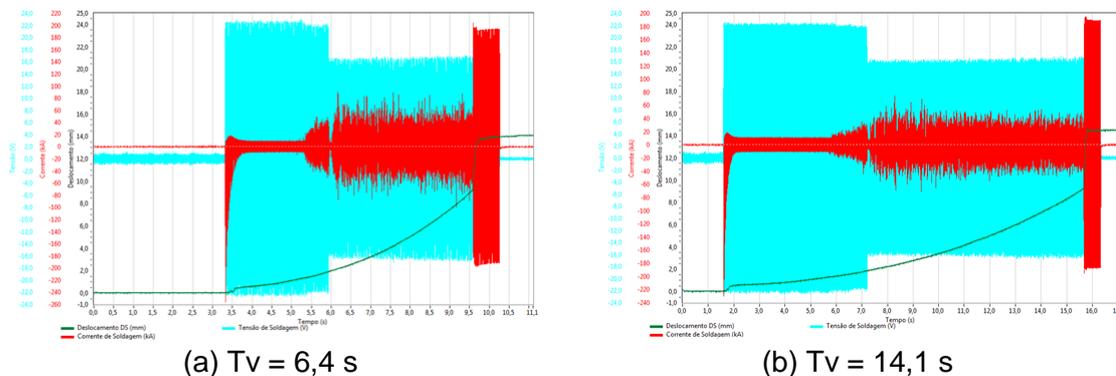


FIGURA 4.3 – Visualização gráfica das condições de soldagem com a utilização de 6,4 s e 14,1 s de aplicação de tensão elétrica.

$$Tv1 = T1 + Tf1 \quad (4.6)$$

$$Tv2 = T2 + Tf2 \quad (4.7)$$

$$Tf = Tf1 + Tf2 \quad (4.8)$$

$$Tv = T1 + T2 + Tf \quad (4.9)$$

Na tabela IV.4, estão mostrados os valores de  $Tv$ ,  $Tv1$ ,  $Tv2$ ,  $T1$ ,  $T2$ ,  $Tf1$ ,  $Tf2$  e  $Tf$  correspondentes às condições de referência,  $BTv$  e  $ATv$ .

TABELA IV.4 – Valores de  $Tv$ ,  $Tv1$ ,  $Tv2$ ,  $T1$ ,  $T2$ ,  $Tf1$ ,  $Tf2$  e  $Tf$  para as condições  $BTv$ ,  $ATv$  e de referência.

Condição de soldagem	$Tv$ (s)	$Tv1$ (s)	$Tv2$ (s)	$T1$ (s)	$T2$ (s)	$Tf1$ (s)	$Tf2$ (s)	$Tf$ (s)
$BTv$	6,4	2,6	3,8	2,0	0,05	0,6	3,75	4,35
Referência	10,1	4,1	6,0	3,0	0,10	1,1	5,90	7,00
$ATv$	14,1	5,7	8,4	4,3	0,13	1,4	8,27	9,67

Quando  $Tv$  foi aplicado por 6,4 s, a máquina de soldagem atingiu o limite de força para realizar o recalque. Na condição  $BTv$ , o recalque foi realizado rapidamente. Porém, próximo ao final, a velocidade de deslocamento da mesa móvel foi reduzida e o recalque restante foi favorecido pelo amaciamento por efeito Joule adicional das partes. Essa redução da velocidade de avanço da mesa móvel está mostrada, esquematicamente, em relação à condição de referência na figura 4.4. O fato de a

máquina de soldagem ter atingido seu limite de força foi o motivo pelo qual  $T_v$  não foi avaliado para valores inferiores a 6,4 s.

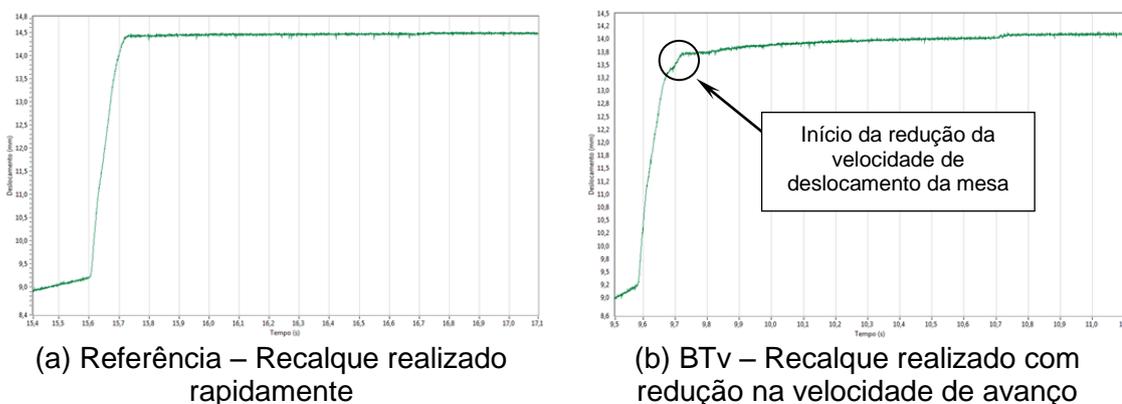


FIGURA 4.4 – Visualização gráfica do deslocamento da mesa móvel da máquina de soldagem durante o recalque entre a condição de referência e BTv.

Valores de  $T_v$  superiores a 14,1 s, embora possíveis de serem selecionados, não foram testados, pois aumenta-se o risco de as juntas apresentarem amaciamento excessivo e perda no alinhamento entre as partes, podendo provocar problemas de encavalamento.

### b) Tensão elétrica eficaz no segundo estágio

A tensão elétrica eficaz no segundo estágio foi o segundo parâmetro de soldagem de análise. Na condição de referência,  $V_2$  é 11 V. Nas condições BV2 e AV2, a tensão elétrica eficaz foi de, respectivamente, 9,9 V e 15,6 V. Os gráficos de monitoramento das condições de soldagem BV2 e AV2 estão mostrados na figura 4.5.

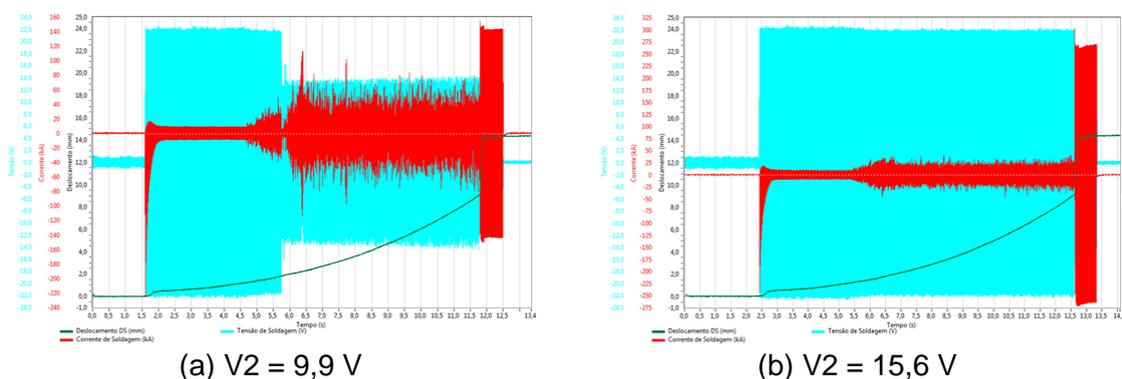


FIGURA 4.5 – Visualização gráfica das condições de soldagem com a utilização de 9,9 V e 15,6 V no segundo estágio de aplicação de tensão elétrica.

Variações em  $V_2$  não alteram o modelo de centelhamento, mas modificam a corrente elétrica no centelhamento e no recalque. A alteração da corrente elétrica de recalque que ocorre ao variar  $V_2$  será explicada no tópico 4.3.2.(e). No segundo estágio de

aplicação de tensão elétrica, a corrente elétrica eficaz de centelhamento ( $I_2$ ), assim como  $I_1$ , foi obtida por aproximação e está mostrada na tabela IV.5, para BV2, AV2 e para a condição de soldagem de referência.

TABELA IV.5 – Corrente elétrica eficaz de centelhamento no segundo estágio para as condições de soldagem BV2, AV2 e de referência.

Condição de soldagem	V2 (V)	I2 (kA)
BV2	9,9	35,4
Referência	11,0	28,3
AV2	15,6	17,7

O valor de 9,9 V de V2 foi o menor possível para soldar o aço analisado, mantendo-se os demais parâmetros fixos. Utilizando-se tensão elétrica inferior a 9,9 V, ocorreu colamento entre partes. Já o valor de 15,6 V foi escolhido para V2 por ser o máximo que a máquina de soldagem dispõe. Nesse caso, a soldagem foi realizada em um único estágio de aplicação de tensão elétrica.

### c) Comprimento de recalque

Na condição de referência, utiliza-se 5,2 mm de recalque. Os comprimentos de recalque avaliados foram 3,7 mm e 6,2 mm, respectivamente, nas condições BUp e AUp. Os gráficos de monitoramento dos parâmetros de soldagem empregando-se esses dois valores estão mostrados na figura 4.6.

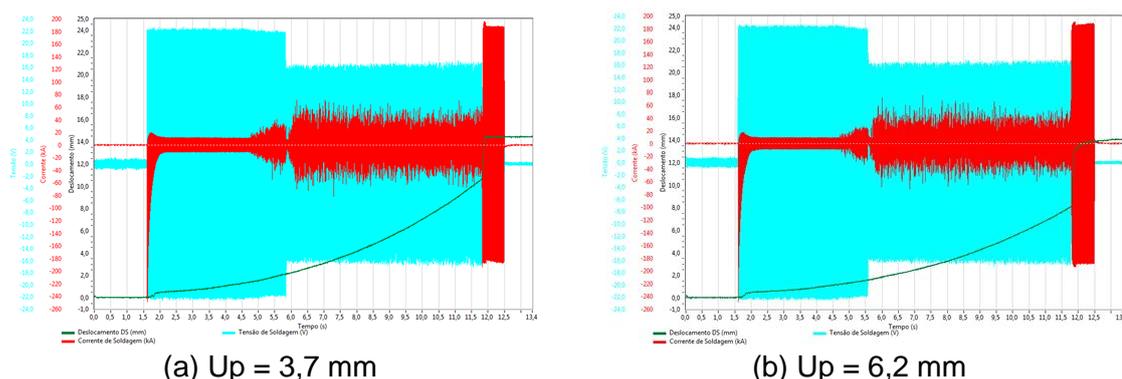


FIGURA 4.6 – Visualização gráfica das condições de soldagem com a utilização de 3,7 mm e 6,2 mm de recalque.

O recalque foi realizado rapidamente nas condições BUp e de referência. Porém, na condição AUp, a máquina de soldagem também atingiu o limite de força e, para finalizar o recalque, as partes também precisaram de amaciamento adicional por efeito Joule próximo ao final do recalque, semelhante ao ocorrido em BTV, razão pela qual não foram avaliados comprimentos de recalque maiores que 6,2 mm. Por outro lado,

3,7 mm de Up foi selecionado para assegurar a expulsão da zona fundida e de contaminantes com base na experiência na linha de produção, embora valores menores pudessem ter sido testados.

Também na figura 4.6, para 14,3 mm de extensão inicial, o aumento do comprimento de recalque diminuiu a distância percorrida pela mesa móvel durante a etapa de centelhamento, conforme se verifica entre BUp e AUp. Consequentemente, ocorreu atraso no início do centelhamento no primeiro estágio, que durou 1,2 s em BUp e 0,8 s em AUp. Na condição de referência, o centelhamento no primeiro estágio durou 1,1 s.

#### d) Extensão inicial

A extensão inicial na condição de referência é 14,3 mm. Nas condições BEi e AEi, os valores testados foram, respectivamente, 11,0 mm e 17,3 mm, figura 4.7.

Mantendo-se os demais parâmetros fixos, a diminuição de Ei reduz Tf e prolonga o início de centelhamento, figura 4.7. Na condição BEi, o início do centelhamento, inclusive, não ocorreu no primeiro estágio, o que não configura uma boa prática de soldagem, pois valores mais altos de tensão elétrica são melhores para assegurar o início do centelhamento, o que é feito no primeiro estágio. Na tabela IV.6, estão mostrados os valores de T1, T2 e Tf para as condições BEi e AEi.

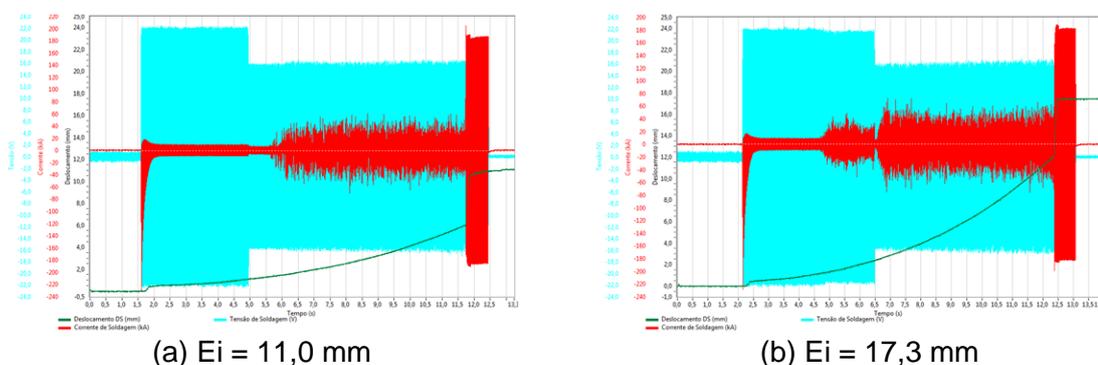


FIGURA 4.7 – Visualização gráfica das condições de soldagem com a utilização de 11,0 mm e 17,3 mm de extensão inicial.

TABELA IV.6 – Tempos de aplicação de tensão elétrica, de centelhamento e de início de centelhamento para as condições BEi, AEi e de referência.

Condição de soldagem	Tv (s)	Tv1 (s)	Tv2 (s)	T1 (s)	T2 (s)	Tf1 (s)	Tf2 (s)	Tf (s)
BEi	10,1	4,1	6,0	4,1	0,70	0	5,3	5,3
Referência	10,1	4,1	6,0	3,0	0,10	1,1	5,9	7,0
AEi	10,1	4,1	6,0	2,5	0,10	1,6	5,9	7,5

Mantendo fixo o comprimento de recalque em 5,2 mm, a diminuição da extensão inicial reduz a aceleração da mesa móvel.

Assim como nas condições BTv e AUp, ao selecionar 11,0 mm de extensão inicial, a máquina de soldagem atingiu o limite de força próximo ao final do recalque, motivo pelo qual valores de  $E_i$  inferiores a 11,0 mm não foram avaliados. Embora a máquina de soldagem permita selecionar valores entre 7,0 e 41,0 mm de  $E_i$ , não foram selecionados valores maiores que 17,3 mm devido à possibilidade de ocorrência de encavalamento, com base em experiência industrial.

### e) Tempo de aplicação de corrente elétrica no recalque

Na condição de referência,  $T_u$  é 0,6 s. Os valores avaliados foram de 0,2 s e 0,9 s, respectivamente, nas condições BTu e ATu. Os gráficos de monitoramento de parâmetros de soldagem com os valores avaliados estão mostrados na figura 4.8.

Tanto na condição de referência quanto nas condições BTu e ATu, o tempo de aplicação de corrente elétrica foi maior que o necessário para realizar o recalque, que durou em torno de 0,1 s. O tempo de aplicação de corrente elétrica adicional atuou, portanto, como pós-aquecimento, reduzindo o gradiente térmico da junta após recalque.

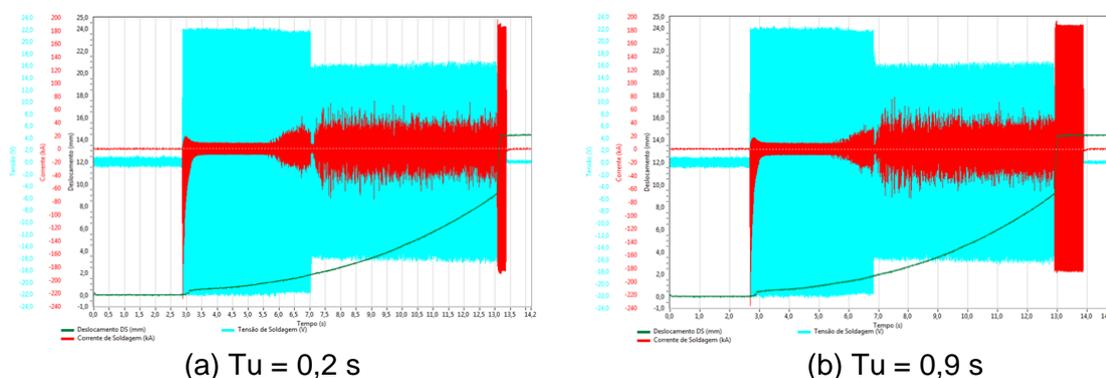


FIGURA 4.8 – Visualização gráfica das condições de soldagem com a utilização de 0,2 s e 0,9 s de corrente elétrica no recalque.

Na tabela IV.7, está mostrado o percentual de  $T_u$  utilizado para realizar o recalque ( $T_{uS}$ ) e para pós-aquecimento ( $T_{uA}$ ). Nas condições de referência e ATu, a maior quantidade da energia térmica gerada foi empregada para pós-aquecer a junta e não para amaciar as partes para o recalque. Apenas na condição BTu, a energia térmica gerada no recalque foi distribuída igualmente para realizar as funções de facilitar o recalque e pós-aquecer a junta.

TABELA IV.7 – Percentuais de Tu utilizados para viabilizar o recalque e para pós-aquecer as juntas nas condições BTu, ATu e de referência.

Condição de soldagem	TuS		TuA	
	(s)	(%)	(s)	(%)
BTu	0,1	50	0,1	50
Referência	0,1	17	0,5	83
ATu	0,1	11	0,8	89

Cabe informar que a corrente elétrica de recalque varia de acordo com a tensão elétrica no segundo estágio. Na condição de referência, com a aplicação de 11 V, a tensão elétrica eficaz no recalque ( $V_u$ ) foi de 8,5 V, o que correspondeu ao fornecimento em torno de 131 kA de corrente elétrica eficaz ( $I_u$ ). Esses valores de tensão e corrente elétrica eficazes da condição de referência foram os mesmos utilizados nas condições BTv, ATv, BU<sub>p</sub>, AU<sub>p</sub>, BEi, AEi, BTu, ATu, BTp e ATP. Na tabela IV.8, estão mostrados os valores de tensão e corrente elétrica eficazes no recalque nas condições BV2 e AV2. Considerando as condições de operação, uma vez que se aplica corrente elétrica na etapa de recalque, a máquina de soldagem realiza menor esforço para realizar o recalque com o aumento de V2.

TABELA IV.8 – Tensão e corrente elétrica eficazes de recalque nas condições de referência, BV2 e AV2.

Condição de soldagem	$V_u$ (V)	$I_u$ (kA)
BV2	7,0	99
Referência	8,5	127
AV2	12,0	191

#### f) Tempo de pós-aquecimento

Na condição de referência, o pós-aquecimento dura 13 s. Nas condições BTp e ATP,  $T_p$  foi, respectivamente, 8,1 e 20,4 s. Na figura 4.9, estão mostradas visualizações gráficas das condições de pós-aquecimento para BTp e ATP. Importante comentar que  $T_p$  na condição de referência foi o mesmo das condições BTv, ATv, BV2, AV2, BU<sub>p</sub>, AU<sub>p</sub>, BEi, AEi, BTu e ATu.

O pós-aquecimento é uma etapa adicional e, sempre que possível, deve-se ajustar os demais parâmetros de modo que ele não seja necessário, visando a redução do consumo energético e do tempo de soldagem. O aço em análise era soldado na condição de referência sem pós-aquecimento e, o resultado, era a obtenção de juntas com problemas de integridade.

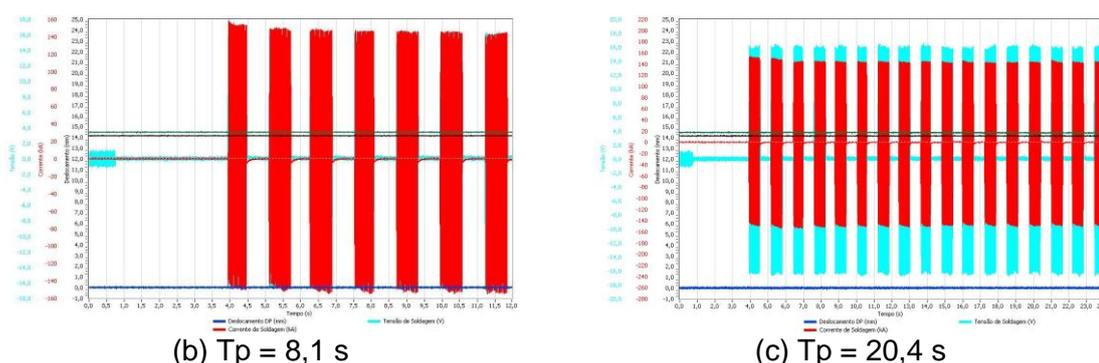


FIGURA 4.9 – Visualização gráfica das condições de pós-aquecimento por 8,1 s e 20,4 s.

O tempo de 8,1 s de pós-aquecimento foi selecionado para verificar a possibilidade de melhoria de produtividade. Já 20,4 s é um valor limite para que, no tempo disponível em condições industriais e em caso de imprevistos, seja possível refazer a soldagem pelo menos mais uma vez. Se for observada melhoria no desempenho das juntas, o tempo de pós-aquecimento poderá ser estendido para 20,4 s sem comprometer a produção industrial.

Conforme tópico 4.3.1, a corrente elétrica utilizada para pós-aquecer é aplicada em intervalos de 0,7 s, com tempo entre aplicações de 0,53 s. O tempo de pós-aquecimento, portanto, não correspondeu ao tempo real de aplicação de corrente elétrica. O tempo de aplicação ( $T_{cp}$ ) e o tempo sem aplicação de corrente elétrica ( $T_{pw}$ ) estão mostrados na tabela IV.9, para as condições de referência, B $T_p$  e A $T_p$ .

TABELA IV.9 – Tempos com e sem aplicação de corrente elétrica no pós-aquecimento.

Condição de soldagem	$T_{cp}$		$T_{pw}$		$T_p$
	(s)	(%)	(s)	(%)	
B $T_p$	4,9	60,5	3,2	39,5	8,1
Referência	7,7	59,2	5,3	40,8	13,0
A $T_p$	11,9	58,3	8,5	41,7	20,4

Durante a obtenção das juntas, não foram utilizados recursos que possibilitassem monitorar o ciclo térmico de soldagem nem de pós-aquecimento.

Para cada condição de soldagem, estimou-se a quantidade de calor gerada no 1º estágio de centelhamento, no 2º estágio de centelhamento, no recalque, no pós-aquecimento e total a partir dos valores de tensão elétrica eficaz, corrente elétrica eficaz e do tempo de aplicação de corrente elétrica obtidos em cada uma dessas etapas. Para essa estimativa, utilizou-se a equação (4.10), obtida substituindo-se o valor de R da equação (3.5) na equação (3.1).

$$Q = \int_0^t UI dt \quad (4.10)$$

Além disso, foi calculada a aceleração da mesa móvel,  $\alpha$ , em [mm/s<sup>2</sup>], para cada condição de soldagem, com base na equação (4.11). Nessa equação, os valores de  $Ei$  e  $Up$  devem ser dados em [mm]. Para estimar essa equação, considerou-se o perfil de deslocamento parabólico da mesa móvel e a velocidade inicial igual a zero.

$$\alpha = \frac{2[Ei-Up-0,5]}{Tv^2} \quad (4.11)$$

Para cada condição de soldagem, foram obtidas quatro juntas soldadas para as seguintes finalidades:

- Uma para realização de ensaios de embutimento;
- Uma para retirada de amostras para análises metalográficas e cps para ensaios de tração das juntas como obtidas;
- Uma para laminação a frio até 1,85 mm de espessura (deformação verdadeira de 0,87), recozimento posterior e realização de ensaios de tração a quente. Nas juntas laminadas e nas recozidas, foram retiradas amostras metalográficas e cps de tração;
- Uma para laminação a frio até as espessuras correspondentes às reduções intermediárias de laminação industrial, que foram de 3,50, 2,75 e 2,25 mm, equivalente às deformações verdadeiras de 0,23, 0,47 e 0,67 respectivamente, e retirada de cps para ensaios de tração das juntas nessas espessuras.

#### 4.4. Laminação a frio

As juntas destinadas à laminação foram laminadas a frio em laminador piloto quádruplo reversível, utilizando-se cilindros de 400 mm de diâmetro e 400 mm de comprimento da mesa. A velocidade de laminação foi de 25 m/min e a espessura das juntas foi reduzida por meio de passes de 0,05 mm de redução, com aplicação de emulsão lubrificante. Para que fossem laminadas, as juntas foram divididas em seis partes iguais, com tamanho aproximado de 212 mm, conforme figura 4.10. A laminação, por sua vez, ocorreu na direção perpendicular à junta.

Nas juntas laminadas até 1,85 mm, a laminação foi realizada em todas as seis partes. Para essas juntas, obteve-se o somatório do comprimento das trincas após laminação

e, a partir desse somatório, mediu-se a fração da largura das juntas correspondente a trincas, denominada, neste estudo, como percentual defeituoso (%D).

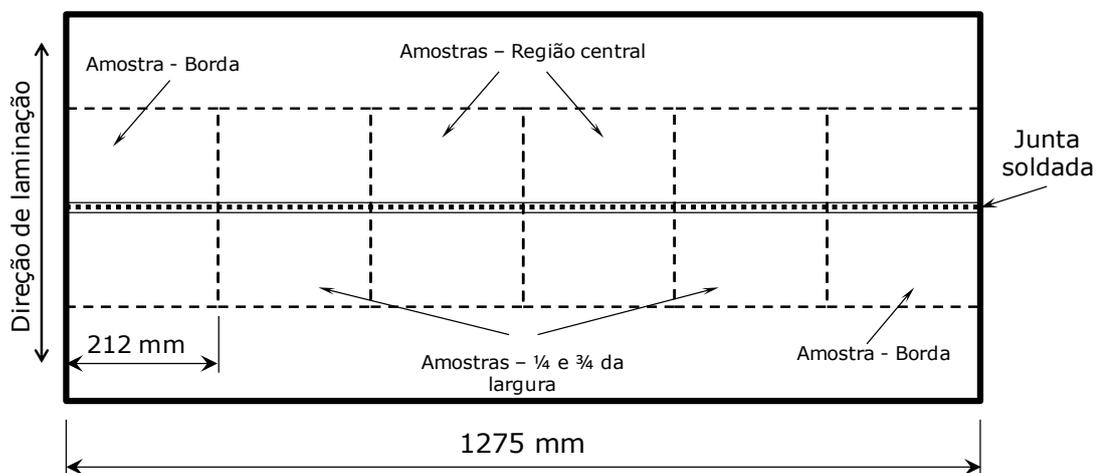


FIGURA 4.10 – Esquema de preparação das juntas soldadas para laminação a frio piloto.

Nas juntas destinadas à medição das propriedades mecânicas nas espessuras intermediárias de laminação, de 3,50, 2,75 e 2,25 mm, foram laminadas apenas as partes correspondentes a  $\frac{1}{4}$  e a  $\frac{3}{4}$  da largura da junta.

#### 4.5. Reozimento

As juntas laminadas a frio até 1,85 mm de espessura foram, em seguida, encaminhadas para recozimento utilizando-se o ciclo térmico mostrado na tabela IV.10 e na figura 4.11. O recozimento foi realizado nas amostras retiradas na região central das juntas, figura 4.10, em forno piloto do equipamento HDPS (*Hot Dip Galvanizing Simulator*).

TABELA IV.10 – Ciclo térmico de recozimento das juntas soldadas. Temperatura inicial de 40°C.

Etapa		Descrição		
		Temperatura (°C)	Taxa (°C/s)	Duração (s)
1ª	Aquecimento	780	3,2	233
2ª	Encharque	780	0	85
3ª	1º resfriamento	630	-4,3	35
4ª	2º resfriamento	310	-15,8	20
5ª	Envelhecimento	310	0	476
6ª	3º resfriamento	180	-1,4	92
7ª	4º resfriamento	40	-9,3	15

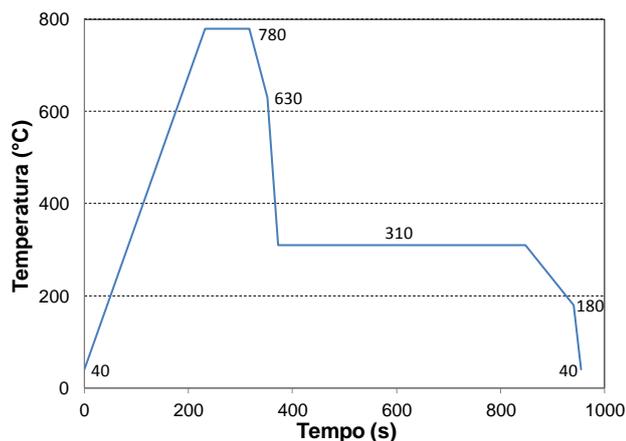


FIGURA 4.11 – Representação gráfica do ciclo térmico de recozimento das juntas.

#### 4.6. Análises dilatométricas

Análises dilatométricas foram realizadas no metal base e na ZAC das juntas soldadas laminadas até 1,85 mm de espessura, com o objetivo de obter as temperaturas de transformação Ac1, Ac3, Ar1, Bs e Mi. Essas análises foram realizadas em dilatômetro DIL 805A/D-Bähr, em amostras de 10 mm de comprimento com seção retangular de 4,4 x 4,0 mm, orientadas com o eixo maior paralelamente à direção de laminação, utilizando-se o ciclo de recozimento mostrado na tabela IV.10 e figura 4.11. A temperatura Mi foi medida após resfriamento a 100°C/s da amostra até 40°C ao final do encharque.

#### 4.7. Análises metalográficas

As análises metalográficas foram realizadas por microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV – 20 kV) com auxílio da técnica de espectrometria de energia dispersiva (EDS) e consistiram basicamente na caracterização das inclusões e da microestrutura da ZAC e do metal base. Essas análises foram realizadas em seções orientadas na direção de laminação, no plano da espessura das tiras e das juntas. As análises por microscopia eletrônica foram realizadas utilizando-se microscópio eletrônico de varredura EVO-50 ZEISS.

##### 4.7.1. Metal base

O metal base foi analisado nas tiras laminadas a quente, laminadas a frio até 1,85 mm e após recozimento, a ¼ da espessura das tiras. Nas tiras laminadas a quente e a frio, as análises foram feitas no centro da largura e em uma das bordas das tiras. Na tira

laminada a quente, a microestrutura foi registrada em dois locais distanciados em 10 m ao longo do comprimento da tira. Na tira recozida, as análises foram realizadas no centro da largura. As análises foram as seguintes:

- Classificação das inclusões, com base na Carta Padrão I da norma ASTM E45/2005<sup>(34)</sup>, em seções polidas, somente na tira laminada a quente.
- Medição da fração volumétrica de constituintes, utilizando-se *Software Quantimet* versão 4.8, a  $\frac{1}{4}$  da espessura das tiras como laminadas a quente e após recozimento. Obteve-se a média e o desvio padrão da amostra de vinte medições. As seções metalográficas foram analisadas após ataque com os reagentes nital 4%, para quantificar a ferrita, e metabissulfito de sódio, para quantificar o constituinte MA.
- Medição do diâmetro médio do grão ferrítico (d) e do nº ASTM (G), utilizando-se o método dos interceptos com base na norma ASTM E112/2010<sup>(35)</sup>. A medição foi realizada a  $\frac{1}{4}$  da espessura da tira como laminada a quente, em seções metalográficas atacadas com reagente químico nital 4%. Obteve-se o valor médio e o desvio padrão da amostra de seis medições.

#### **4.7.2. Zona afetada pelo calor (ZAC)**

A ZAC foi analisada no centro da largura e em uma das bordas das juntas como obtidas e após laminação a frio. Após recozimento, a ZAC foi analisada apenas no centro da largura. As análises foram realizadas a  $\frac{1}{4}$  da espessura das juntas e foram as seguintes:

- Caracterização de inclusões na linha de solda, em seções polidas e após ataque com reagente nital 4%, nas condições após laminação a quente, laminação a frio e recozimento.
- Identificação de constituintes e registro da microestrutura na linha de solda (LS), na região de granulação grosseira (RGG), na região de grãos refinados (RGR), na região intercrítica (RI) e na região subcrítica (RS), em seções observadas após ataque com reagente nital 4%. Para registro da microestrutura, a RGG foi considerada o local distante 0,25 mm da linha de solda.

Os constituintes da ZAC foram identificados utilizando-se, como referência, a classificação adotada pelo *The Welding Institute* (TWI)<sup>(36)</sup>, conjuntamente com a abordagem clássica de pesquisadores da área de transformação de fases<sup>(37-39)</sup>.

Na ZAC e no metal base, as análises metalográficas representativas das bordas foram realizadas a 10 mm de distância de uma das bordas, respectivamente, das juntas soldadas e das tiras.

## 4.8. Ensaaios mecânicos

### 4.8.1. Metal base

- Ensaios de tração em temperatura ambiente, com base na norma ASTM E8/2009<sup>(40)</sup>, utilizando-se cps *sheet type*, de 50 mm de base de medida, ASTM A370/2009<sup>(41)</sup>. Foram medidos o limite de escoamento (LE), o limite de resistência (LR), o alongamento uniforme (Alu) e o alongamento total (Alt). Os ensaios foram executados nas tiras laminadas a quente, laminadas a frio até 1,85 mm e nas tiras recozidas. Nas tiras laminadas a quente e a frio até 1,85 mm, foram retirados três cps no centro da largura e três cps próximos a uma das bordas. Na tira recozida, foram retirados três cps na região central da tira, figura 4.10. Na tira laminada a quente, os ensaios foram realizados em quatro locais ao longo do comprimento da tira, distantes a cada 4 m aproximadamente.
- Ensaios de dureza Vickers, norma ASTM E92/2010<sup>(42)</sup>, utilizando-se carga de ensaio de 500 gf, a  $\frac{1}{4}$  da espessura da tira, nas mesmas seções das análises metalográficas. Os ensaios foram realizados nas tiras laminadas a quente, a frio até 1,85 mm e recozidas.

### 4.8.2. Juntas soldadas

- Ensaios de dureza Vickers, norma ASTM E92/2010<sup>(42)</sup>, utilizando-se carga de ensaio de 500 gf. Obteve-se o perfil de dureza ao longo da ZAC, a  $\frac{1}{4}$  da espessura das juntas, com distância entre impressões de 0,25 mm, nas mesmas seções das análises metalográficas. Determinou-se a dureza máxima da ZAC, considerada a média dos quatro resultados mais próximos da LS. Os ensaios foram realizados no centro da largura e em uma das bordas das juntas

como obtidas e após laminação a frio. Após recozimento, os ensaios foram realizados apenas na região central da junta.

A partir do levantamento dos perfis de dureza, mediu-se o comprimento aproximado das ZACs, utilizando-se o critério que elas se estendem até o local que assume a dureza do metal base. Embora seja uma boa aproximação, esse critério pode não fornecer precisamente o comprimento real da ZAC, uma vez que as regiões mais distanciadas da LS, como a região subcrítica, podem possuir dureza similar à do metal base, acarretando em erro de medição.

- Ensaios de embutimento Erichsen modificado, norma ABNT NBR 5902<sup>(43)</sup>. Foram realizados dez ensaios igualmente espaçados ao longo das juntas como obtidas, conforme figura 4.12, para verificar a direção de propagação das trincas após fratura. Se as trincas se propagaram na direção de laminação, as juntas foram consideradas aprovadas e, se propagaram ao longo da linha de solda, reprovadas. Mediu-se o número de resultados reprovados e obteve-se o percentual de aprovação para cada condição de soldagem. A matriz de ensaio possuía 33 mm de diâmetro e o punção utilizado para aplicar o esforço apresentava extremo esférico de 20 mm de diâmetro.

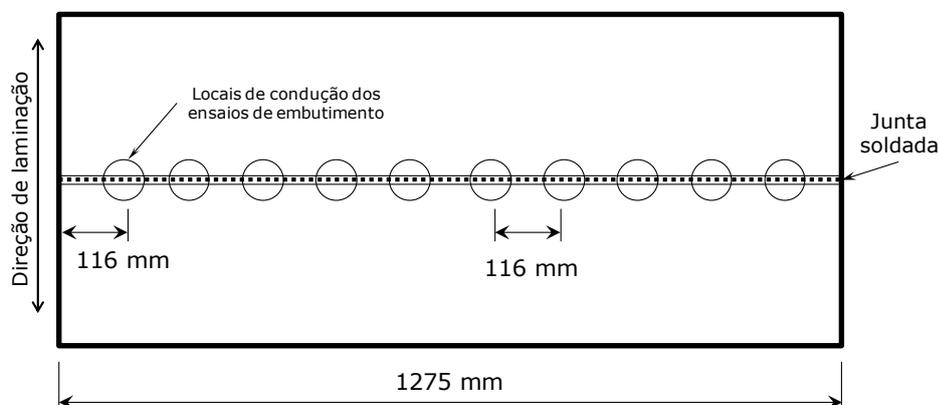


FIGURA 4.12 – Representação dos locais de realização dos ensaios de embutimento.

- Ensaios de tração, norma ASTM E8/2009<sup>(40)</sup>, utilizando-se cps *sheet type*, de 50 mm de base de medida, norma ASTM A370/2009<sup>(41)</sup>, orientados na direção de laminação. Em todos os casos, a linha de solda foi posicionada no centro do comprimento dos cps. Nas juntas como obtidas e laminadas a frio até 1,85 mm de espessura, os ensaios foram realizados no centro da largura e nas duas bordas das juntas, utilizando-se três cps em cada uma dessas posições, perfazendo nove cps, figura 4.13. Nas juntas recozidas, foram ensaiados três cps por condição de soldagem, retirados no centro da largura das juntas. Nas

juntas laminadas até 3,50, 2,75 e 2,25 mm de espessura, os cps foram extraídos das amostras de laminação retiradas a  $\frac{1}{4}$  e  $\frac{3}{4}$  da largura das juntas e ensaiados três cps por espessura. Foram medidas as mesmas propriedades mecânicas citadas para o metal base.

- Ensaios de tração em alta temperatura, em cps com 50 mm de base de medida e 6 mm de largura na parte útil, retirados a  $\frac{1}{4}$  da largura das juntas após serem laminadas a frio até 1,85 mm de espessura. Os cps foram aquecidos até 780°C, temperatura de encharque do ciclo térmico de recozimento na tabela IV.10 e figura 4.11, com taxas entre 0,50 a 0,65°C/s a partir de 40°C, e tracionados após atingirem essa temperatura. Foram ensaiados dois cps por condição de soldagem.

Todos os ensaios de tração foram realizados em máquina de tração INSTRON modelo 5882 e os ensaios de dureza, em durômetro Vickers FM-ARS9000.

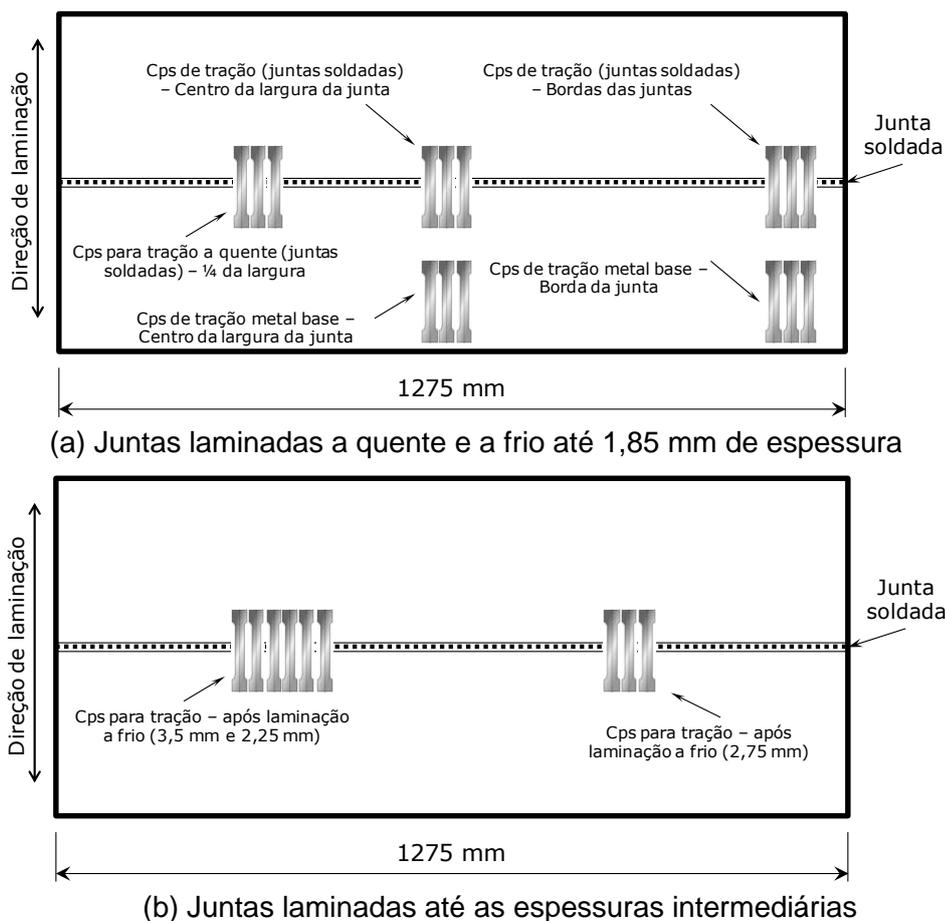


FIGURA 4.13 – Representação esquemática dos locais de retirada dos cps de tração.

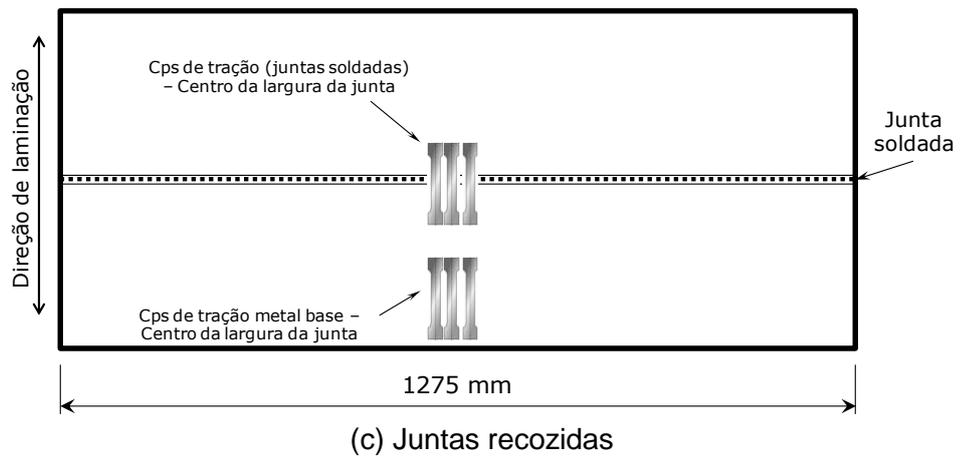


FIGURA 4.13 – Continuação.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1. Caracterização do metal base

#### 5.1.1. Limpidez

O metal base possuiu inclusões finas de sulfetos, alumina e de óxidos globulares aleatoriamente distribuídas no aço. Os sulfetos foram classificados como 0,5F, a alumina como 0,5F e os óxidos globulares como 1,0F, tabela V.1. Os sulfetos apresentaram-se alongados e orientados na direção de laminação.

TABELA V.1 – Resultado da classificação das inclusões.

Sulfetos	Alumina	Silicatos	Óxidos globulares
0,5F	0,5F	-	1,0F

A partir dos resultados da classificação de inclusões, pode-se considerar que o metal base exibiu boa limpidez e que as inclusões apresentaram-se em quantidade que praticamente não influenciou as propriedades mecânicas do metal base nem das juntas. Na figura 5.1, está mostrada uma região representativa com as inclusões do metal base.

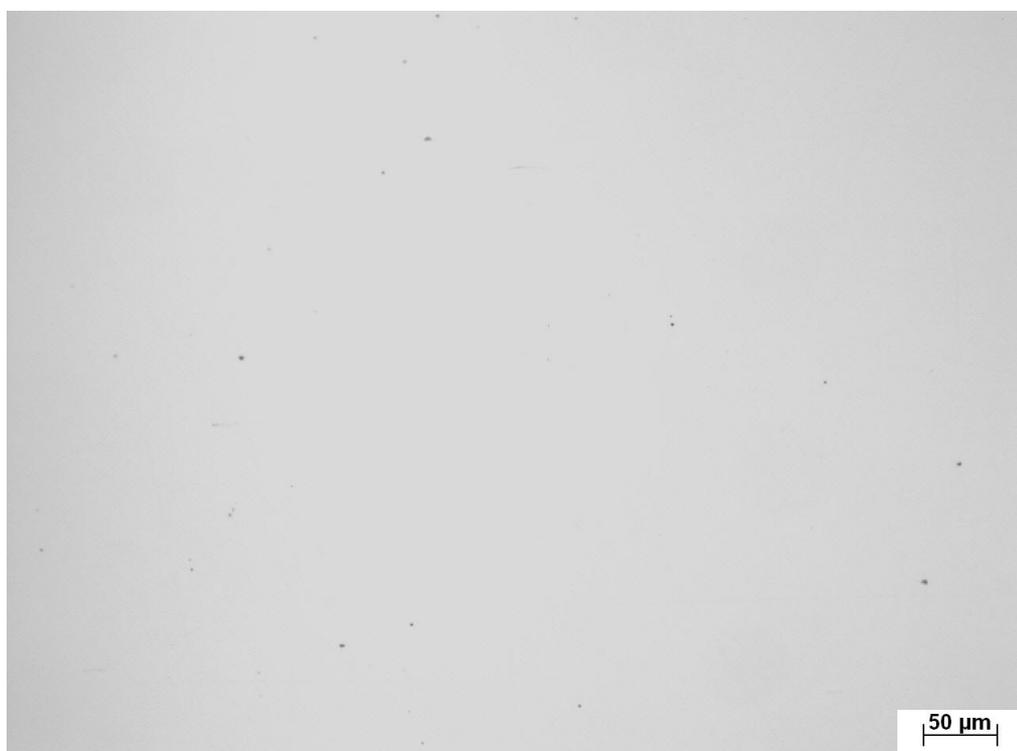


FIGURA 5.1 – Região representativa com as inclusões do metal base. Superfície polida.

As inclusões classificadas como sulfetos foram MnS e as classificadas como alumina e óxidos globulares foram, em maioria, constituídas por Al, Ca e O, sendo o cálcio com maior intensidade de contagem nessas inclusões globulares, figura 5.2. O Mg foi verificado em parte das inclusões e pode-se considerar que elas também possuíam espinélio em suas constituições,  $MgAl_2O_4$ . O Fe detectado corresponde à matriz do aço e o Au é o recobrimento condutor elétrico requerido para análise.

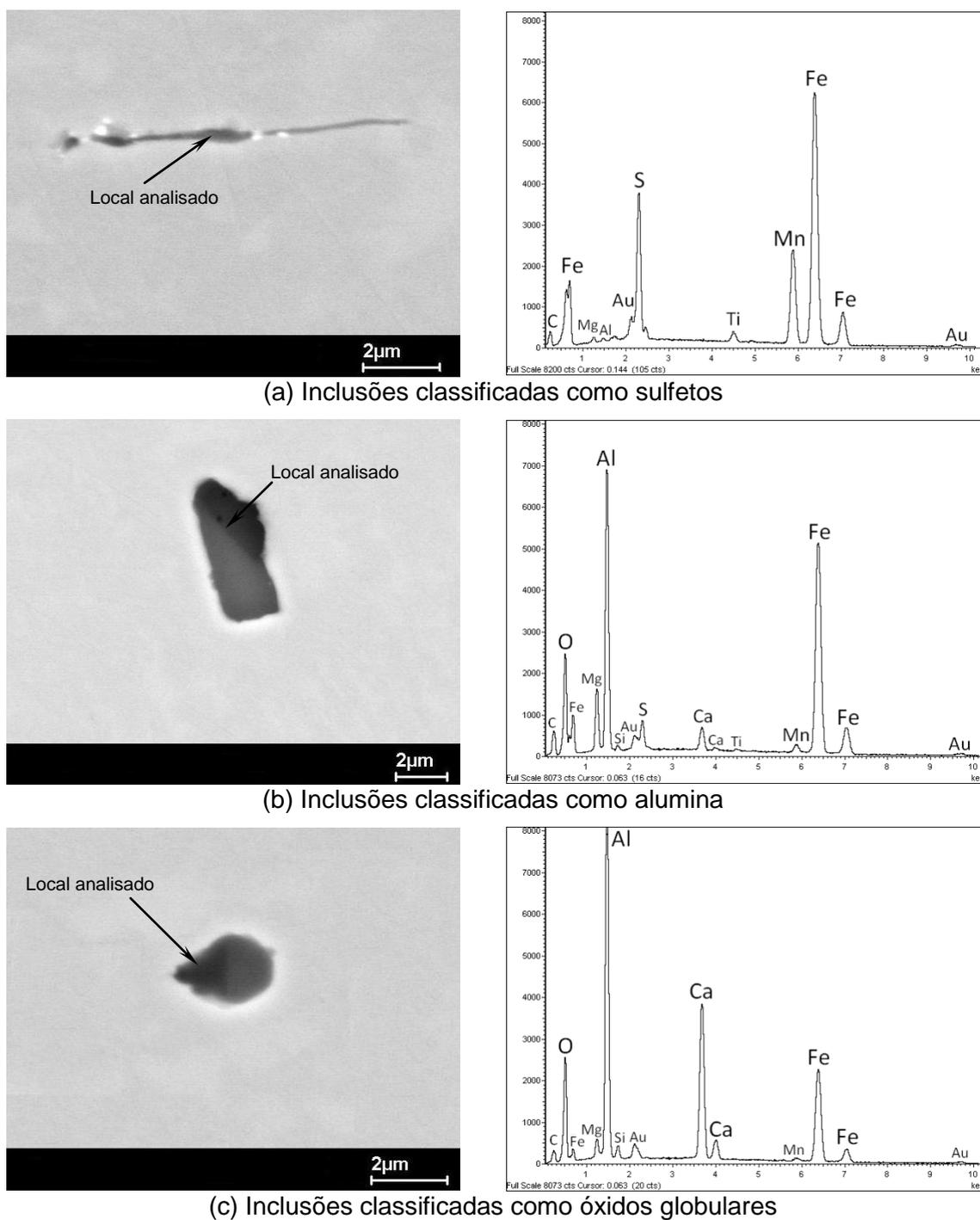


FIGURA 5.2 – Espectro de EDS das inclusões no metal base. Superfície polida.

### 5.1.2. Microestrutura

No trecho da tira a quente utilizado para obtenção das juntas, a microestrutura apresentou diferenças locais na fração volumétrica de constituintes, em particular de bainita. Em termos gerais, o metal base apresentou microestrutura bandeada e constituída por  $60,3 \pm 3,9\%$  de ferrita e  $39,7 \pm 3,9\%$  de outros constituintes. Estes outros constituintes foram perlita e bainita, sendo a perlita predominante em todos os locais analisados. A fração volumétrica de bainita variou ao longo do comprimento da tira a quente, exibindo quantidade considerável em alguns locais e traços em outros, resultado de variações na taxa de resfriamento durante e após a laminação a quente. A microestrutura do metal base está mostrada, representativamente, na figura 5.3, em dois locais distantes em 10 m ao longo do trecho da tira a quente analisado.

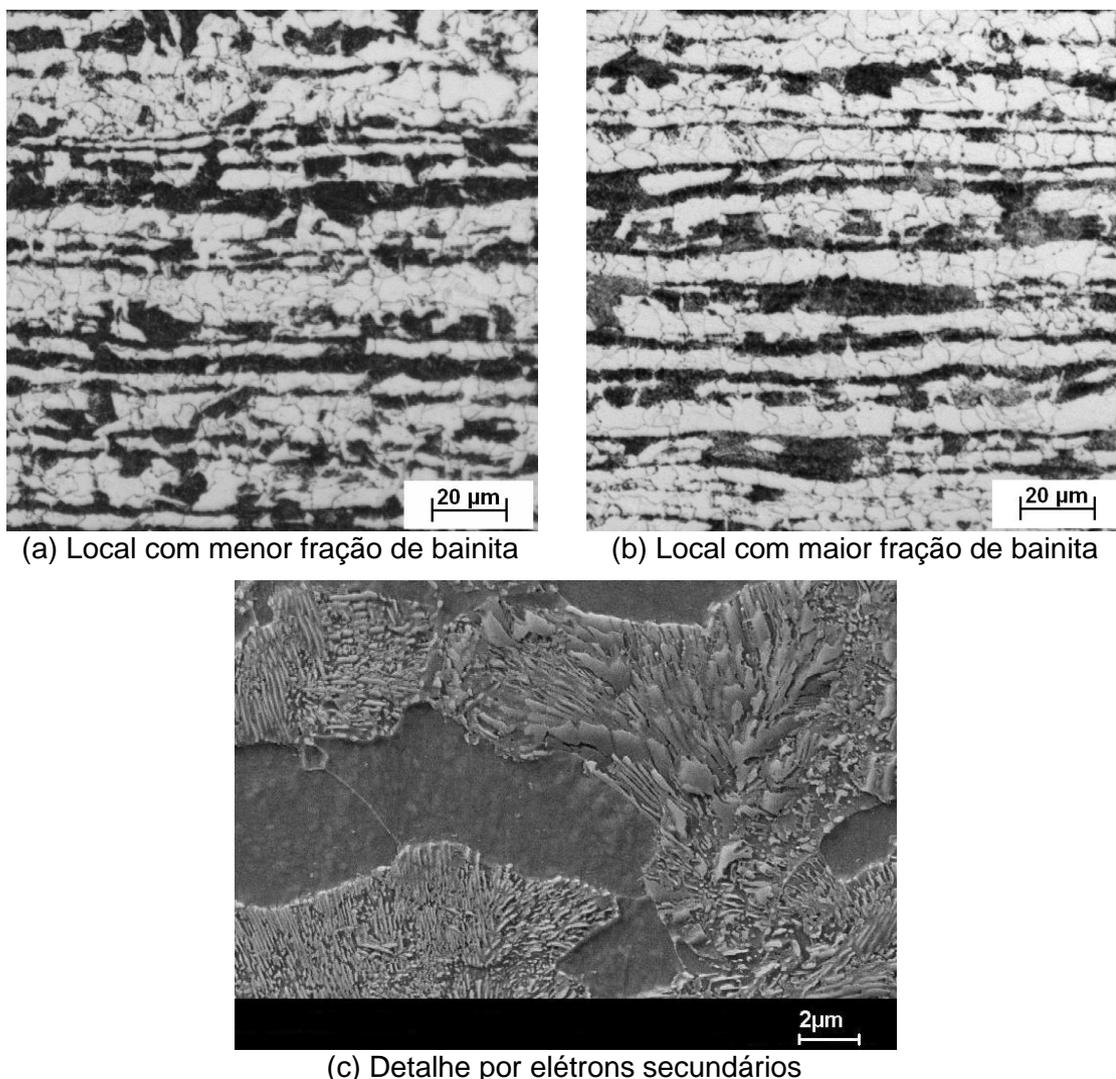


FIGURA 5.3 – Microestrutura do metal base, no centro da largura, em dois locais distantes em 10 m, (a) e (b), ao longo do trecho da tira a quente utilizado para retirada das juntas. Ataque: Nital 4%.

Diferenças na microestrutura também foram constatadas entre bordas e centro da largura da tira. Devido à maior taxa de resfriamento que ocorre durante laminação a quente, houve formação de maior quantidade de bainita nas bordas que no centro da largura da tira, figura 5.4.

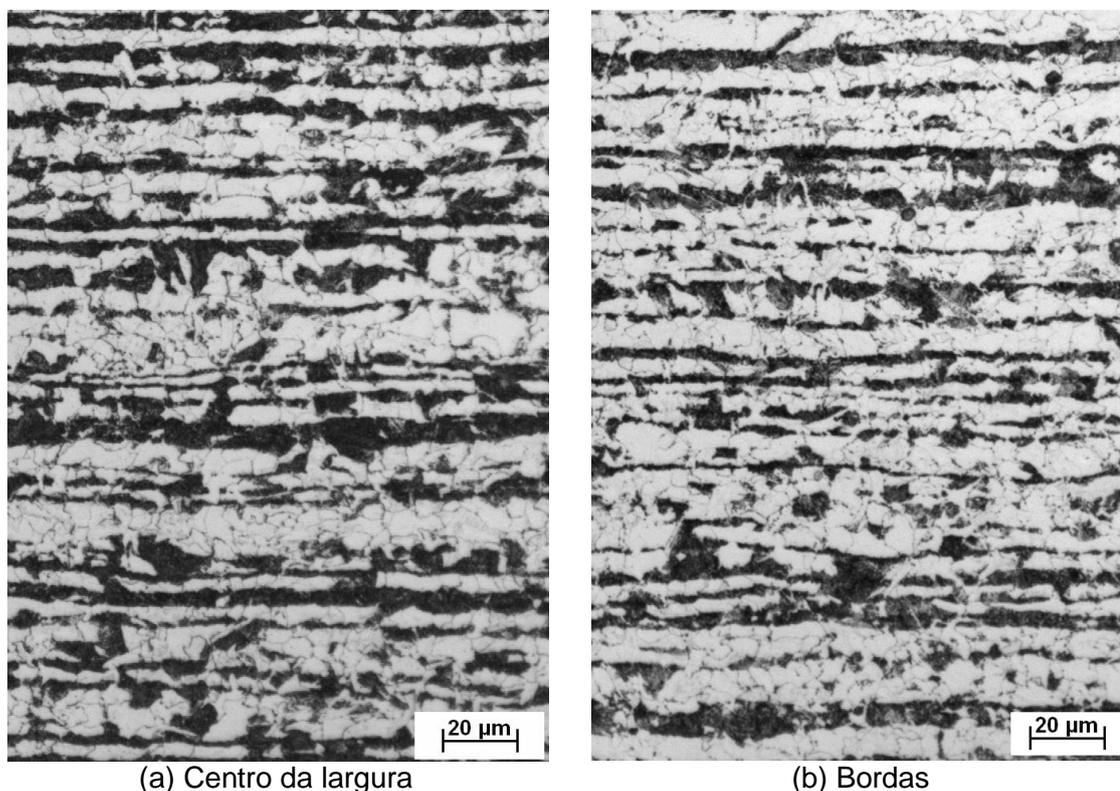


FIGURA 5.4 – Microestrutura no centro da largura e nas bordas da tira. Ataque: Nital 4%.

Os locais analisados ao longo da tira a quente apresentaram grão ferrítico de diâmetro médio de  $4,4 \pm 0,4 \mu\text{m}$ , o que corresponde ao número ASTM de  $12,75 \pm 0,27$ . Esse resultado também é representativo das bordas da tira.

Após laminação a frio, a microestrutura do metal base também foi bandeada e constituída por ferrita, perlita e bainita. Neste caso, não foi possível verificar diferenças na fração volumétrica da bainita entre posições ao longo do comprimento da tira e, também, entre bordas e centro da largura, figura 5.5, devido à morfologia alongada adquirida pelos agregados de ferrita e carbonetos, típica do processamento por laminação a frio. No entanto, é provável que as mesmas diferenças de constituintes constatadas ao longo do comprimento e largura da tira a quente ainda se mantenham, uma vez que não ocorrem transformações microestruturais que resultem em mudança da fração volumétrica de constituintes durante a laminação a frio, partindo-se de uma microestrutura prévia constituída por ferrita, perlita e bainita.

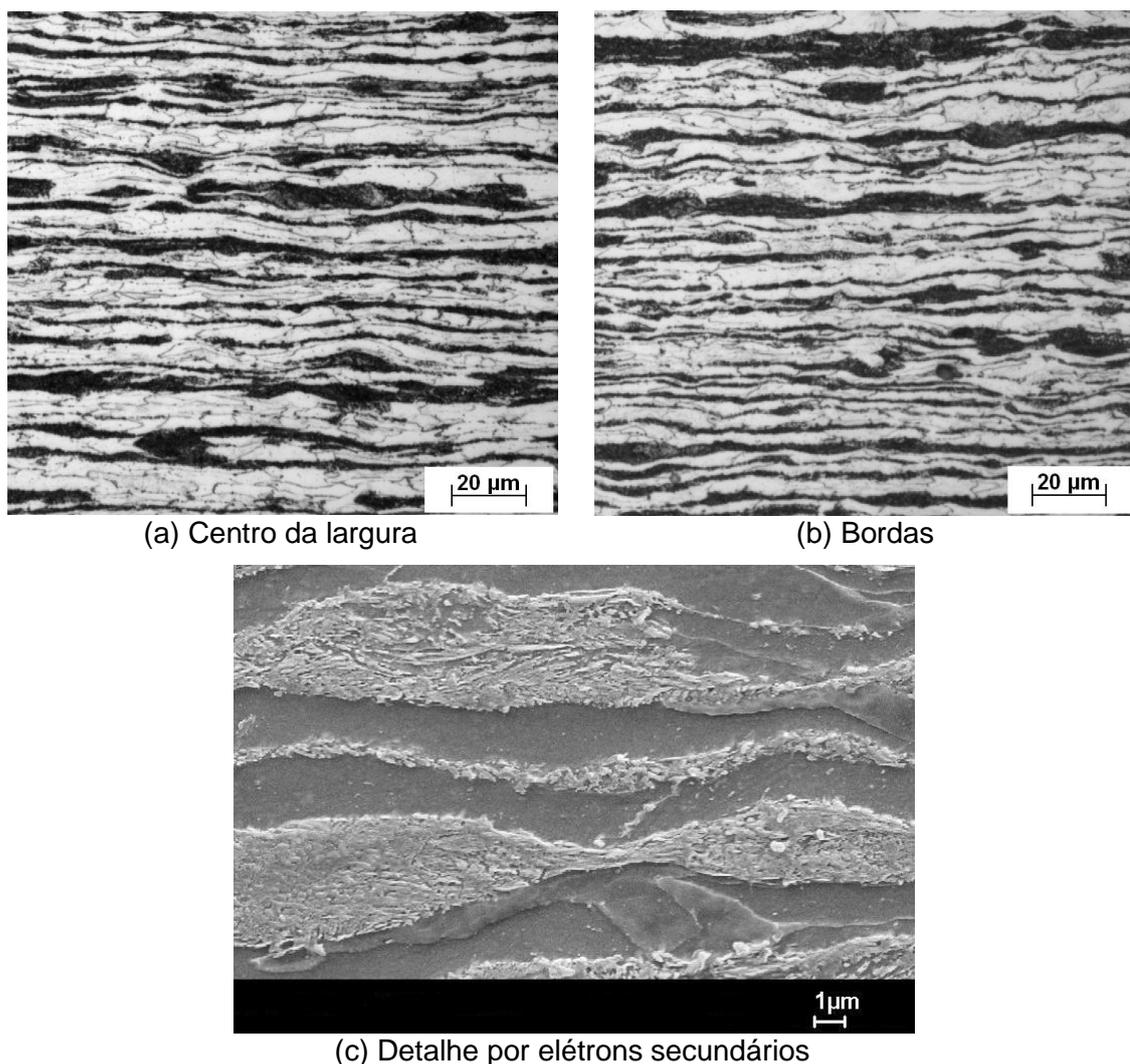


FIGURA 5.5 – Microestrutura do metal base após laminação a frio. Ataque: Nital 4%. Depois de recozido, o metal base também apresentou microestrutura bandeada, porém, constituída por  $36,3 \pm 1,8\%$  de ferrita,  $5,4 \pm 0,5\%$  de MA (martensita e austenita) e  $58,3 \pm 1,8\%$  de outros constituintes, que foram bainita e perlita, figura 5.6, sendo a perlita em quantidade relativamente menor em comparação ao metal base laminado a quente. A microestrutura foi também mais refinada em relação à do metal base laminado a quente e a frio.

No ciclo de recozimento da figura 4.11, o aquecimento do metal base a  $780^{\circ}\text{C}$  promoveu austenitização parcial da microestrutura, uma vez que as temperaturas  $Ac_1$  e  $Ac_3$  do aço foram, respectivamente,  $715^{\circ}\text{C}$  e  $833^{\circ}\text{C}$ . Após encharque a  $780^{\circ}\text{C}$ , a tira foi resfriada até  $310^{\circ}\text{C}$ , iniciando a transformação de bainita, uma vez que  $B_s$  foi em torno de  $330^{\circ}\text{C}$  e a fração volumétrica desse constituinte aumentou durante o envelhecimento. Após o envelhecimento e o 3º resfriamento, houve formação de martensita no 4º resfriamento, considerando que  $M_i$  foi de aproximadamente  $136^{\circ}\text{C}$ .

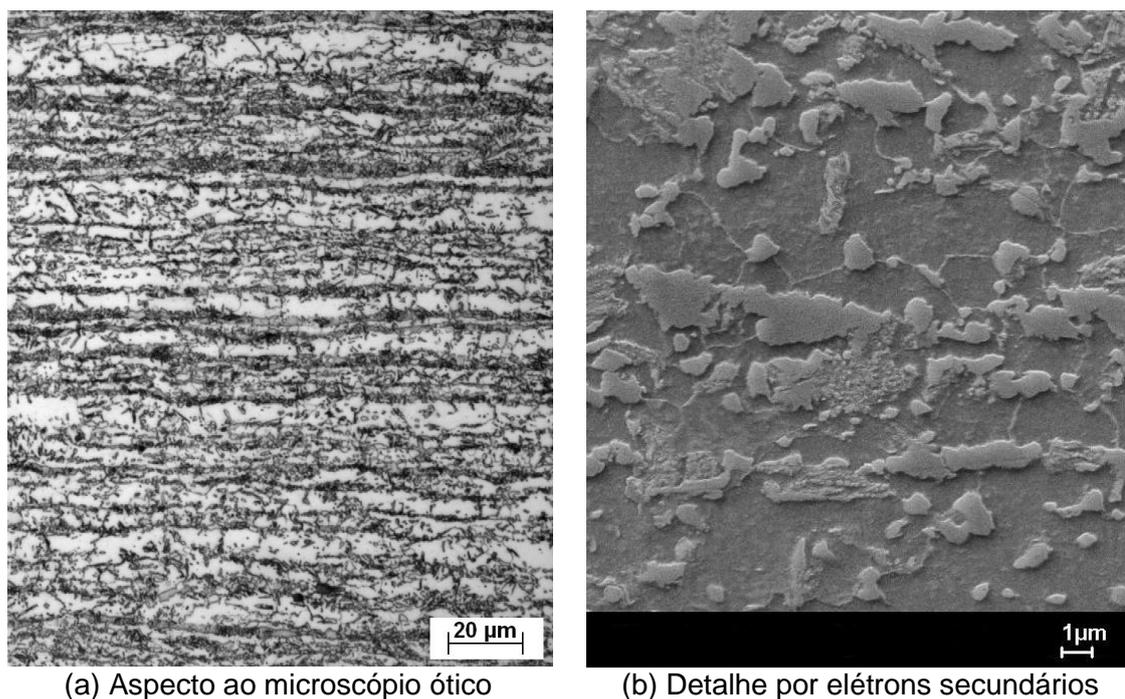


FIGURA 5.6 – Microestrutura do metal base no centro da largura da tira após recozimento. Ataque: Nital 4%.

Os resultados das medições da fração volumétrica de constituintes do metal base estão mostrados na tabela V.2. Os resultados apresentaram, de maneira geral, pequena dispersão, devido à homogeneidade microestrutural entre campos tomados na amostragem. Em relação ao metal base laminado a quente, cabe comentar que os resultados mostrados foram de medições nos locais com traços de bainita.

TABELA V.2 – Fração volumétrica dos constituintes do metal base após laminação a quente, laminação a frio e recozimento.

Metal base	Ferrita (%)	Perlita e bainita (%)	MA (%)
Laminado a quente e a frio	60,3 ± 3,9	39,7 ± 3,9	-
Recozido	36,3 ± 1,8	58,3 ± 1,8	5,4 ± 0,5

### 5.1.3. Propriedades mecânicas do metal base

Devido às diferenças locais da fração volumétrica de bainita, as propriedades mecânicas em tração não foram uniformes ao longo do trecho da tira a quente utilizado no estudo. Na tabela V.3 estão mostradas as propriedades mecânicas em tração do metal base em quatro locais ao longo da tira a quente. Diferenças de 42 MPa no limite de escoamento e de 29 MPa no limite de resistência foram constatadas. O alongamento uniforme e total foram propriedades que não apresentaram diferenças significativas entre os locais analisados.

TABELA V.3 – Propriedades mecânicas do metal base em quatro locais ao longo do trecho da tira a quente utilizado para obtenção das juntas.

Local	LE (MPa)	LR (MPa)	Alu (%)	Alt (%)
1	437 ± 6	607 ± 3	14,0 ± 0,1	25,9 ± 0,7
2	420 ± 3	593 ± 1	14,3 ± 0,2	27,5 ± 1,0
3	455 ± 4	620 ± 1	13,8 ± 0,0	26,5 ± 0,8
4	413 ± 13	591 ± 2	14,7 ± 0,3	26,7 ± 0,9

Comparando-se bordas e centro da largura, verificou-se que o LE e o LR foram maiores nas bordas, conforme resultados de ensaios de tração mostrados na tabela V.4, realizados em um local tomado aleatoriamente ao longo do comprimento da tira a quente. Esse resultado é atribuído à maior fração volumétrica de bainita nas bordas em relação ao centro da largura da tira, conforme figura 5.4. Em analogia à tira a quente, pode-se supor que o centro da largura, após laminação a frio e recozimento, também apresenta menor LE e LR que as bordas da tira.

TABELA V.4 – Comparativo das propriedades mecânicas em tração entre bordas e centro da largura da tira laminada a quente.

Local	LE (MPa)	LR (MPa)	Alu (%)	Alt (%)
Bordas	451 ± 1	617 ± 2	14,1 ± 0,2	26,2 ± 0,7
Centro da largura	442 ± 3	606 ± 1	13,8 ± 0,1	24,6 ± 0,3

Na tabela V.5 estão mostradas as propriedades mecânicas em tração do metal base no centro da largura da tira também após laminação a frio e recozimento. Após laminação a frio, ocorreu aumento de LE e LR e diminuição do Alu e Alt do metal base, como resultado do endurecimento por encruamento imposto pela deformação a frio. Após recozimento, ocorreu diminuição de LE e LR e aumento de Alu e Alt do metal base comparativamente após laminação a frio, o que é resultado da redução do número de defeitos cristalinos provocada pelo tratamento térmico.

TABELA V.5 – Propriedades mecânicas do metal base, no centro da largura da tira, após laminação a quente, laminação a frio e recozimento.

Metal base	LE (MPa)	LR (MPa)	Alu (%)	Alt (%)
Laminado a quente	442 ± 3	606 ± 1	13,8 ± 0,1	24,6 ± 0,3
Laminado a frio	907 ± 2	946 ± 2	1,4 ± 0,0	5,6 ± 0,8
Recozido	487 ± 2	847 ± 5	13,4 ± 0,2	18,6 ± 0,3

O LE e o LR, embora tenham diminuído em relação à condição após laminação a frio, foram maiores e o Alt foi menor que após laminação a quente, devido ao refino

microestrutural e ao aumento da fração volumétrica de MA e bainita em detrimento da ferrita e perlita na microestrutura do metal base laminado a quente. Já Alu do metal base recozido foi próximo do medido na condição após laminação a quente.

Na tabela V.6, está mostrada a dureza do metal base no centro da largura e nas bordas da tira, após laminação a quente, laminação a frio e recozimento. Assim como LE e LR, as bordas apresentaram dureza pouco maior que o centro da largura da tira após laminação a quente e a frio, sendo possível ter ocorrido após recozimento.

TABELA V.6 – Dureza das bordas e do centro da largura da tira laminada a quente, laminada a frio e recozida.

Metal base	Dureza (HV – 500 gf)	
	Centro	Bordas
Laminado a quente	189 ± 3	195 ± 2
Laminado a frio	292 ± 6	298 ± 3
Recozido	237 ± 5	-

As mesmas justificativas apresentadas para explicar a variação da resistência mecânica podem ser utilizadas para explicar a alteração de dureza do metal base após laminação a frio e recozimento. O aumento da dureza após laminação a frio ocorreu devido ao encruamento da microestrutura. Após recozimento, a dureza do metal base diminuiu em relação à condição após laminação a frio, porém, se manteve maior que após laminação a quente, devido ao aumento da fração volumétrica de MA e bainita em detrimento da ferrita e da perlita.

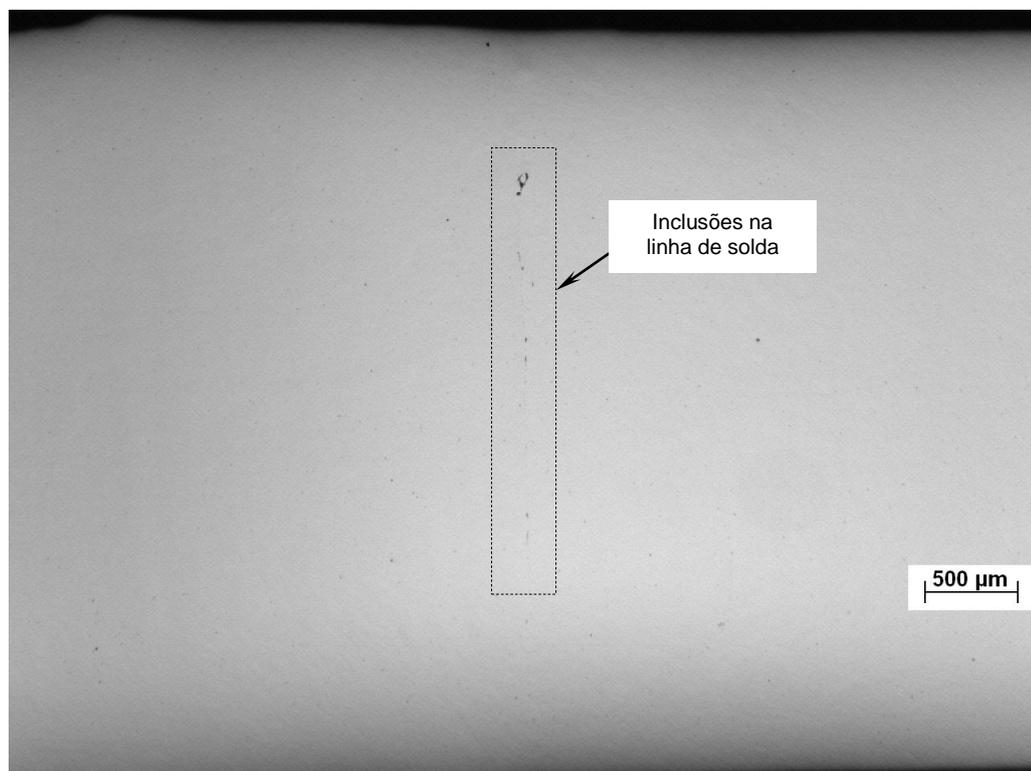
## 5.2. Características comuns entre as condições de soldagem

### 5.2.1. Inclusões na linha de solda

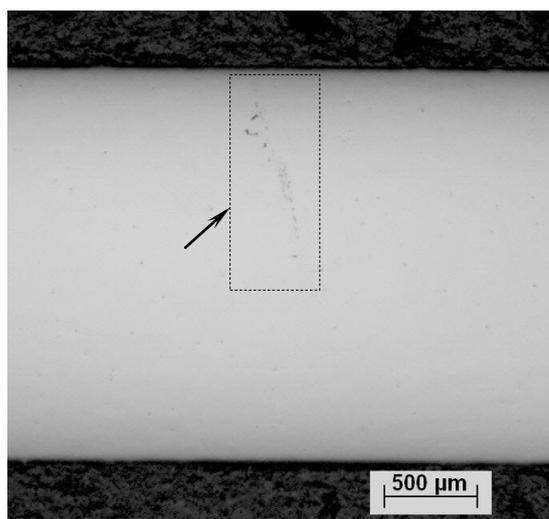
Em todas as condições de soldagem, as juntas apresentaram inclusões na linha de solda, figura 5.7(a), sendo observadas também após laminação a frio e recozimento, figuras 5.7(b) e (c). Essas inclusões exibiram morfologia tanto globular quanto alongada na direção da espessura da junta.

Embora tenham sido detectados Al e S nessas inclusões, pode-se considerar que elas são óxidos constituídos basicamente por Si e Mn, figura 5.8. Por não ter sido constatada uma intensidade de contagem desses elementos similar ao das inclusões no metal base e por localizarem-se especificamente na linha de solda, esses óxidos foram formados possivelmente durante a soldagem, com a reação entre as superfícies aquecidas e o oxigênio atmosférico. Mesmo após o recalque, esses óxidos

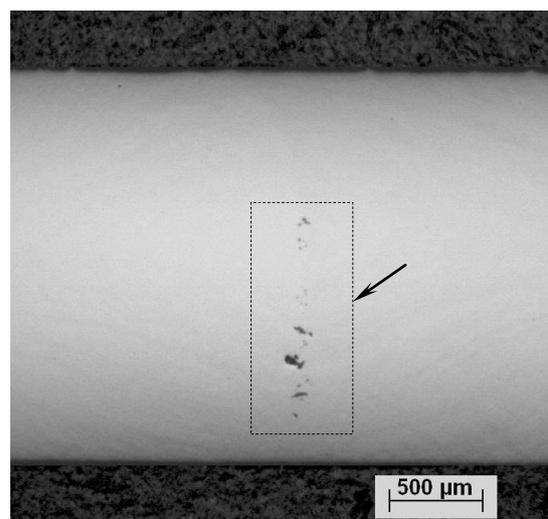
permaneceram na linha de solda, induzindo que, embora o aço possua relação Mn/Si igual a 4,91, dentro da faixa de valores considerada como adequada para boa soldabilidade por Shinozaki *et al*<sup>(31)</sup> (4 a 23), as inclusões na linha de solda possuíram viscosidade alta suficiente para permanecerem aprisionadas nas juntas.



(a) Aspecto em junta como obtida



(b) Aspecto em junta laminada a frio



(c) Aspecto em junta recozida

FIGURA 5.7 – Inclusões na linha de solda de juntas soldadas. Superfície polida.

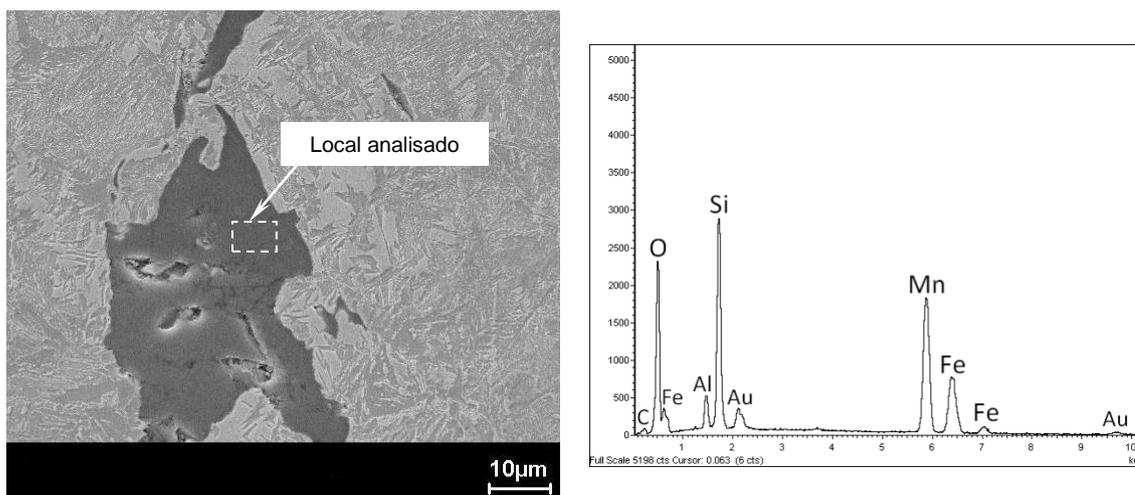


FIGURA 5.8 – Espectro de EDS representativo das inclusões aprisionadas na linha de solda.

## 5.2.2. Microestrutura das juntas soldadas

### a) Microestrutura ao longo da ZAC

Em todas as juntas, verificou-se maior quantidade de constituintes formados em baixas temperaturas de transformação à medida que se aproximava da linha de solda, conforme mostrado, como um exemplo, no centro da largura da junta AUp, figura 5.9. Na RGG da junta soldada com 6,2 mm de recalque, figura 5.9(a), a microestrutura foi constituída de ferrita, tanto poligonal quanto de contorno de grão, bainita, martensita revenida e MA. Na RGR, figura 5.9(b), houve aumento da fração volumétrica de ferrita em detrimento de bainita, martensita revenida e MA comparativamente à RGG. Na RI, a quantidade de ferrita foi ainda maior e grande parte deste constituinte correspondeu à ferrita prévia do metal base, que não austenizou com o ciclo térmico, figura 5.9(c). Embora os constituintes tenham sido basicamente os mesmos, suas distribuições e localizações variaram entre condições de soldagem, em razão dos diferentes ciclos térmicos impostos.

É importante mencionar que os constituintes bainita inferior, martensita e martensita revenida são denominados como martensita pelo TWI<sup>(36)</sup>. Da mesma forma, a bainita superior<sup>(37-39)</sup> é denominada ferrita com alinhamento de martensita, austenita ou carboneto (MAC) segundo essa instituição. Para este estudo, os constituintes bainita superior e a bainita inferior foram denominados unicamente como bainita.

Regiões mais próximas da linha da solda atingem maior temperatura de pico e sofrem maior crescimento de grão após a sua completa austenitização. Desta forma a sua temperabilidade é aumentada e, além disto, a velocidade de resfriamento destas

regiões é maior, favorecendo a formação de constituintes de menor temperatura de transformação. Além da elevada temperabilidade do aço *dual phase* 780, a maior fração austenitizada e o maior crescimento de grão são as justificativas para explicar a formação de maior quantidade de bainita na RGG em relação às demais regiões da ZAC.

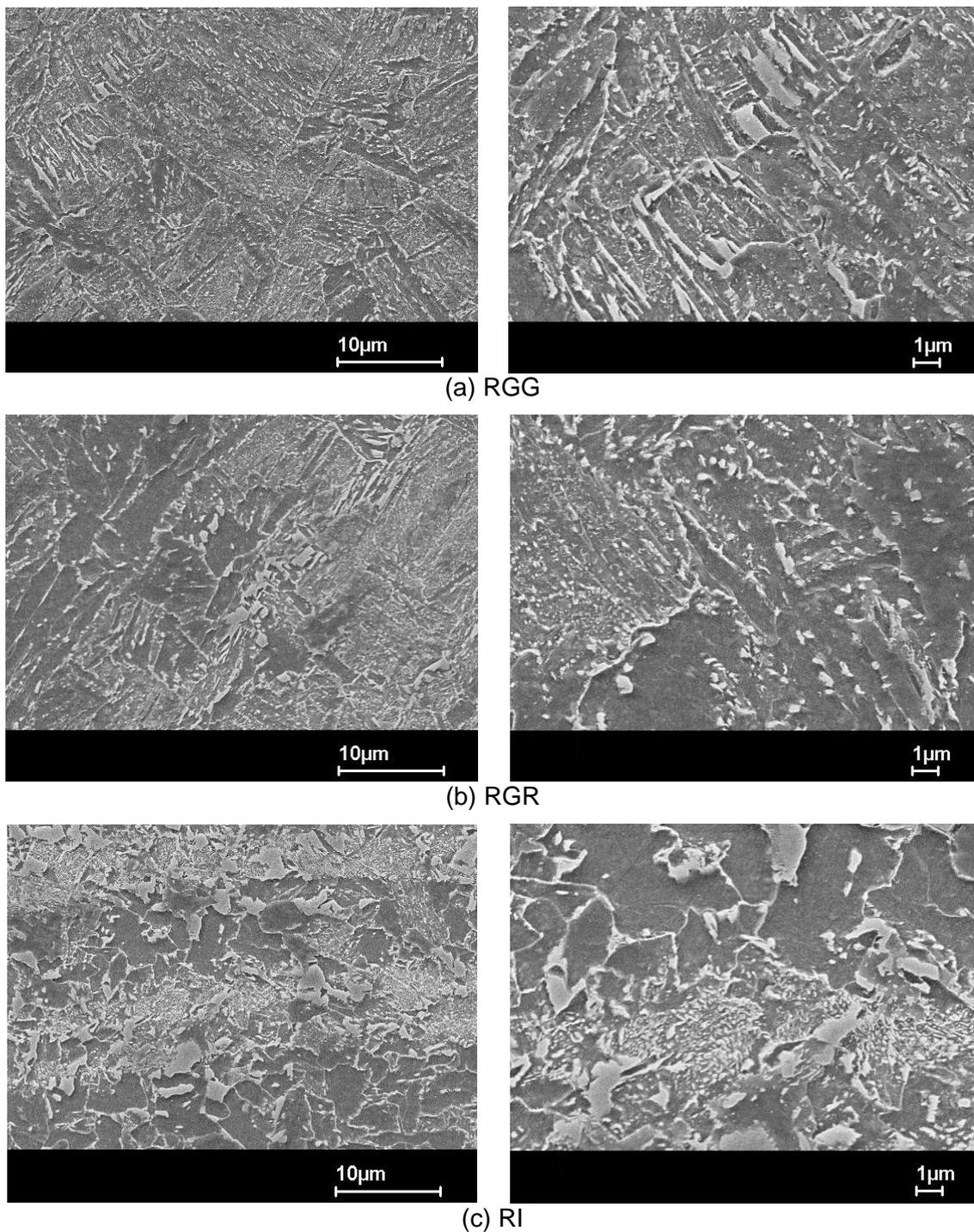


FIGURA 5.9 – Microestrutura da RGG, RGR e da RI da ZAC no centro da largura da junta soldada na condição AU<sub>p</sub>.

Durante a laminação a frio, a microestrutura formada durante a soldagem passa por processo de deformação plástica, podendo parte da austenita retida presente no constituinte MA ter sido transformada em martensita. A microestrutura da ZAC da junta soldada na condição AUp após laminação a frio está mostrada na figura 5.10.

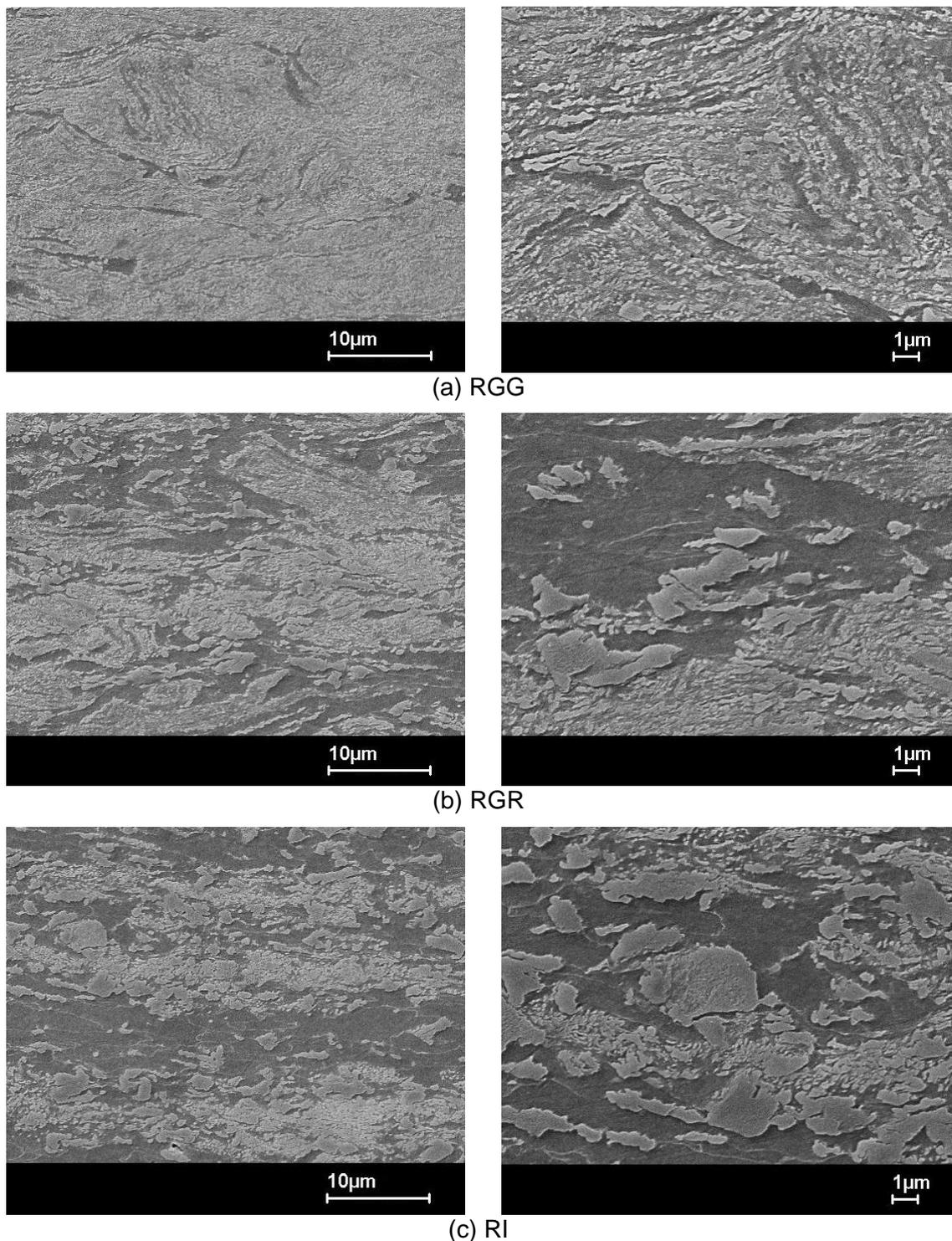


FIGURA 5.10 – Microestrutura da RGG, RGR e RI da ZAC no centro da largura da junta soldada na condição AUp, após laminação a frio.

Depois de serem submetidas ao ciclo de recozimento da figura 4.11, a microestrutura da ZAC de todas as juntas praticamente não apresentou diferenças em relação à do metal base recozido, com exceção da distribuição dos constituintes e da reorientação do bandeamento em direção às superfícies das juntas. A microestrutura da ZAC também foi bandeada e constituída por ferrita, MA, bainita e perlita, com as mesmas frações volumétricas encontradas para o metal base, conforme mostrado exemplificadamente para a junta obtida em BV2 na figura 5.11. Cabe informar que, como a ZAC das juntas recozidas não exibiu diferenças microestruturais em relação ao metal base, suas regiões foram identificadas com base na localização dos correspondentes locais nas juntas laminadas a frio.

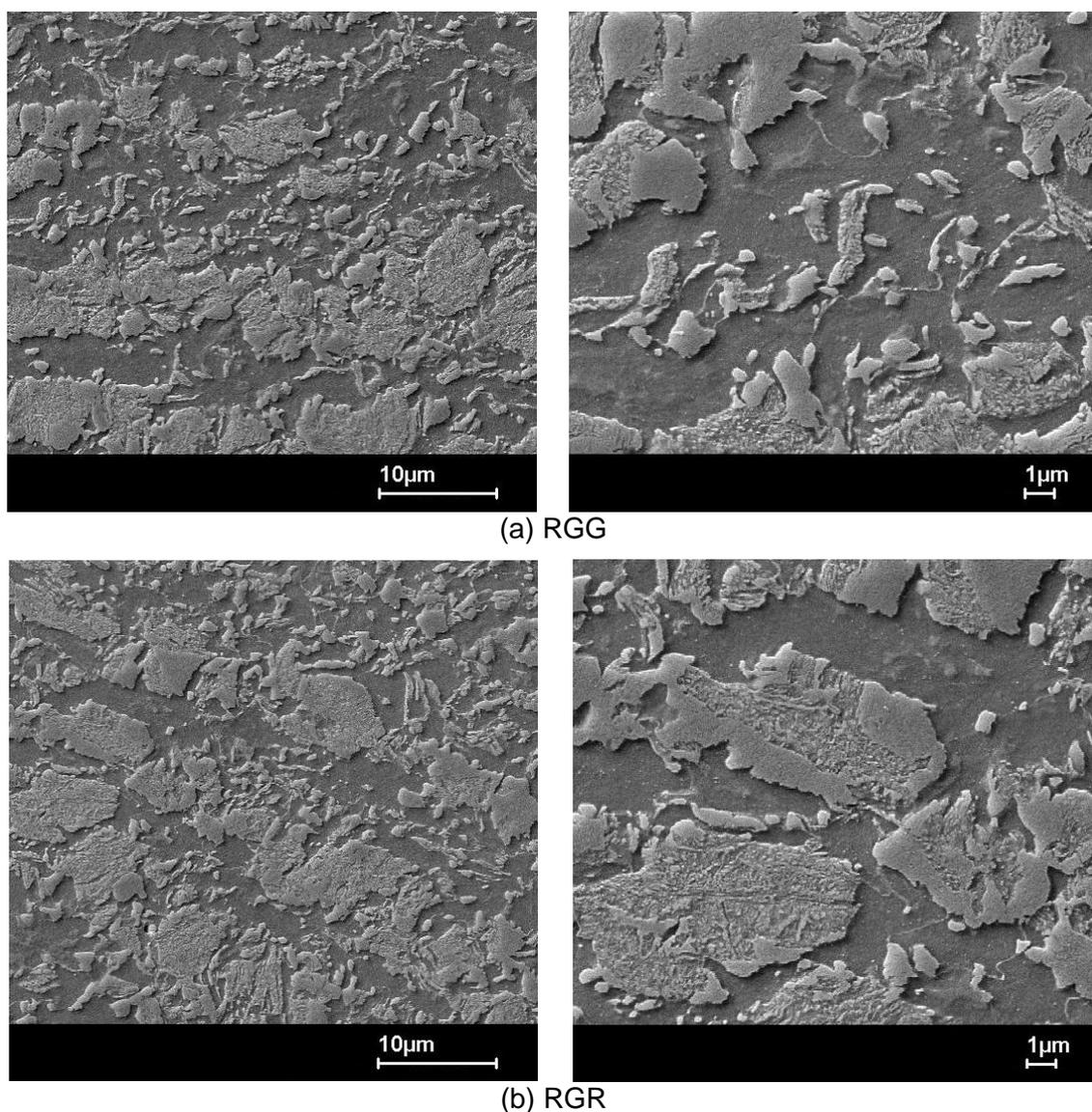
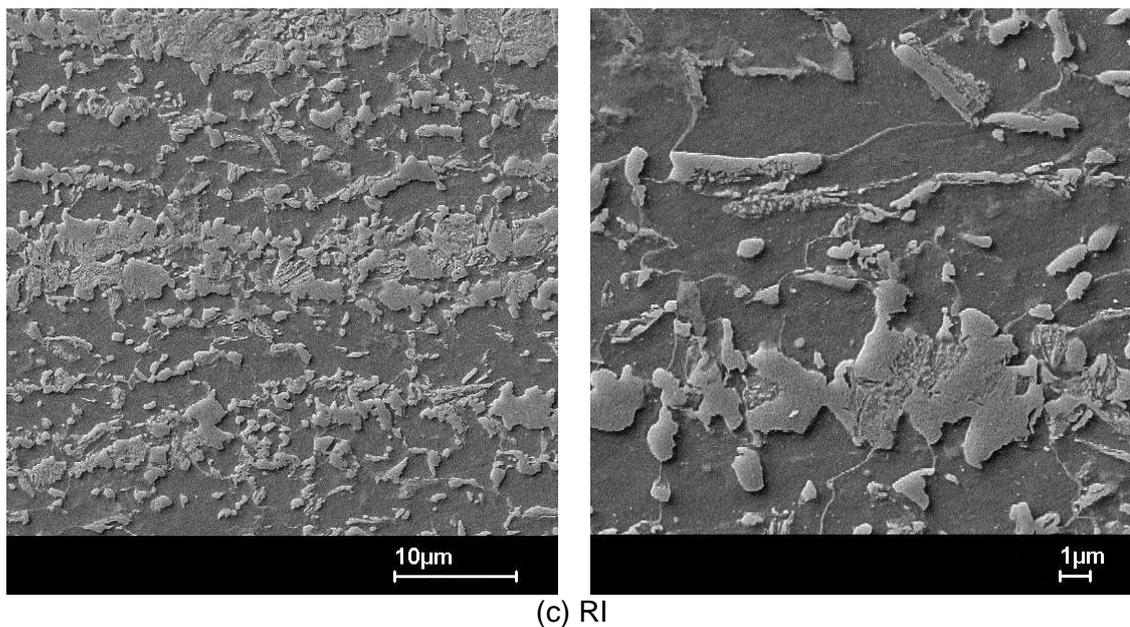


FIGURA 5.11 – Microestrutura da junta soldada na condição BV2 nos locais correspondentes à RGG, RGR e RI dessa mesma junta após laminação a frio.

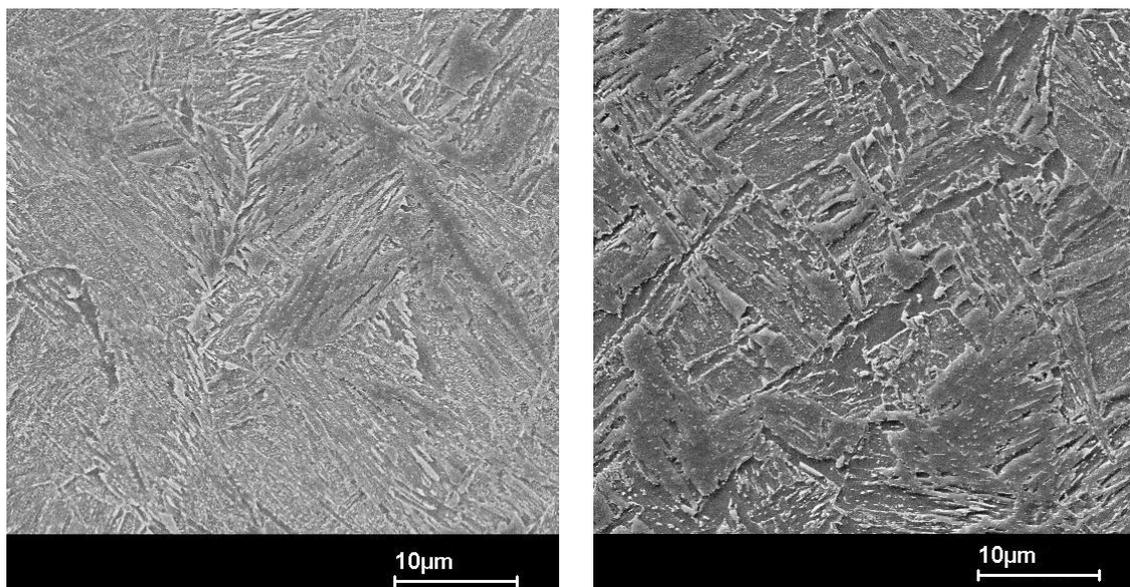


(c) RI

FIGURA 5.11 – Continuação.

### b) Microestrutura da ZAC ao longo da largura das juntas

Em todas as condições de soldagem, a ZAC no centro da largura das juntas apresentou maior fração volumétrica de constituintes de menor temperatura de transformação que nas bordas. Na figura 5.12, está mostrada, como exemplo, a microestrutura da RGG da junta soldada na condição BV2, onde houve formação de ferrita, bainita, martensita revenida e MA, nas bordas e no centro da largura da junta. Nas bordas, porém, a quantidade de ferrita foi maior.



(a) Junta como obtida – Centro da largura

(b) Junta como obtida – Bordas

FIGURA 5.12 – Microestrutura da RGG ao longo da largura da junta soldada na condição BV2.

A formação de menor quantidade de constituintes de baixa temperatura de transformação nas bordas pode ser justificada pela aplicação de maior quantidade de calor às bordas, possivelmente por efeito corona.

### **c) Microestrutura na linha de solda**

A soldagem por centelhamento possui, como característica, o fato de as juntas soldadas não possuírem zona fundida, devido à expulsão de metal líquido que ocorre durante o recalque. Na linha de solda, a microestrutura resultante, conseqüentemente, será a região de granulação mais grosseira da ZAC, o que pode, dependendo da temperatura de pico atingida, corresponder à própria região de granulação grosseira. Em se tratando da união de aços de elevada temperabilidade, como o *dual phase 780* em análise, a linha de solda é o local que tende a formar a maior quantidade de constituintes de menor temperatura de transformação, como bainita e martensita, o que foi comprovado em todas as condições de soldagem analisadas.

Como exemplo, está mostrada, na figura 5.13, a microestrutura na linha de solda da junta soldada na condição AEi. A linha de solda exibiu maior quantidade de bainita, martensita revenida e MA, por ter sido o local que atingiu a maior temperatura de pico e que foi submetido à maior taxa de resfriamento durante a soldagem. Outra observação sobre a microestrutura na linha de solda é a reorientação do bandejamento para a direção perpendicular à de aplicação de força no recalque, como o ocorrido com o constituinte MA indicado na figura.

Contudo, é importante comentar sobre fenômenos adicionais que ocorrem durante a soldagem que influenciam a microestrutura na LS. Um deles é a descarbonetação das superfícies em contato das partes, que ocorre devido à reação entre as superfícies aquecidas e o oxigênio atmosférico. A descarbonetação é comum durante a soldagem por centelhamento, porém, a região descarbonetada é normalmente expulsa da junta durante o recalque. Se o calor concedido e/ou o tempo de exposição ao oxigênio atmosférico forem elevados, se o recalque for insuficiente ou se as crateras formadas forem muito profundas, a região descarbonetada pode ainda permanecer na LS. A descarbonetação foi constatada em algumas juntas analisadas e o resultado foi a formação concentrada de constituintes de maior temperatura de transformação, como a ferrita mostrada, como exemplo, na junta soldada na condição BV2, figura 5.14.

Outro fenômeno, possível de ocorrência, é o aprisionamento de metal líquido na LS. Durante a solidificação, fenômenos como segregação e formação de subestrutura de solidificação favorecem a formação concentrada de constituintes de baixas

temperaturas de transformação, caso metal líquido ainda permaneça na LS. A concentração desses constituintes, atribuída ao aprisionamento de metal líquido, foi verificada na LS de algumas juntas, como a constatada na condição de soldagem ATv após ser laminada a frio, figura 5.15.

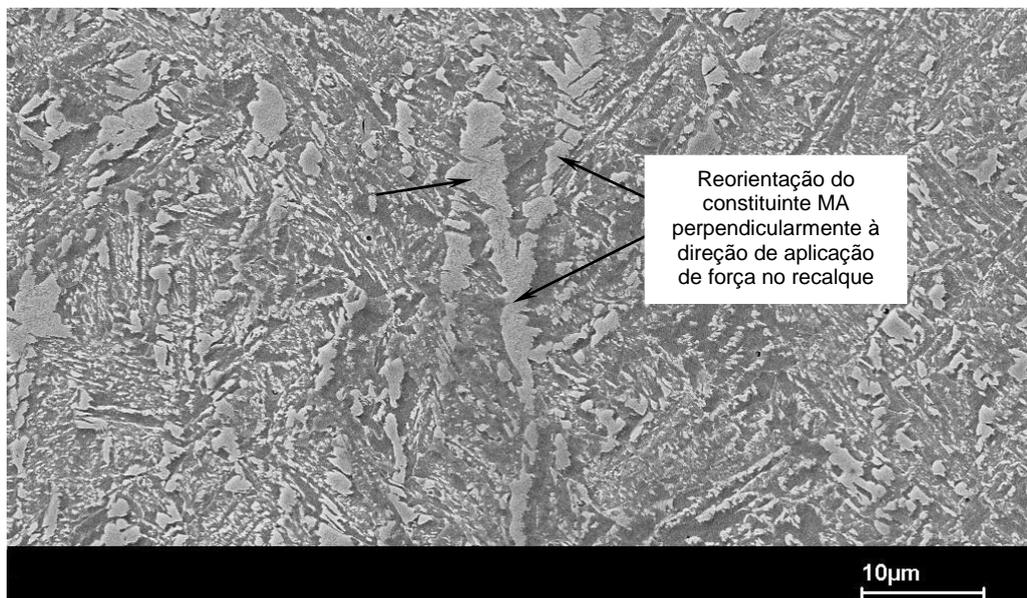
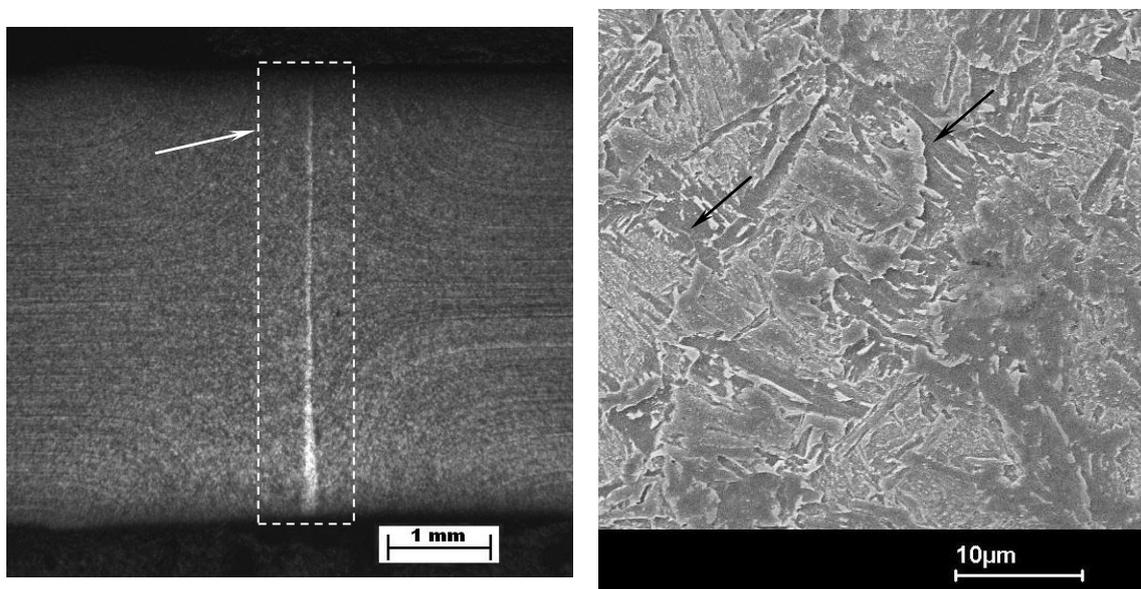


FIGURA 5.13 – Microestrutura na linha de solda da junta soldada na condição AEi.



(a) Indício de descarbonetação (banda branca) na linha de solda

(b) Detalhe por elétrons secundários

FIGURA 5.14 – Ferrita formada na LS devido à descarbonetação das superfícies a unir na condição de soldagem BV2.

Como apenas uma pequena fração da largura das juntas foi analisada por técnica metalográfica, todas as condições de soldagem podem ter resultado em juntas com regiões descarbonetadas e aprisionamento de metal líquido na LS. Com base nessa

suposição, é importante considerar que a evidência de descarbonetação ou de aprisionamento de metal líquido nas juntas é muito dependente, além da condição de soldagem propriamente dita, da escolha de seção metalográfica para análise.

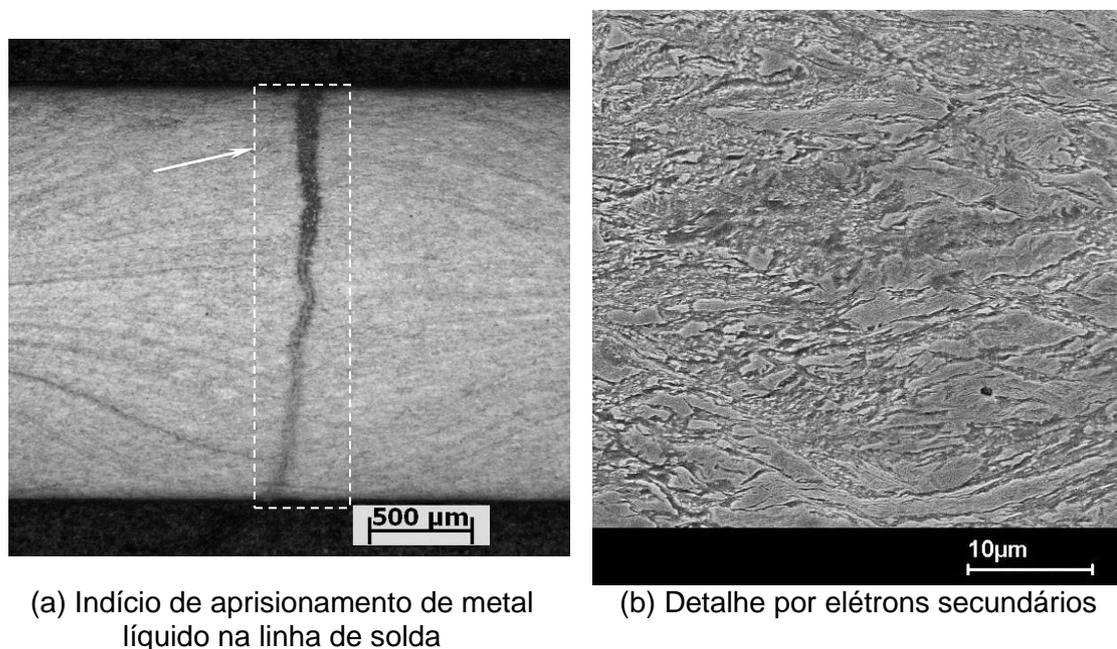


FIGURA 5.15 – Formação de constituintes de baixa temperatura de transformação devido ao aprisionamento de metal líquido na LS da junta soldada na condição ATv, após laminação a frio.

#### d) Microestrutura na região subcrítica

Na região subcrítica da ZAC, a temperatura de pico não ultrapassa a temperatura  $Ac_1$  e a reação mais evidente de ocorrer, dependendo do ciclo térmico imposto, é a esferoidização das lamelas de cementita na perlita. A região subcrítica ocorre em uma estreita faixa da ZAC e, em alguns aços, é muito difícil diferenciá-la do metal base<sup>(3)</sup>.

No aço em análise, não foi verificada uma região da ZAC com forte indício de esferoidização de cementita. Para identificar a RS, no entanto, o critério foi considerar o local onde os grãos ferríticos fossem os grãos prévios do metal base e onde não houvesse mais a formação de MA, para assegurar a não austenitização. Utilizando-se esse critério, em todas as condições de soldagem, a região subcrítica praticamente não apresentou diferenças microestruturais em relação ao metal base.

### 5.2.3. Distribuição de dureza na ZAC

#### a) Juntas soldadas como obtidas

Como resultado da formação de constituintes de temperaturas de transformação mais baixas, as juntas, em todas as condições de soldagem, endureceram na ZAC, sendo

que houve maior endurecimento em direção à LS, figura 5.16. Contudo, foi constatado em algumas juntas, como nas obtidas nas condições de soldagem BV2, BU<sub>p</sub>, AEi, ATu e BT<sub>p</sub>, que a LS apresentou dureza relativamente inferior à RGG devido à decarbonetação das superfícies, figuras 5.16(c), (e), (h), (j) e (l).

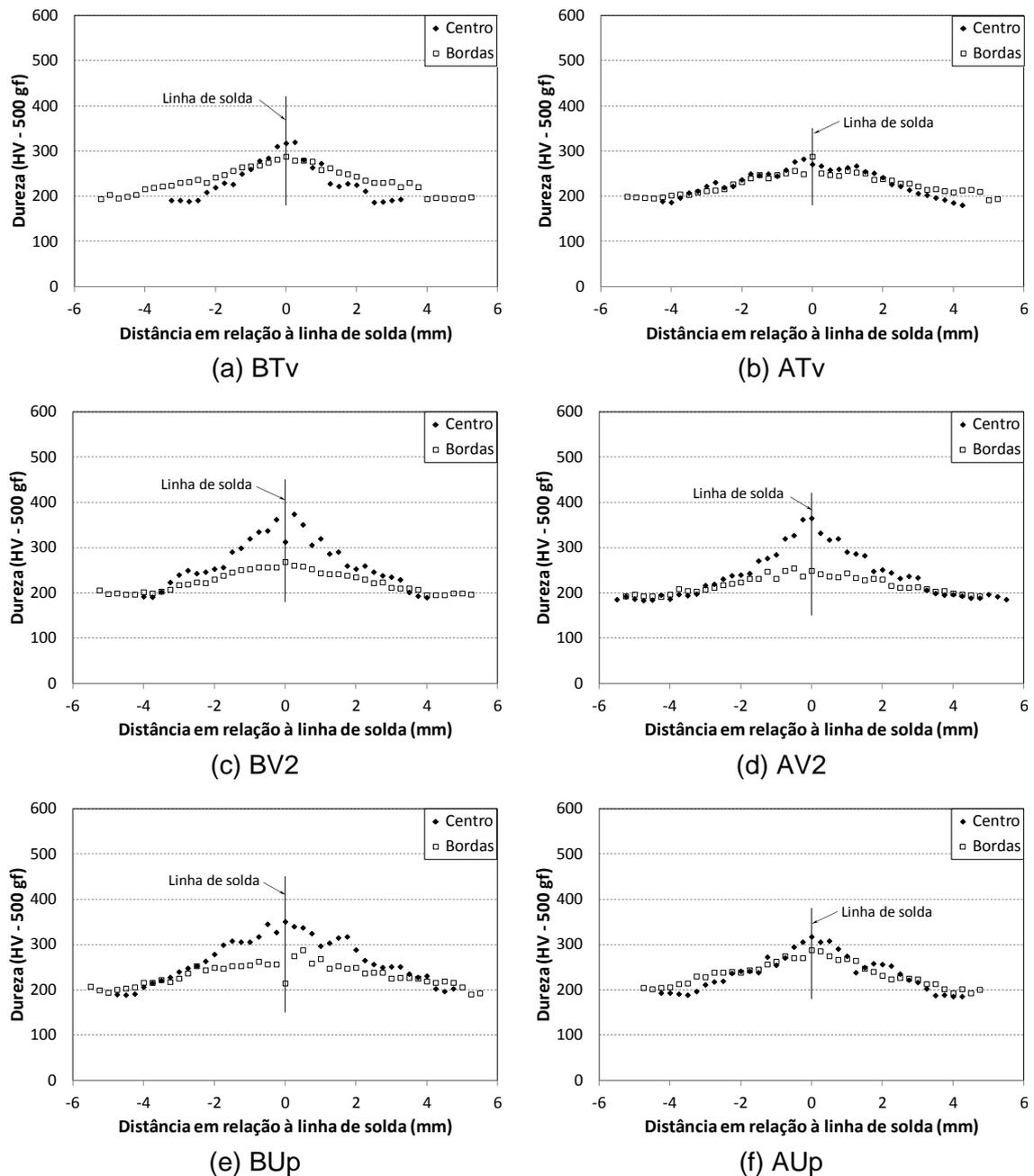


FIGURA 5.16 – Distribuição de dureza ao longo da ZAC nas bordas e no centro da largura das juntas soldadas como obtidas.

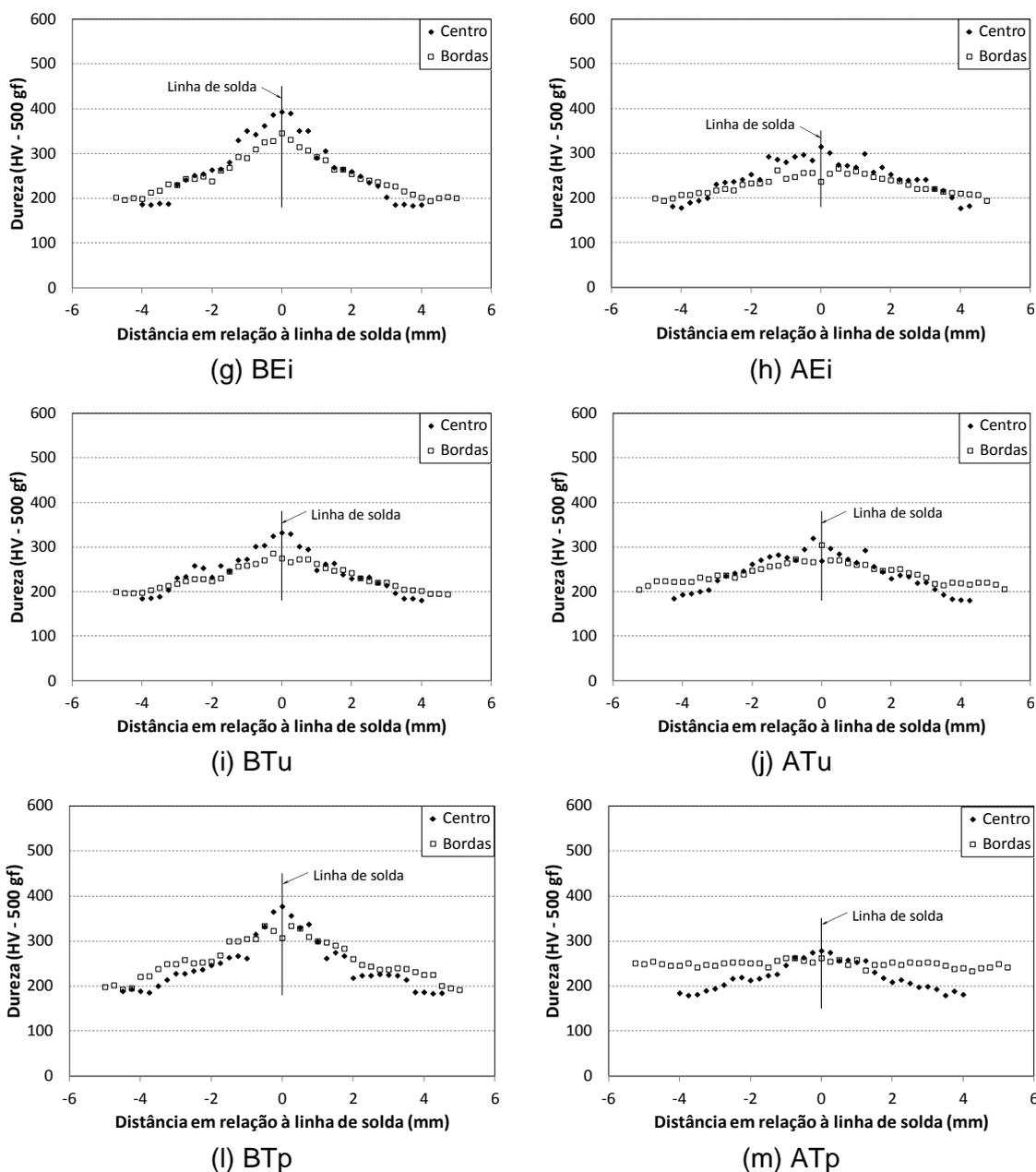


FIGURA 5.16 – Continuação.

Um resultado que merece ser destacado foi que as juntas endureceram menos nas bordas que no centro da largura, devido à formação de menor quantidade de constituintes de baixa temperatura de transformação nas bordas. Na figura 5.17, está mostrada a dureza máxima nas bordas e no centro da largura das juntas em todas as condições de soldagem. Embora a LS, na ausência de descarbonetação, seja o local de maior dureza na ZAC, ela foi desconsiderada do critério de determinação da dureza máxima devido à influência da descarbonetação e do aprisionamento de metal líquido entre as partes.

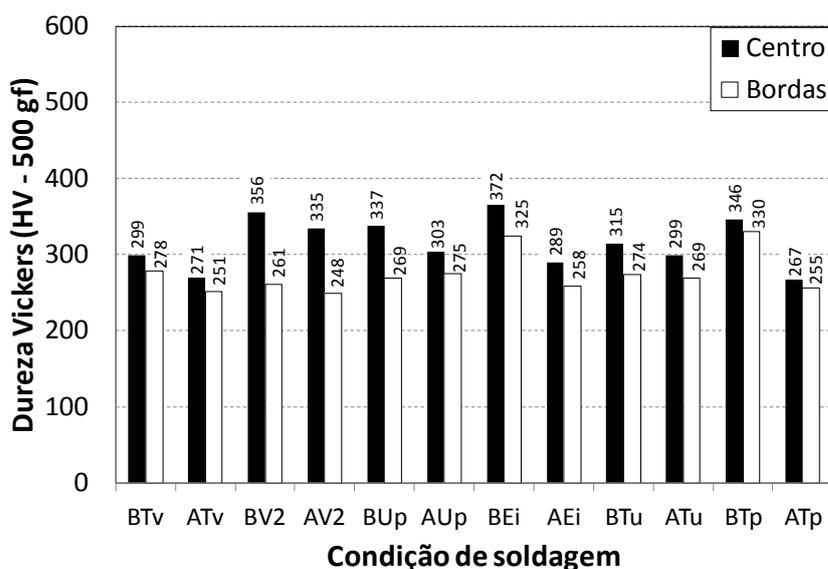
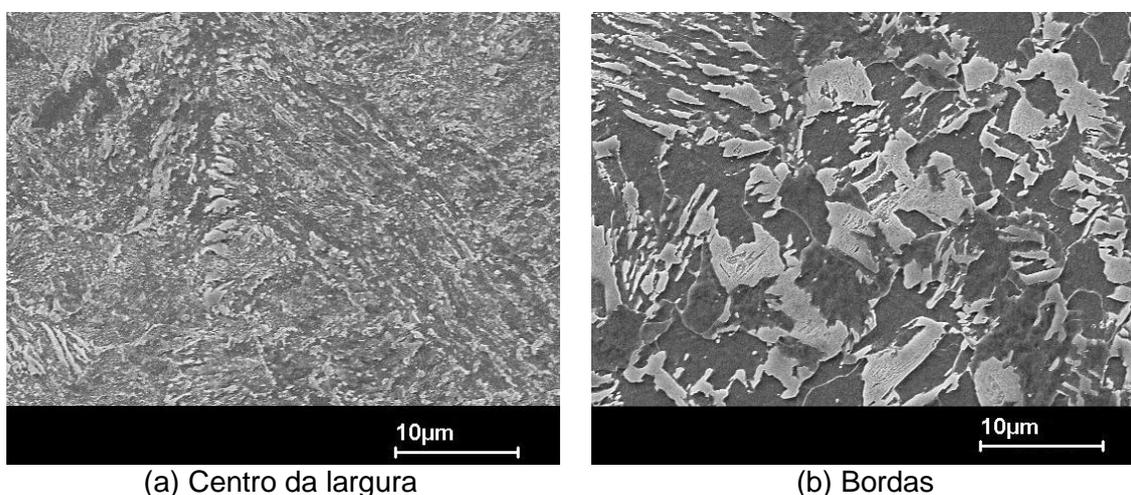


FIGURA 5.17 – Dureza máxima da ZAC nas bordas e no centro da largura das juntas. Outro destaque foi nas bordas da junta soldada na condição AT<sub>p</sub>, figura 5.16(m). Com a aplicação de 20,4 s de pós-aquecimento, a ZAC apresentou uma distribuição de dureza mais uniforme. Na junta soldada em AT<sub>p</sub>, a RGG no centro da largura foi constituída praticamente por martensita revenida, com pequena quantidade de ferrita e MA, figura 5.18(a). Nas bordas, figura 5.18(b), a RGG foi constituída por ferrita, bainita e MA, sendo que a ferrita e o MA apresentaram-se em maior quantidade que no centro da largura. Com a aplicação de 20,4 s de pós-aquecimento, houve reaustenitização da microestrutura, fazendo com que bainita e MA fossem formados em uma grande extensão da ZAC no resfriamento, o que não ocorreu no centro da largura, onde o calor fornecido provocou revenimento da martensita. Como resultado final, a ZAC nas bordas apresentou uma distribuição de dureza mais uniforme que no centro da largura das juntas.



(a) Centro da largura

(b) Bordas

FIGURA 5.18 – Microestrutura da RGG da junta soldada na condição AT<sub>p</sub>.

### b) Juntas soldadas após laminação a frio

Após laminação a frio, as juntas apresentaram dureza ainda maior que na condição como obtidas, figura 5.19. Em algumas juntas, como as obtidas em BV2 e BU<sub>p</sub>, foi verificado que a LS exibiu dureza inferior à RGG, figuras 5.19(c) e (e), efeito da decarbonetação. Nas juntas soldadas nas condições BT<sub>v</sub>, AT<sub>v</sub>, AU<sub>p</sub> e BT<sub>u</sub>, figuras 5.19(a), (b), (f) e (i), a dureza na LS foi consideravelmente maior que à da RGG, devido ao aprisionamento de metal líquido nesse local.

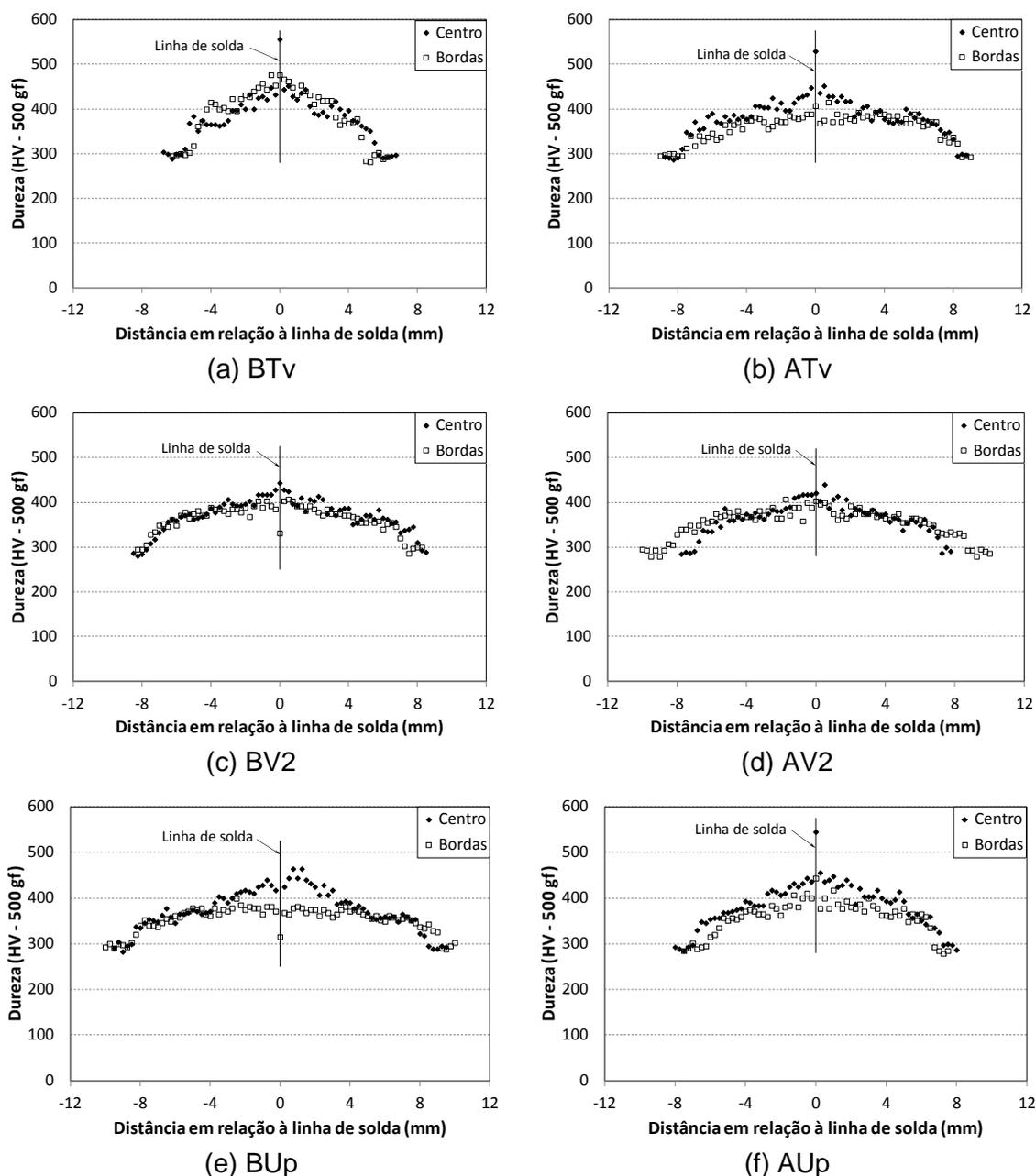


FIGURA 5.19 – Distribuição de dureza ao longo da ZAC nas bordas e no centro da largura das juntas soldadas laminadas a frio.

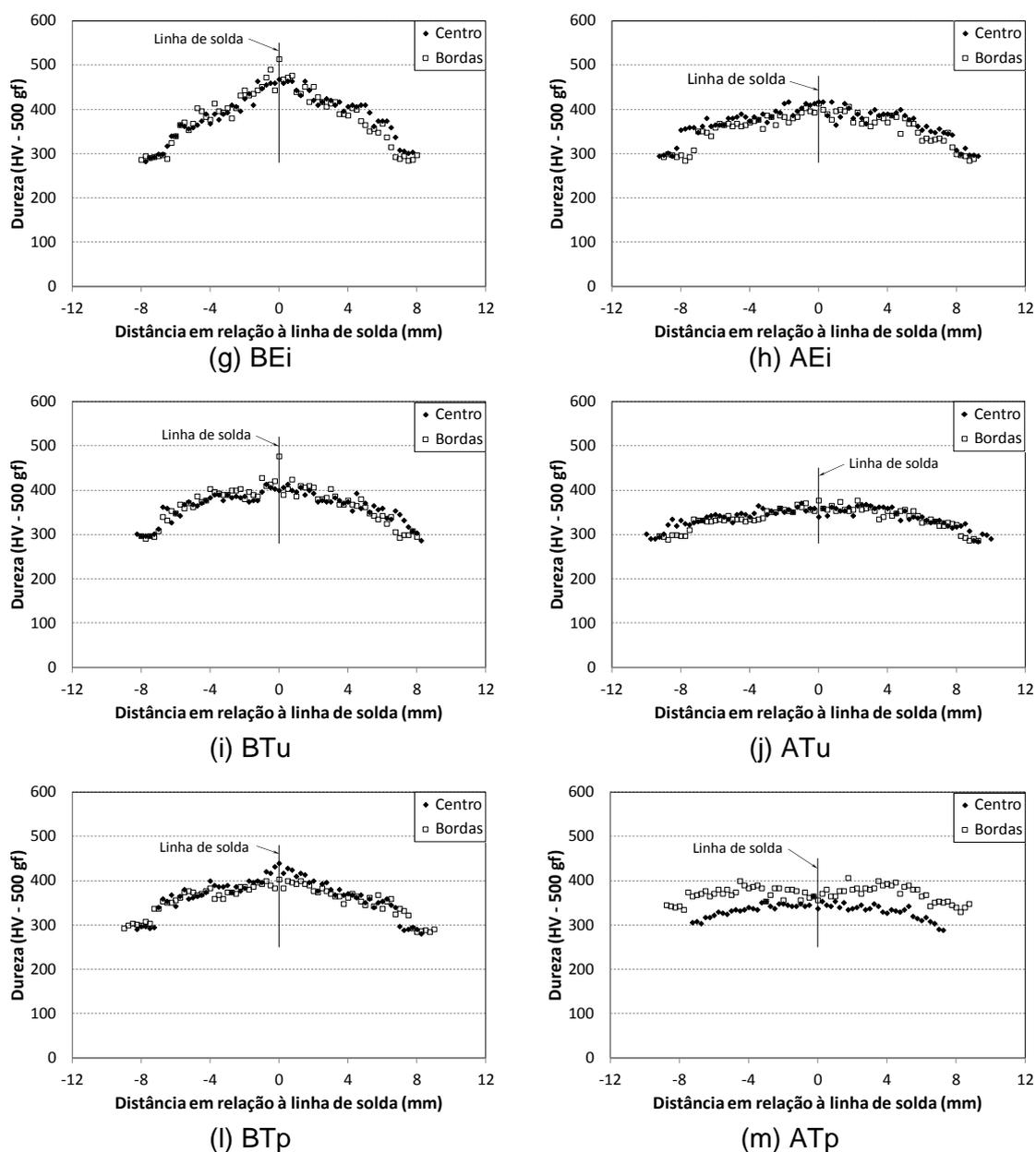


FIGURA 5.19 – Continuação.

Embora tenha sido constatada menor dureza nas bordas em relação ao centro da largura das juntas, esse comportamento não foi uma tendência geral após laminação a frio, ocorrendo em 7 das 12 condições de soldagem avaliadas, ATv, BV2, AV2, BU<sub>p</sub>, AU<sub>p</sub>, AEi, BTP, o que está mostrado, em termos de distribuição de dureza, na figura 5.19 e de dureza máxima da ZAC na figura 5.20. Nas condições BEi, BTu e ATu, figuras 5.19(g), (i) e (j), pode-se considerar que a ZAC exibiu a mesma distribuição de dureza, não sendo percebidas diferenças significativas de dureza máxima entre bordas e centro da largura das juntas, figura 5.20.

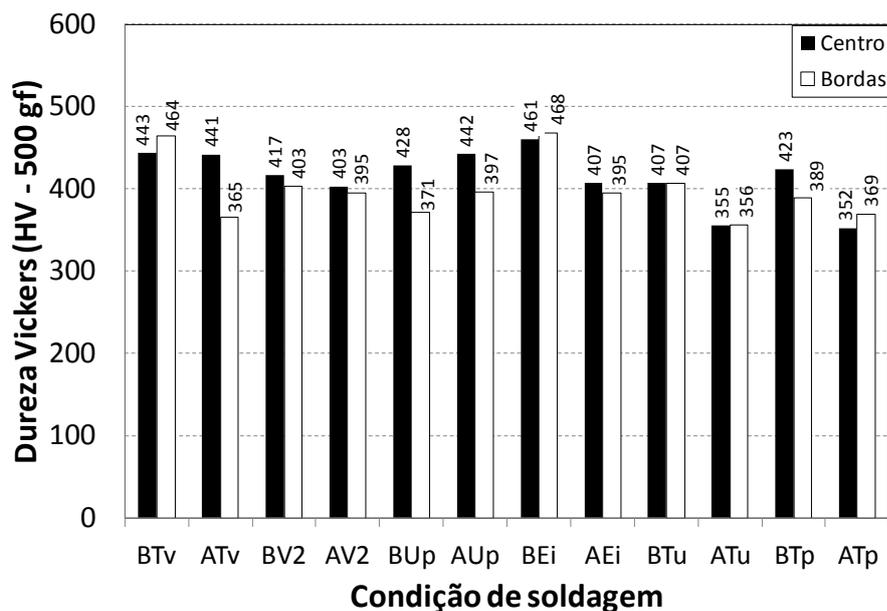


FIGURA 5.20 – Comparativo da dureza máxima da ZAC entre bordas e centro da largura das juntas após laminação a frio.

A particularidade fica por conta da condição AT<sub>p</sub> que, além de maior dureza máxima, a distribuição de dureza na ZAC nas bordas apresentou valores relativamente maiores que no centro da largura da junta, figuras 5.19(m), o que é resultado da maior quantidade do constituinte MA nas bordas. A microestrutura da RGG no centro e nas bordas da junta soldada na condição AT<sub>p</sub> como obtida e após laminação a frio está mostrada, respectivamente, nas figuras 5.18 e 5.21.

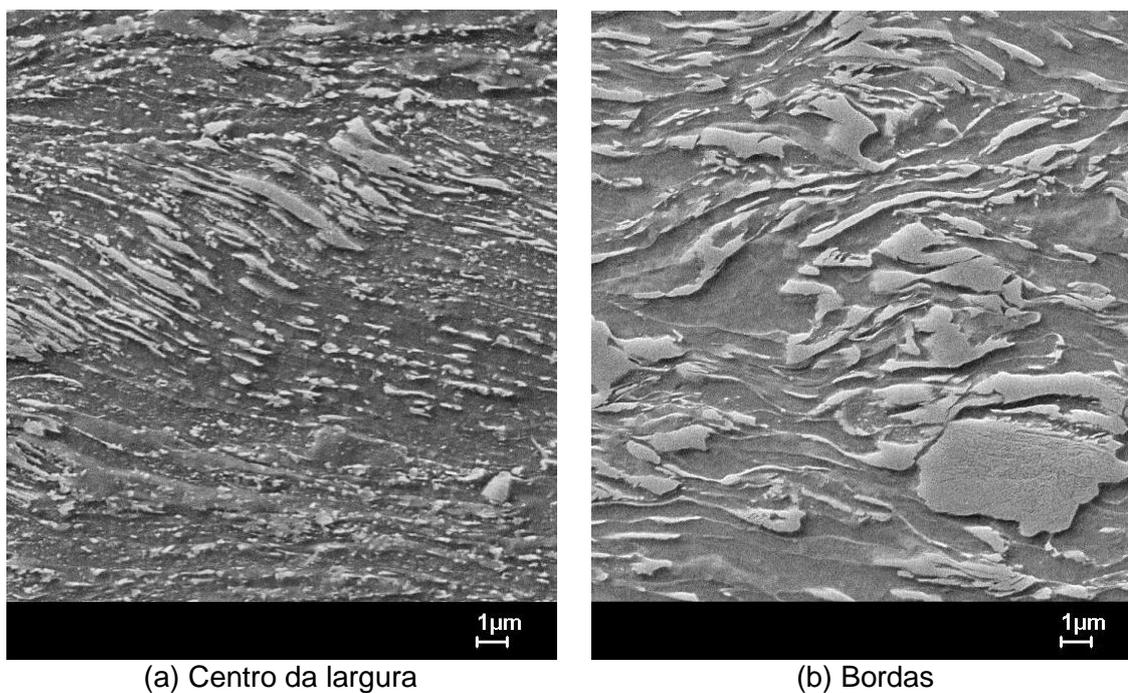


FIGURA 5.21 – Microestrutura da RGG da junta soldada na condição AT<sub>p</sub> após laminação a frio.

### c) Comparação das juntas entre as condições como obtidas, após laminação a frio e após recozimento

Foi mostrado que nas juntas como obtidas e após laminação a frio, a ZAC endureceu em direção à LS. Após recozimento, no entanto, as juntas amaciaram e a ZAC exibiu o mesmo nível de dureza do metal base. Na figura 5.22 está mostrada a distribuição de dureza da ZAC no centro da largura das juntas como obtidas, após laminação a frio e após recozimento, exemplificadamente para as condições BTv e AV2.

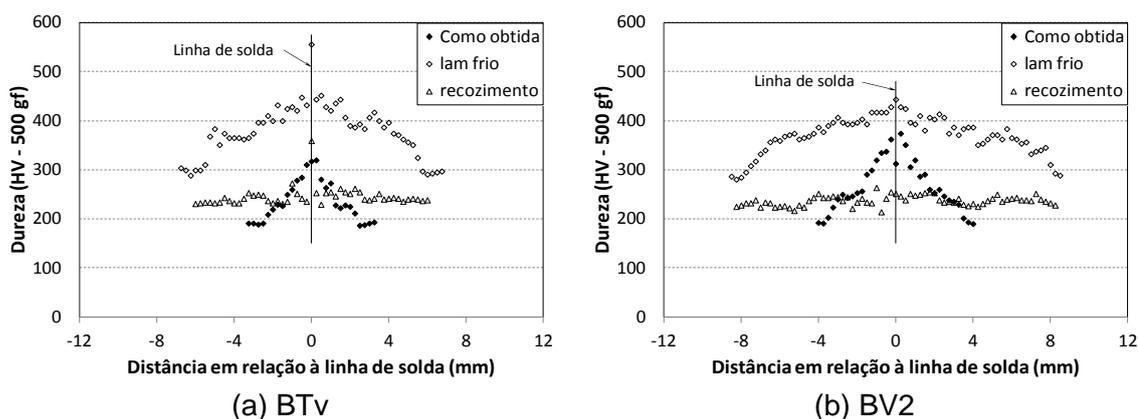


FIGURA 5.22 – Distribuição de dureza na ZAC no centro da largura das juntas soldadas nas condições BTv e AV2 como obtidas, após laminação a frio e após recozimento.

Nas juntas recozidas, à medida que se aproxima da LS, os resultados dos ensaios de dureza apresentaram maior dispersão, figura 5.22. Na soldagem por centelhamento, ocorre deflexão de linhas de fluxo em direção às superfícies da junta com a aplicação do recalque e essa deflexão é mais acentuada ao redor da LS, particularmente na RGG e na RGR, e, evidente, em aços com microestrutura bandeada. Conforme discutido no tópico 5.2.2(a), a ZAC das juntas recozidas apresentou microestrutura bandeada por ferrita e outros constituintes como bainita, MA e perlita. Devido à presença de MA e de bainita nas bandas, a diferença de dureza entre essas bandas e as de ferrita é maior comparativamente a um aço com bandeamento de ferrita e perlita, como verificado no metal base. Como resultado da deflexão de linhas de fluxo, as impressões dos ensaios de dureza foram menos representativas da microestrutura, pois elas foram abrangidas inteiramente, e alternadamente, por uma banda de ferrita e uma banda de outros constituintes à medida que se aproximavam da LS, provocando acentuada variação de dureza. Essa dispersão de dureza nas juntas recozidas, ao redor da LS, poderia ser diminuída com a aplicação de cargas de ensaio maiores, possivelmente 1 kgf, e deixar mais evidente que a ZAC mantém praticamente a dureza do metal base após recozimento, independente da condição de soldagem utilizada.

A considerável diferença entre a dureza máxima da ZAC e a do metal base nas juntas como obtidas e após laminação a frio e a pouca diferença nas juntas recozidas também está mostrada representativamente para as condições de soldagem BTv e AV2 na figura 5.23. Nessa figura, pode-se observar que o recozimento, embora tenha provocado aumento de dureza do metal base em relação à condição após laminação a quente, fez com que a dureza máxima da ZAC fosse menor que a das juntas como obtidas, devido à maior fração de ferrita na RGG.

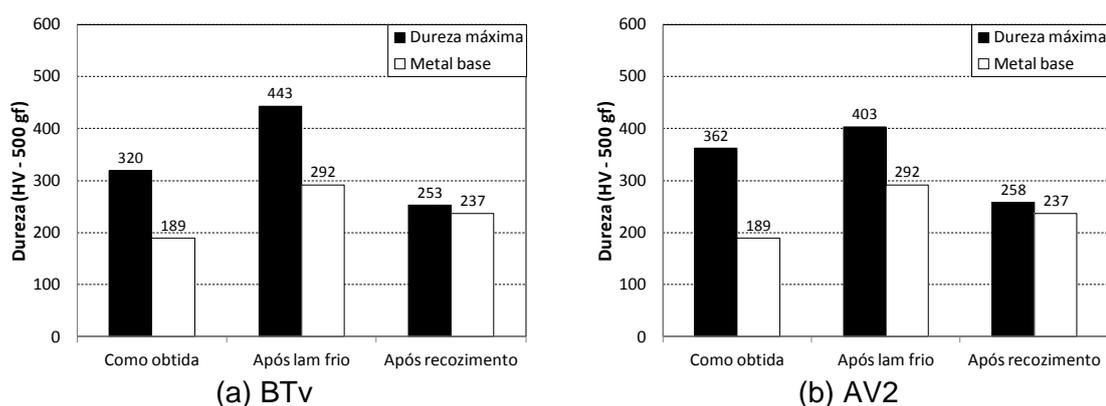


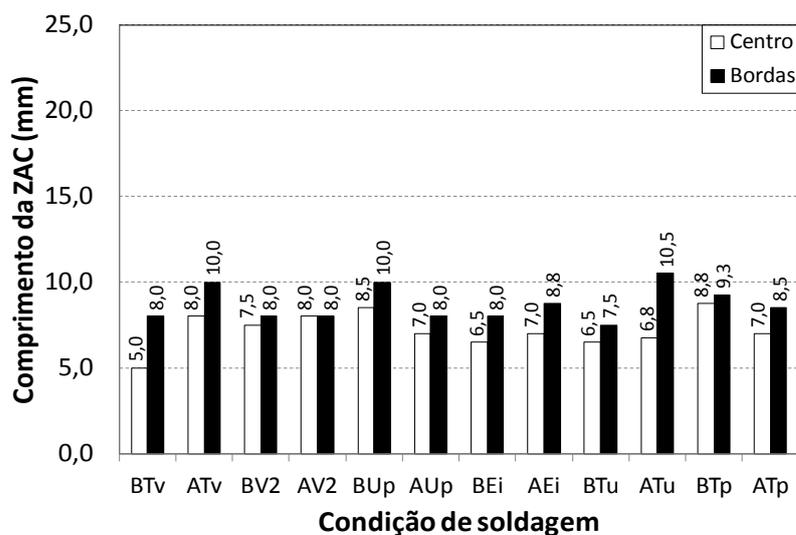
FIGURA 5.23 – Dureza máxima da ZAC e dureza do metal base no centro da largura das juntas como obtidas, após laminação a frio e após recozimento.

Ainda na figura 5.23, a dureza máxima das juntas recozidas praticamente não foi influenciada pela condição de soldagem. Independente da microestrutura prévia, a ZAC foi austenitizada parcialmente durante o encharque, resultando na formação de microestrutura similar à do metal base após resfriamento. Os pequenos incrementos de dureza em relação ao metal base mostrados nessa figura ocorreram devido à existência de bandas espessas de bainita e de MA defletidas em direção às superfícies das juntas próximas à LS.

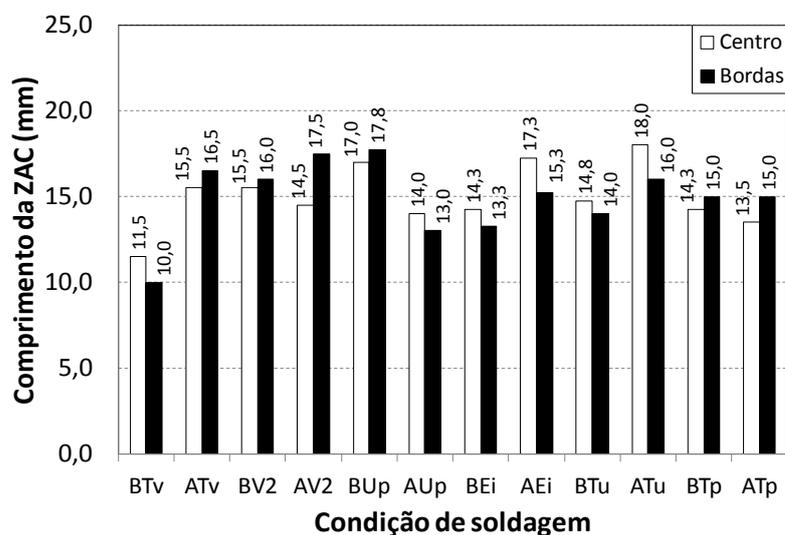
#### 5.2.4. Comprimento da ZAC

Como a ZAC não apresentou o mesmo nível de dureza do metal base nas juntas como obtidas e laminadas a frio, foi possível determinar, por meio de medidas de dureza, sua extensão. O resultado de destaque, com base nos valores medidos, foi que as ZACs foram maiores nas bordas que no centro das juntas, figura 5.24(a), como resultado da aplicação de maior quantidade de calor às bordas.

Após laminação a frio, a ZAC mais extensa nas bordas das juntas foi verificada apenas em metade das condições de soldagem avaliadas, figura 5.24(b), o que foi atribuído a diferenças no estado de deformações entre juntas durante a laminação.



(a) Juntas como obtidas



(b) Juntas após serem laminadas a frio

FIGURA 5.24 – Comprimento da ZAC em todas as condições de soldagem analisadas.

### 5.3. Efeitos dos parâmetros de soldagem

#### 5.3.1. Energia térmica e aceleração da mesa móvel em cada condição de soldagem

Na figura 5.25 estão mostrados os calores gerados em cada etapa e em todas as condições de soldagem. Em todos os casos, a maior parte da energia térmica foi gerada no pós-aquecimento, correspondendo a, pelo menos, 67,5% da energia total, caso da condição BT<sub>p</sub>.

O centelhamento que ocorre no segundo estágio e a corrente elétrica aplicada no recalque corresponderam, respectivamente, a segunda e a terceira maior contribuição

para geração de calor. Já o calor gerado pelo centelhamento no primeiro estágio contribuiu com a menor parcela, inferior a 3,0%, valor obtido na condição AEi.

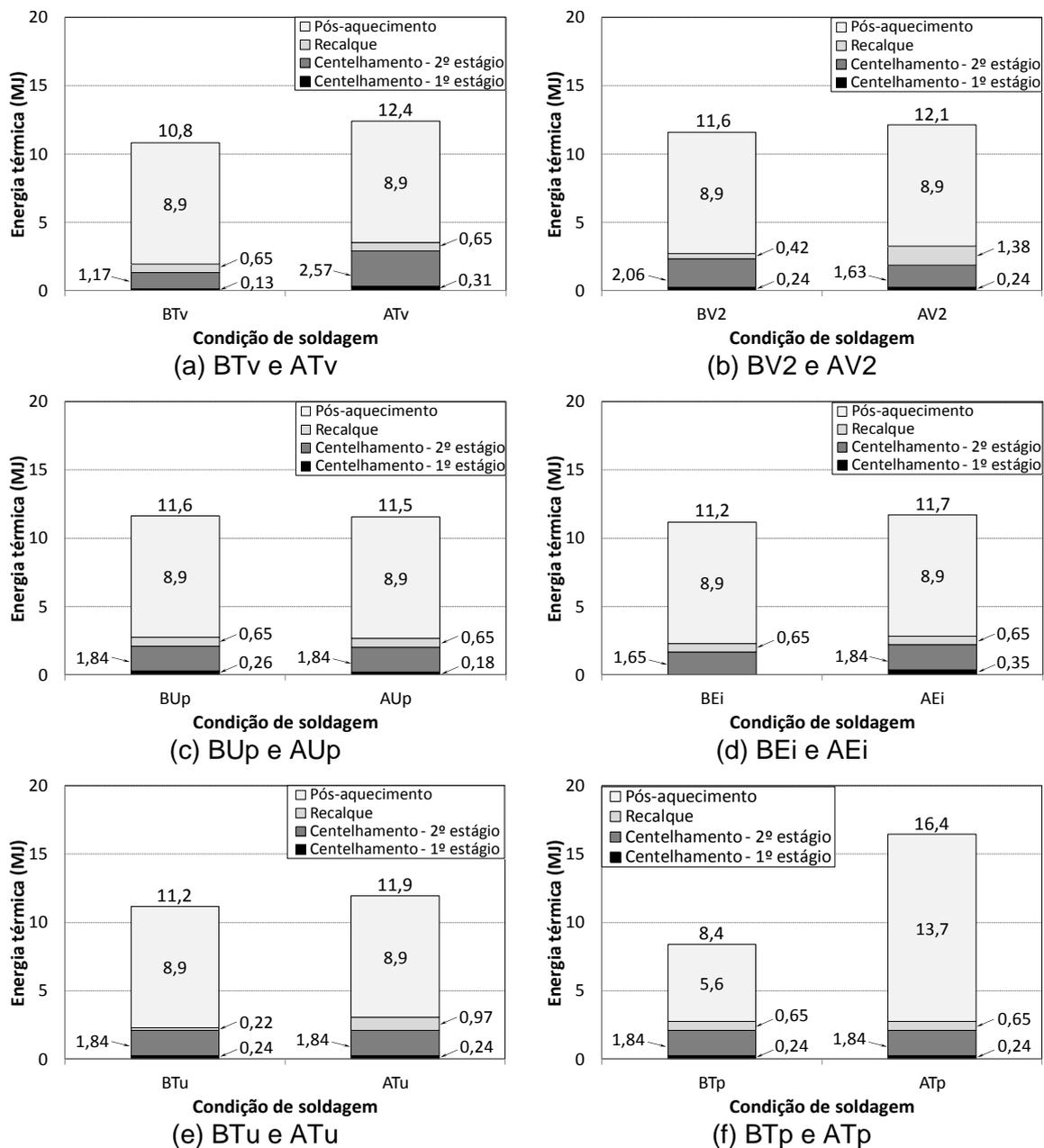


FIGURA 5.25 – Energia térmica total e a gerada em cada etapa da soldagem por centelhamento em todas as condições de soldagem avaliadas.

O calor gerado no centelhamento, embora não corresponda à maior parcela do calor total, teve marcante efeito na região de contato entre as peças, pois foi o responsável pela fusão das pontes de contato, fazendo com que o gradiente térmico aumentasse consideravelmente a partir desta região. Já os calores gerados no recalque e no pós-aquecimento foram distribuídos ao longo das peças, pois não houve resistência de contato entre as partes, contribuindo para reduzir o gradiente térmico e,

consequentemente, a velocidade de resfriamento da junta. Importante mencionar que, para todas as condições de soldagem, uma parte da energia gerada no centelhamento é perdida no material ejetado, o que não foi medida.

Embora os valores de energia térmica tenham sido estimados, não foram obtidos os ciclos térmicos de soldagem na RGG, o que dificultou uma análise mais aprofundada da influência dos parâmetros de soldagem na microestrutura das juntas. Durante o centelhamento, a temperatura na interface de solda aumenta. Porém, com a geração de calor ocorrida pela passagem de corrente elétrica durante o recalque, não foi possível deduzir como a temperatura da RGG se comporta.

Ao término do recalque, a aplicação de corrente elétrica foi cessada em aproximadamente 10 s para que a raspagem pudesse ser feita. Juntamente com a passagem do raspador, houve a aplicação de ar forçado nas superfícies superior e inferior da junta. De posse da variação de temperaturas durante a raspagem, seria possível verificar como a passagem do raspador e o ar forçado influenciaram a diminuição da temperatura da junta, ajudando a identificar se houve decomposição da austenita no resfriamento para cada condição de soldagem.

Finalmente, no pós-aquecimento, em que a maior quantidade de calor foi aplicada, o conhecimento do ciclo térmico contribuiria para verificar se houve aumento ou se a temperatura da junta diminuiu lentamente, para cada condição de soldagem avaliada. Como os ciclos térmicos não foram determinados, a análise da influência dos parâmetros de soldagem foi feita com base nas estimativas de energia térmica em cada condição de soldagem.

A aceleração da mesa móvel da máquina de soldagem está mostrada, em ordem decrescente, para todas as condições de soldagem avaliadas na figura 5.26. Observou-se que alterações em  $V_2$ ,  $T_u$  e  $T_p$  não influenciaram a aceleração da mesa móvel, diferentemente do que ocorre ao variar  $T_v$ ,  $E_i$  e  $U_p$ . No caso, o aumento de  $T_v$  diminuiu a aceleração da mesa móvel por aumentar o intervalo de tempo para que ela se desloque a uma mesma distância. O aumento de  $E_i$  fez com que a mesa percorresse uma distância maior durante a etapa de centelhamento em um mesmo intervalo de tempo, aumentando sua aceleração. Já o aumento de  $U_p$  diminuiu a distância percorrida pela mesa móvel durante a etapa de centelhamento e, consequentemente, sua aceleração.

Conforme mostrado na figura 3.8, quanto maior a aceleração da mesa móvel, menores serão os intervalos de circuito aberto de corrente elétrica, o que aumenta o rendimento

energético. Essas frações de circuito aberto, embora diminuam o calor total gerado, não foram medidas, mas foram consideradas qualitativamente na análise da influência dos parâmetros de soldagem por centelhamento.

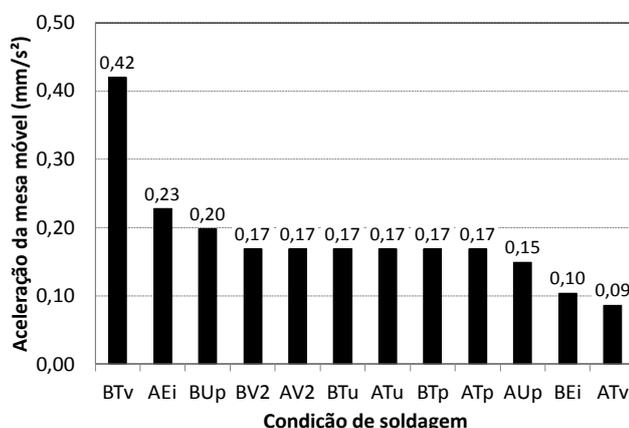


FIGURA 5.26 – Aceleração da mesa móvel na etapa de centelhamento em todas as condições de soldagem.

### 5.3.2. Efeito do tempo de aplicação de tensão elétrica

Com o prolongamento de  $T_v$  de 6,4 s para 14,1 s, ocorreu aumento de  $T_f$  de 4,35 s para 9,67 s, tabela IV.4, geração de maior quantidade de calor durante o centelhamento, de 1,3 MJ em BTv para 2,88 MJ em ATv, e do calor total de 10,8 MJ em BTv para 12,4 MJ em ATv, figura 5.25(a). Ao final da soldagem, o gradiente térmico foi menor em ATv e como resultado, houve diminuição na dureza tanto nas bordas quanto no centro da largura da junta, conforme resultados de dureza máxima na figura 5.27. Um comentário é que, mesmo que a aceleração da mesa móvel tenha sido menor, o que supostamente aumentou a fração de circuito aberto e o rendimento energético, o calor gerado para soldagem ainda foi maior em ATv e a análise pôde ser feita considerando-se somente  $T_f$ .

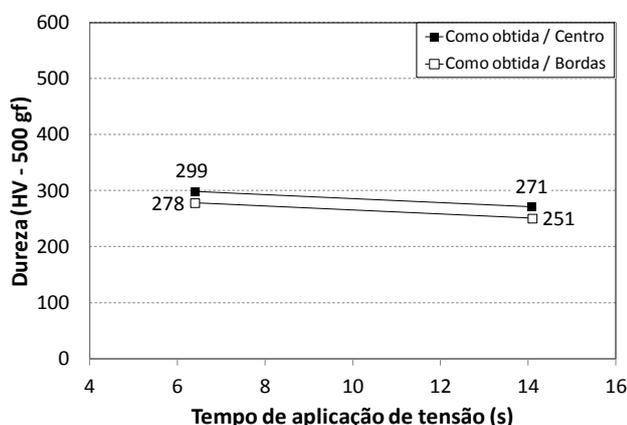


FIGURA 5.27 – Efeito de  $T_v$  na dureza máxima das juntas.

Além de diminuir a dureza, o aumento de  $T_v$  aumentou a repartição térmica e o comprimento da ZAC, conforme figura 5.28, efeito percebido nas bordas e no centro da largura das juntas.

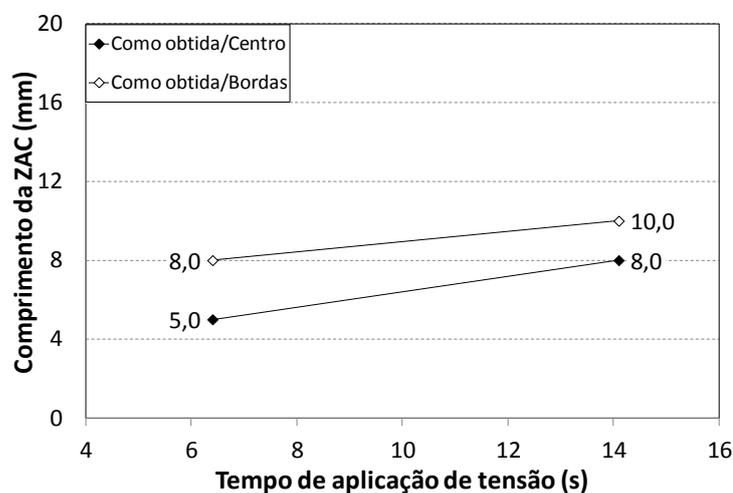


FIGURA 5.28 – Efeito de  $T_v$  no comprimento da ZAC.

Na figura 5.29, está mostrada a microestrutura da RGG no centro da largura das juntas soldadas com 6,4 s e 14,1 s de  $T_v$ . Em ambos os casos, a microestrutura foi constituída por ferrita, bainita, martensita revenida e MA nas bordas e no centro da largura das juntas. Porém, ao utilizar 14,1 s, os carbonetos na matriz apresentaram-se mais grosseiros, figura 5.29(b), o que justifica a menor dureza da ZAC comparativamente ao aplicar tensão elétrica por 6,4 s.

Nas bordas das juntas, houve maior quantidade de ferrita na RGG da junta soldada em  $AT_v$ , figura 5.29(d), que em  $BT_v$ , figura 5.29(c), o que explica a menor dureza máxima na ZAC ao aplicar 14,1 s de tensão elétrica.

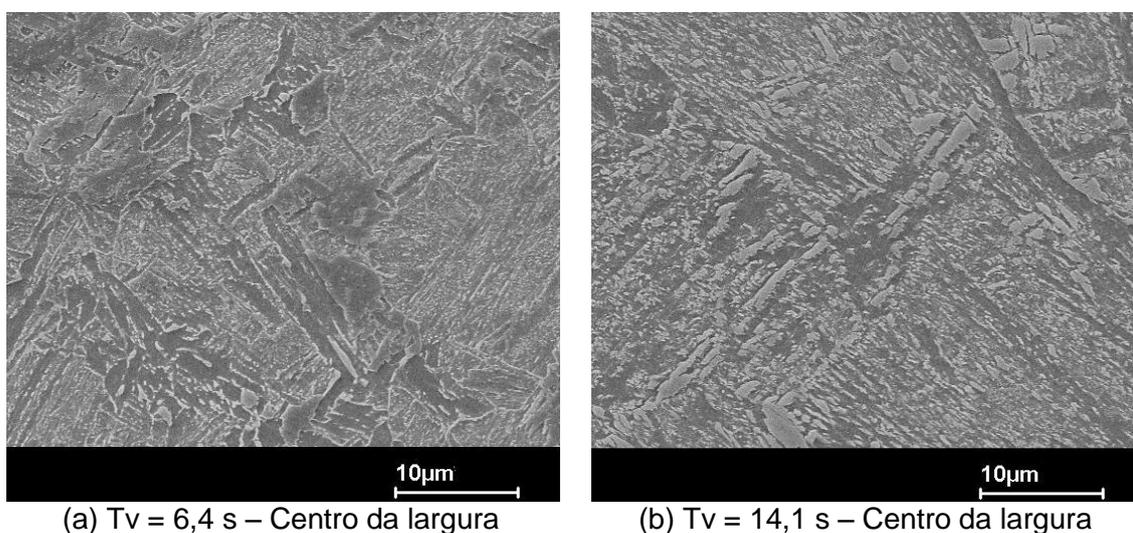


FIGURA 5.29 – Efeito de  $T_v$  na microestrutura da RGG.

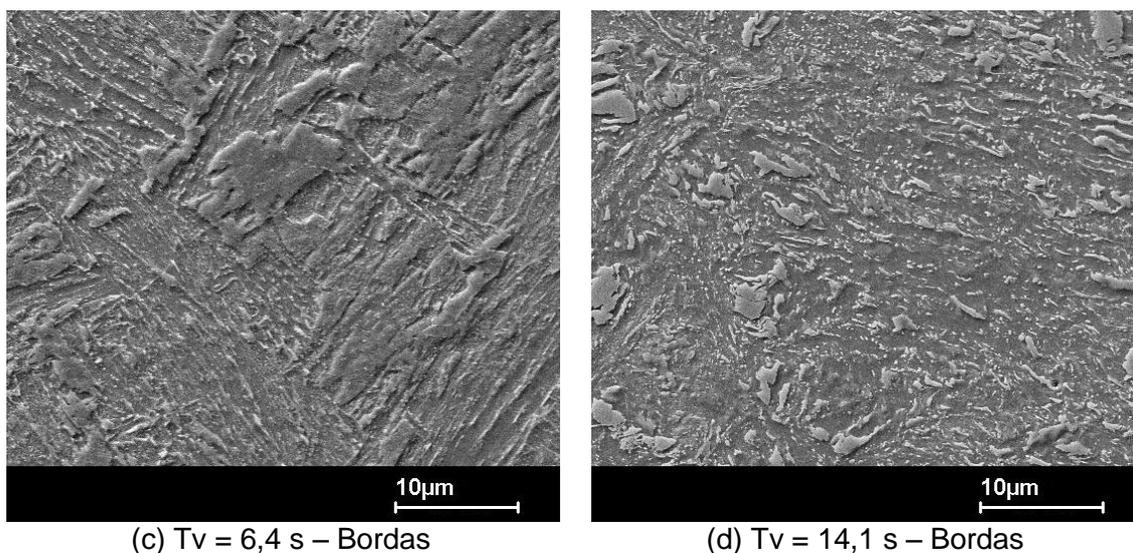


FIGURA 5.29 – Continuação.

Segundo o *Welding Handbook*<sup>(11)</sup>, o aumento de  $T_f$  faz com que a dureza das juntas diminua, o que foi verificado nos resultados neste estudo para o aço *dual phase* 780 ao prolongar  $T_v$ . Uma observação, no entanto, é que dependendo do aço a ser soldado, o efeito na redução da dureza da junta pode ser pequeno a ponto de ser considerado desprezível, o que depende de seu CE[IIW] e de seu principal mecanismo de endurecimento, conforme citado por Araújo *et al*<sup>(32)</sup>. No geral, pode-se considerar que aços com menor teor de liga são menos sensíveis a variações na dureza durante o resfriamento provocadas por alterações em  $T_v$ , o que não foi o caso do aço *dual phase* 780 avaliado.

### 5.3.3. Efeito da tensão elétrica eficaz do segundo estágio

Com o aumento de  $V_2$ , houve diminuição da corrente elétrica no segundo estágio de aplicação de tensão, tabela IV.5, e aumento da tensão elétrica e corrente elétrica eficazes no recalque, tabela IV.8. A partir da energia térmica estimada, figura 5.25(b), o calor gerado no centelhamento foi menor em AV2 (1,87 MJ) que em BV2 (2,3 MJ), o que significa que o gradiente térmico, ao final do centelhamento, foi maior ao aplicar 15,6 V de tensão elétrica.

Já durante o recalque, houve maior geração de calor ao utilizar 15,6 V de tensão elétrica (1,38 MJ) em comparação a 9,9 V (0,42 MJ) e ao final dessa etapa, a quantidade de calor gerada foi maior em AV2 (3,25 MJ) que em BV2 (2,72 MJ), ocorrendo aumento da temperatura de pico e melhor controle do resfriamento na junta soldada com 15,6 V. Ao final da soldagem, percebeu-se pequena diminuição na

dureza máxima da ZAC com o aumento de V2, figura 5.30, tanto nas bordas quanto no centro da largura das juntas.

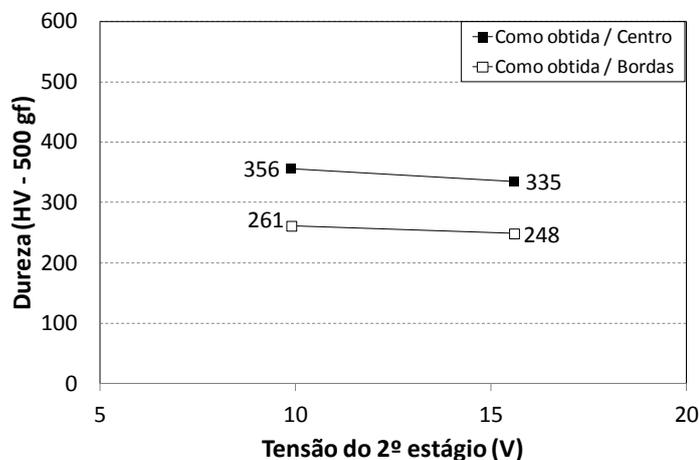


FIGURA 5.30 – Efeito de V2 na dureza máxima das juntas.

Além de exercer pouca influência na dureza máxima, alterações em V2 também influenciaram pouco a repartição térmica fazendo com que o comprimento da ZAC praticamente não alterasse entre as condições BV2 e AV2, figura 5.31.

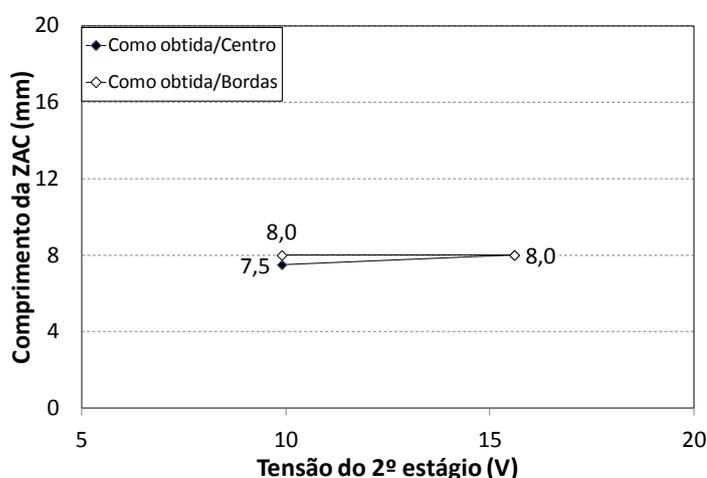


FIGURA 5.31 – Efeito de V2 no comprimento da ZAC.

Ao analisar a RGG, as juntas apresentaram praticamente os mesmos constituintes com o emprego de 9,9 V e 15,6 V. No centro da largura, a microestrutura foi constituída por ferrita, bainita, martensita revenida e MA nas duas condições de soldagem, figuras 5.32(a) e (b). Em AV2, porém, a microestrutura da RGG apresentou quantidade pouco maior de ferrita em relação à junta soldada com 9,9 V justificando a dureza pouco menor encontrada ao soldar com 15,6 V.

Os mesmos constituintes formados na RGG no centro da largura foram observados nas bordas das juntas, figura 5.32(c) e (d), com a diferença que a quantidade de ferrita

nas bordas foi maior, em particular com o emprego de 15,6 V, em que houve a formação de quantidade pouco maior de ferrita em relação a 9,9 V, justificando a menor dureza.

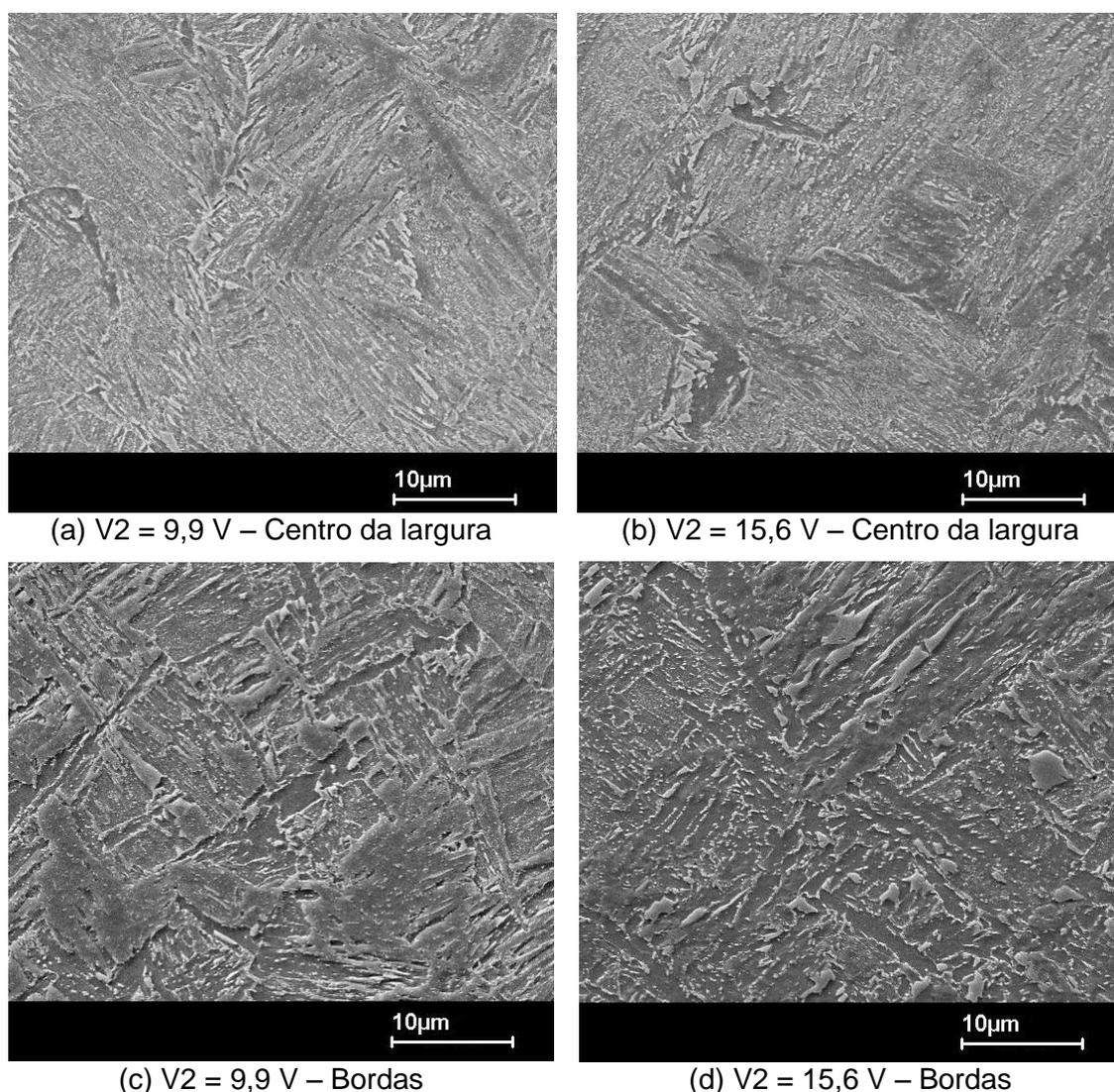


FIGURA 5.32 – Efeito de V2 na microestrutura da RGG.

Segundo Nippes *et alii*<sup>(22)</sup>, alterações na tensão elétrica não modificam a distribuição de temperaturas na junta. Nos resultados obtidos neste estudo, a dureza máxima e a distribuição de dureza apresentaram uma pequena variação com V2, o que significa que a distribuição de temperaturas na junta foi muito próxima entre as condições BV2 e AV2. Mesmo que as quantidades de calor aplicadas às juntas com 9,9 V e 15,6 V tenham sido diferentes, os resultados obtidos neste estudo ao variar V2 podem ser considerados, de uma forma aproximada, de acordo com o verificado pelos autores citados.

Os resultados deste estudo também podem ser considerados de acordo com o verificado por Krishnaraj *et al*<sup>(44)</sup>, que avaliaram a influência de V2 nos perfis de dureza da ZAC em aço destinado à fabricação de tiras. Segundo esses autores, V2 não provoca alteração significativa nos perfis de dureza ao longo da ZAC, o que significa que a distribuição de temperaturas não altera substancialmente com mudanças na tensão elétrica do segundo estágio.

O *Welding Handbook*<sup>(11)</sup>, por sua vez, cita que tensões elétricas baixas aumentam a tendência de a junta resfriar e o metal pode não ter plasticidade suficiente para que um recalque apropriado seja realizado. Essa afirmação não está de acordo com os resultados obtidos neste estudo. A partir das estimativas de energia térmica mostradas na figura 5.25(b), ao soldar com 9,9 V, o calor gerado ao final do centelhamento foi maior que ao soldar com 15,6 V, favorecendo a aplicação do recalque em BV2. Além disso, a fração de circuito aberto é maior com a utilização de tensões elétricas maiores, conforme figura 3.9, o que diminuiu o rendimento energético ao soldar na condição AV2 comparativamente à condição BV2, contribuindo ainda mais para a obtenção de menor temperatura de pico e de maior gradiente térmico na RGG da junta soldada com 15,6 V. No caso, é provável que a afirmativa do *Welding Handbook* tenha sido feita com base em condições de soldagem particulares ou empregando-se fonte elétrica com características diferentes da utilizada para realização dos testes de soldagem, provocando efeito distinto do observado neste estudo.

#### **5.3.4. Efeito do comprimento de recalque**

O aumento de  $U_p$  fez com que a mesa móvel da máquina de soldagem se deslocasse com menor aceleração durante a etapa de centelhamento, figura 5.26. Dessa forma, o tempo de início de formação das primeiras pontes de contato foi maior, diminuindo  $T_{f1}$  para 0,8 s, enquanto que em BUp,  $T_{f1}$  foi de 1,2 s. Porém, mesmo com a diferença de 0,4 s de centelhamento no primeiro estágio, houve pouca variação na energia térmica total estimada ao aumentar o recalque de 3,7 mm (11,6 MJ) para 6,2 mm (11,5 MJ), figura 5.25(c). Deve-se considerar também que, com a menor aceleração da mesa móvel, a fração de circuito aberto foi maior, diminuindo ainda mais o rendimento energético e a energia total em AUp em relação à BUp.

Por outro lado, o aumento do comprimento de recalque aumenta a quantidade de metal aquecido expulso da junta. Como a região ao redor das superfícies em união corresponde à região de granulação mais grosseira da ZAC, o aumento de  $U_p$  remove

maior quantidade dessa região grosseira, permanecendo as regiões menos aquecidas, que são resfriadas mais lentamente, na junta. Adicionalmente, maiores comprimentos de recalque provocam maior reorientação das linhas de fluxo de material para as superfícies da junta, conforme citado no *Welding Handbook*<sup>(11)</sup>.

Ao soldar utilizando-se 6,2 mm de recalque, houve maior expulsão de metal aquecido comparativamente a 3,7 mm. Como a dureza da ZAC aumentou gradativamente no sentido da linha de solda, houve alteração na distribuição de dureza ao longo da ZAC e diminuição na dureza máxima da junta na condição AUp. Essa diminuição, no entanto, foi observada com mais clareza no centro da largura das juntas, figura 5.33, enquanto nas bordas, praticamente não foi verificada diferença na dureza máxima.

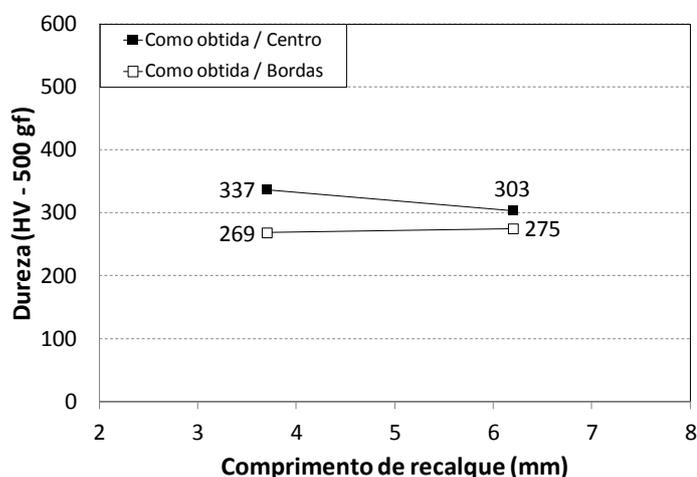


FIGURA 5.33 – Efeito de Up na dureza máxima das juntas.

Como ocorreu maior expulsão de metal aquecido com o aumento de Up, a ZAC diminuiu, fato constatado nas bordas e no centro da largura das juntas, figura 5.34.

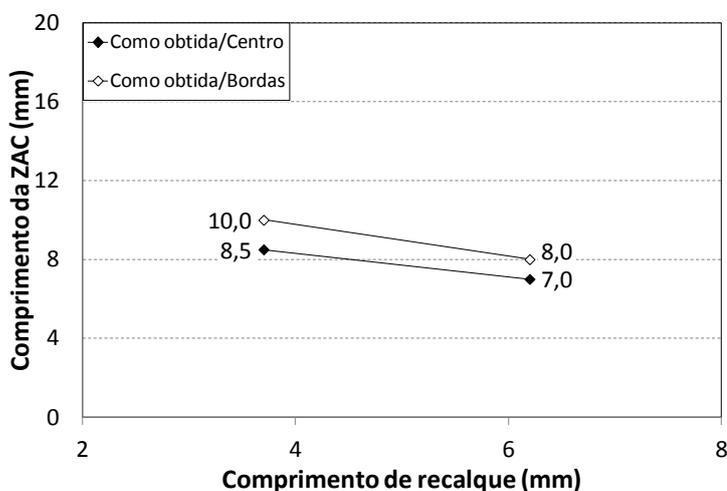


FIGURA 5.34 – Efeito de Up na extensão da ZAC.

Em termos de microestrutura, a RGG foi constituída por ferrita, bainita, martensita revenida e MA no centro das juntas soldadas em BUp e AUp, figuras 5.35(a) e (b). Na junta soldada em AUp, no entanto, a RGG no centro da largura da junta apresentou maior quantidade de ferrita, o que justifica a menor dureza em relação à BUp. Nas bordas, mesmo com menor formação de ferrita e MA, os carbonetos foram mais refinados em AUp, resultando em dureza máxima muito próxima da condição BUp, figuras 5.35(c) e (d).

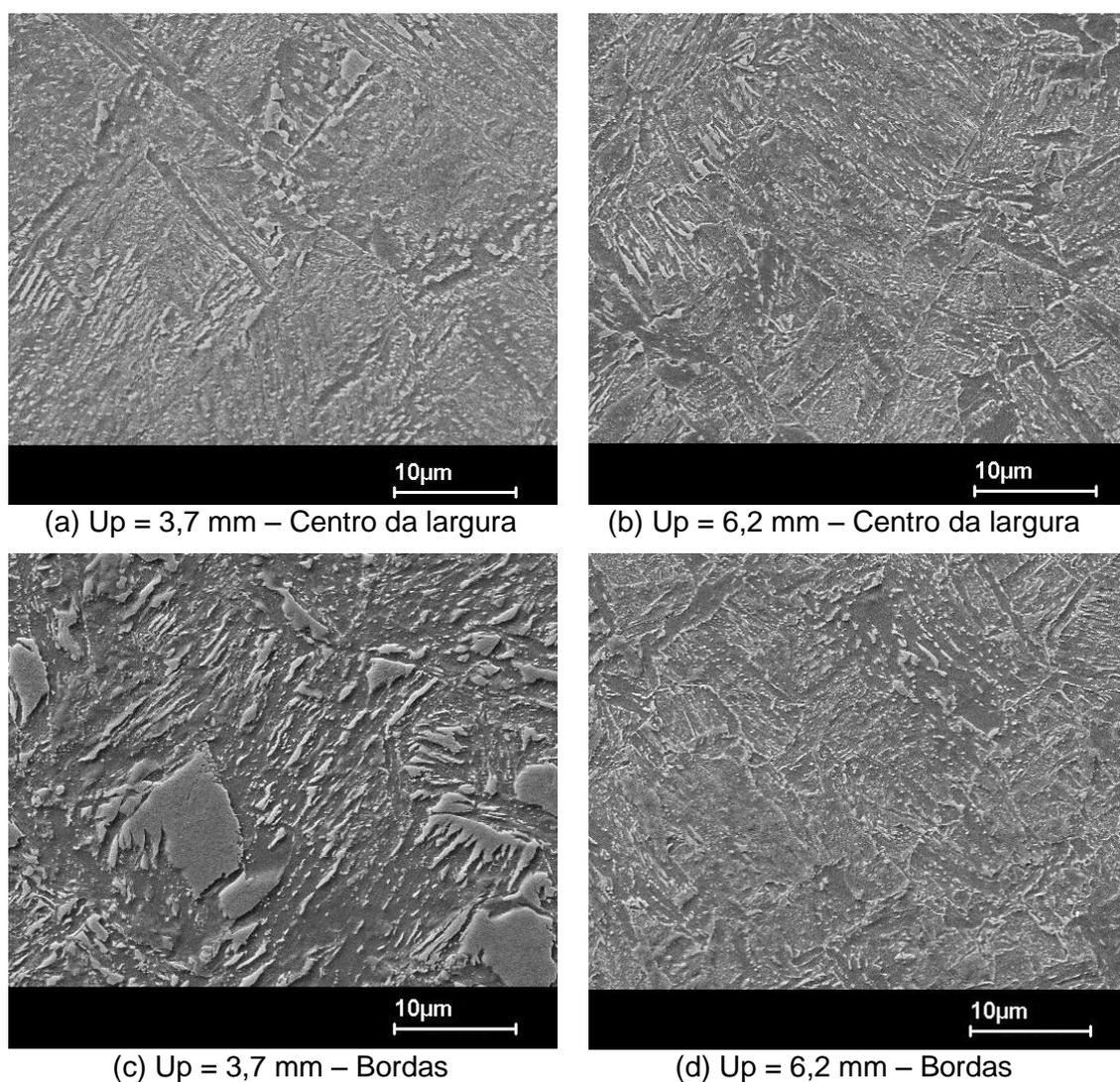


FIGURA 5.35 – Efeito de Up na microestrutura da RGG.

Krishnaraj *et alii*<sup>(44)</sup> realizaram estudos para investigar o efeito do recalque nas características de juntas soldadas de aço C-Mn destinado à fabricação de chapas e, com base nos seus resultados, a aplicação de corrente elétrica no recalque pode influenciar consideravelmente a distribuição de dureza das juntas, o que não ocorre com o comprimento de recalque. Segundo Krishnaraj *et alii*, o aumento de Up provoca

apenas um pequeno aumento na dureza das juntas. Considerando-se as juntas analisadas neste estudo, a variação de dureza, mesmo que não tenha apresentado a mesma tendência entre bordas e centro da largura, foi considerável no centro da largura, onde houve diminuição, e pouco significativa nas bordas, onde houve pequeno aumento na dureza máxima da ZAC.

A maioria das fontes de literatura pesquisadas, no entanto, relaciona a influência do recalque com a quantidade de contaminantes aprisionados na linha de solda e não com a dureza das juntas<sup>(11,21,28)</sup>. De uma maneira geral, todas essas fontes concordam que o aumento do comprimento de recalque expulsa maior quantidade de metal líquido e impurezas da linha de solda e esse aumento requer aplicação de maior força. Valores insuficientes de recalque fazem com que porosidades, restos de metal no estado bruto de fusão, óxidos e outras impurezas permaneçam na LS. Já quando o recalque for em excesso, além de haver risco de encavalamento, o bandeamento e uma quantidade maior de inclusões alongadas do metal base podem se reorientar em direção às superfícies da junta, prejudicando suas propriedades mecânicas.

As análises realizadas por essas fontes foram feitas para investigar o efeito do comprimento de recalque na ductilidade e na tenacidade das juntas, sem fazer inferências à variação de dureza da ZAC, o que eventualmente ocorreu com alterações em  $U_p$ . Em todos esses casos, as conclusões mostraram que, com o aumento de  $U_p$ , ambas as propriedades mecânicas citadas diminuem, o que foi justificado pela maior quantidade de inclusões alongadas e de bandeamento reorientado em direção às superfícies da junta.

Embora tenham sido avaliados aços com  $C_{eq}[FBW]$  elevado, alguns inclusive maiores que 0,60, referente ao aço analisado neste estudo, susceptíveis a elevado endurecimento na ZAC, a ductilidade e a tenacidade das juntas não foram relacionadas à dureza da ZAC, provavelmente porque esses autores consideraram a dureza menos determinante para a aplicação final comparativamente ao bandeamento e às inclusões alongadas em direção às superfícies das juntas.

### **5.3.5. Efeito da extensão inicial**

Ao aumentar a extensão inicial de 11,0 mm para 17,3 mm, a mesa móvel da máquina de soldagem se deslocou com maior aceleração, diminuindo o tempo de início do centelhamento, tabela IV.6. O tempo total de centelhamento foi maior e a energia térmica gerada ao final do centelhamento com 17,3 mm de extensão inicial (2,19 MJ)

também foi maior que com 11,0 mm (1,65 MJ), resultando em um aumento da quantidade de calor total de 11,2 MJ em BEi para 11,7 MJ em AEi, figura 5.25(d). Além disso, a fração de circuito aberto de corrente elétrica foi menor em AEi, resultando em melhor rendimento energético nesta condição de soldagem.

O fato de a energia térmica total gerada na condição AEi ter sido maior induz que o gradiente térmico estabelecido ao final da soldagem foi menor em relação à condição BEi. Adicionalmente, na junta soldada com extensão inicial de 17,3 mm, o calor gerado foi distribuído em uma extensão maior das peças, de 18,3 mm, correspondente à distância entre as mesas ao final do centelhamento,  $D_f$  da equação (4.4), o que contribuiu para reduzir ainda mais o gradiente térmico e a velocidade de resfriamento da junta soldada em AEi em relação à BEi, cujo valor de  $D_f$  foi de 12,0 mm.

Ao término da soldagem, verificou-se marcante redução da dureza máxima das juntas soldadas com o aumento da extensão inicial, figura 5.36. Além de diminuir o gradiente térmico, a maior quantidade e distribuição do calor ao longo de uma extensão maior das partes em AEi fez com que a ZAC aumentasse, figura 5.37.

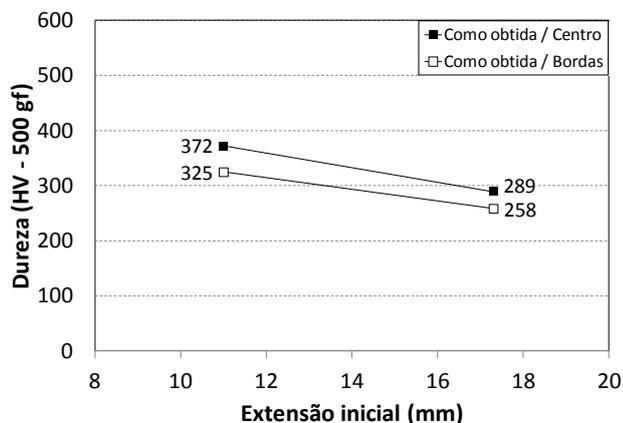


FIGURA 5.36 – Efeito de Ei na dureza máxima das juntas.

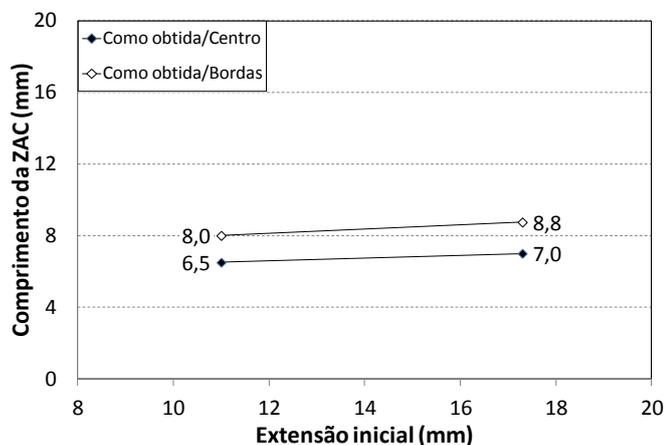


FIGURA 5.37 – Efeito de Ei na extensão da ZAC.

Ao examinar a microestrutura da RGG no centro da largura das juntas soldadas nas condições BEi e AEi, verificou-se que ela foi constituída por ferrita, bainita, martensita revenida e MA em ambas as condições de soldagem, figura 5.38. No entanto, ao utilizar 17,3 mm de extensão inicial, a microestrutura foi mais grosseira e apresentou quantidade maior de ferrita em comparação a 11,0 mm, tanto nas bordas quanto no centro da largura das juntas, justificando a menor dureza em AEi.

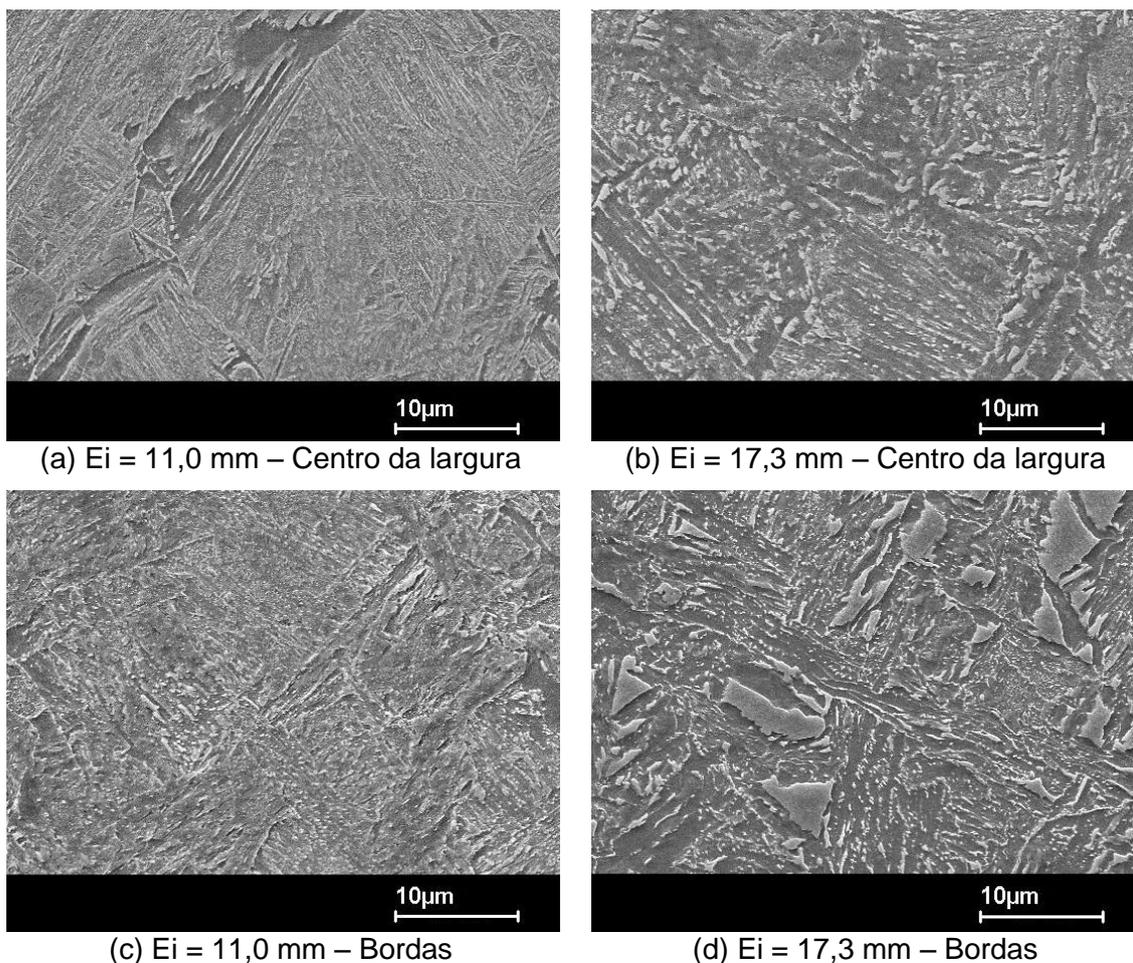


FIGURA 5.38 – Efeito de Ei na microestrutura da RGG.

A influência de Ei foi avaliada em um aço *dual phase* Mn-Cr-Mo de microestrutura ferrita e martensita por Gosh *et alli*<sup>(31,33)</sup>. Esses pesquisadores investigaram o efeito do parâmetro  $D_f$  (distância das mesas ao final do recalque), que está relacionado com Ei, em consideração neste estudo. Gosh *et alli* avaliaram valores de  $D_f$  entre 20 e 40 mm e verificaram que o aumento desse valor, de uma maneira geral, reduziu o gradiente térmico e a taxa de resfriamento, formando ZACs com menor dureza máxima, figura 3.14, caso a condição de resfriamento após soldagem não fosse forçada. Essa menor dureza foi resultado da formação de maior quantidade de constituintes mais macios na microestrutura da ZAC, similar ao verificado neste estudo.

No entanto, Gosh *et alli* estavam interessados em estudar o efeito de diferentes ciclos térmicos de soldagem, obtidos ao variar  $D_f$ , na diminuição do amaciamento da ZAC e nas propriedades mecânicas em tração das juntas, que são prejudicadas devido à ocorrência desse amaciamento. Esses autores variaram  $D_f$  utilizando-se a mesma quantidade de energia térmica e duas condições de resfriamento após soldagem, que foram a normal e a forçada ao ar<sup>(31,33)</sup>. Neste estudo, porém, a energia térmica aplicada foi maior em AEi que em BEi, diferentemente do que foi feito por Gosh *et alli*, e estudou-se apenas uma condição de resfriamento após soldagem.

### 5.3.6. Efeito do tempo de aplicação de corrente elétrica no recalque

O aumento de  $T_u$  influenciou a quantidade de energia térmica gerada apenas no recalque. Nas condições  $BT_u$  e  $AT_u$ , o calor gerado no centelhamento foi o mesmo (2,08 MJ), estabelecendo-se um mesmo gradiente térmico ao final desta etapa, figura 5.25(e). Durante o recalque, gerou-se 0,22 MJ ao aplicar corrente elétrica por 0,2 s e 0,97 MJ ao utilizar essa mesma corrente por 0,9 s, o que significa que houve menor gradiente térmico em  $AT_u$ . Ao final da soldagem, a energia térmica total foi de 11,2 MJ em  $BT_u$  e de 11,9 MJ em  $AT_u$ . Cabe observar que, nessas duas condições de soldagem, a mesa móvel se deslocou com a mesma aceleração na etapa de centelhamento, figura 5.26, apresentando uma mesma fração de circuito aberto e rendimento energético ao final dessa etapa. Ao final da soldagem, verificou-se pequena diminuição da dureza no centro da largura, e diminuição desprezível nas bordas da junta, figura 5.39.

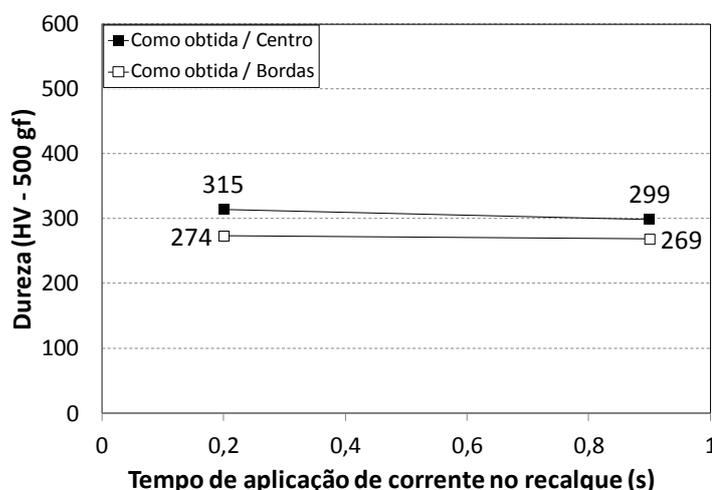


FIGURA 5.39 – Efeito de  $T_u$  na dureza máxima da ZAC.

Além de diminuir o gradiente térmico, houve aumento da repartição térmica ao aumentar  $T_u$  para 0,9 s, provocando aumento da ZAC, figura 5.40.

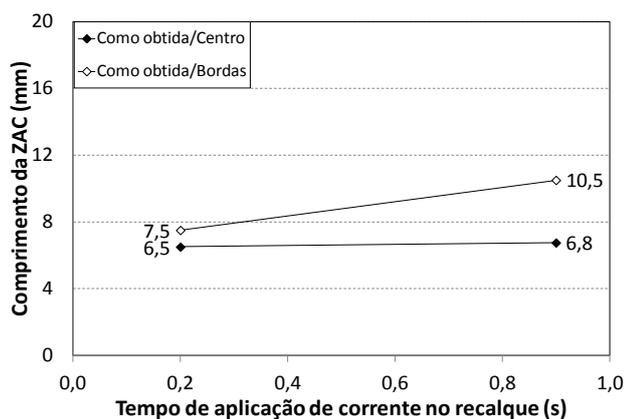


FIGURA 5.40 – Efeito de  $T_u$  no tamanho da ZAC.

Nas juntas obtidas em BTu e em ATu, houve formação de ferrita, bainita, martensita revenida e MA na RGG, com a diferença que a microestrutura foi grosseira e a quantidade de ferrita foi maior em ATu, figura 5.41, justificando a redução de dureza.

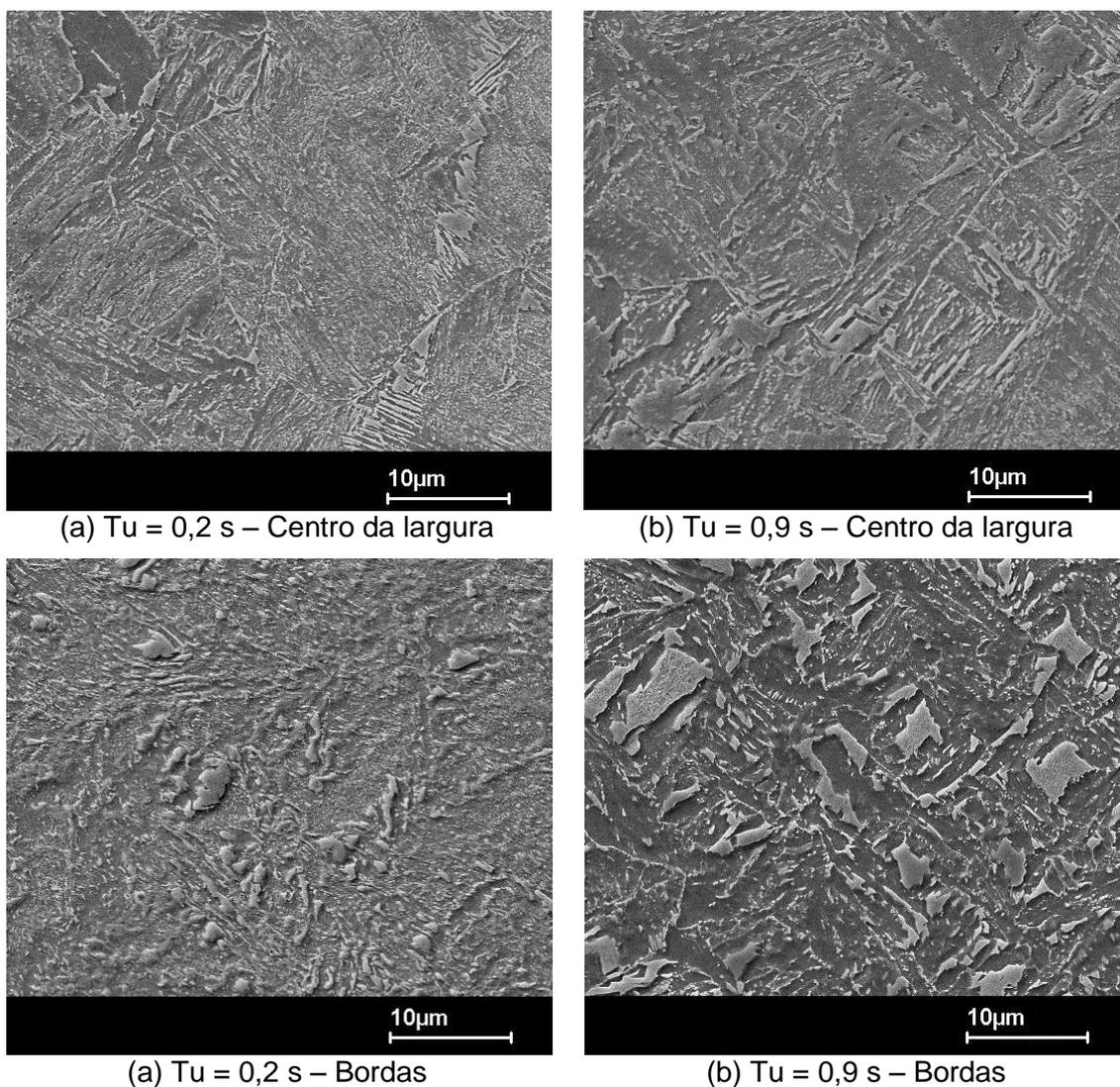


FIGURA 5.41 – Efeito de  $T_u$  na microestrutura da RGG.

Segundo o *Welding handbook*<sup>(11)</sup>, a aplicação de corrente elétrica após o centelhamento tem o objetivo de diminuir a força de recalque e controlar a taxa de resfriamento da junta, tendo como benefícios assegurar que o metal líquido e as impurezas existentes nas superfícies em contato sejam expelidas e que uma microestrutura adequada seja formada. Se a quantidade de calor for muito alta, há o risco de ocorrência de queima, oxidação e excessivo amaciamento do metal. Se o calor gerado for insuficiente, trincas longitudinais ao longo da área de solda podem ser formadas e defeitos como inclusões e porosidades podem não ser expulsos apropriadamente da junta.

Os efeitos citados também foram comprovados por Krishnaraj *et al*<sup>(44)</sup>. Além desses efeitos, esses pesquisadores também investigaram o efeito que a corrente elétrica no recalque exerce na dureza das juntas e verificaram que, ao prolongar  $T_u$ , ocorre aumento na plasticidade do metal, formação de perfis de dureza mais uniformes e aumento da ZAC. Esses resultados estão de acordo com os obtidos neste estudo ao prolongar  $T_u$  de 0,2 s para 0,9 s para o aço em análise.

### 5.3.7. Efeito do tempo de pós-aquecimento

Conforme mostrado na figura 5.25(e), o aumento do pós-aquecimento de 8,1 s para 20,4 s aumentou o calor gerado nessa etapa de 5,6 MJ para 13,7 MJ e praticamente dobrou a energia térmica total, de 8,4 MJ para 16,4 MJ. No pós-aquecimento, essa energia foi distribuída ao longo da extensão final das peças e utilizada, portanto, para reduzir o gradiente térmico na junta. Como resultado, houve marcante redução da dureza máxima da junta soldada em ATp em relação à BTp, figura 5.42.

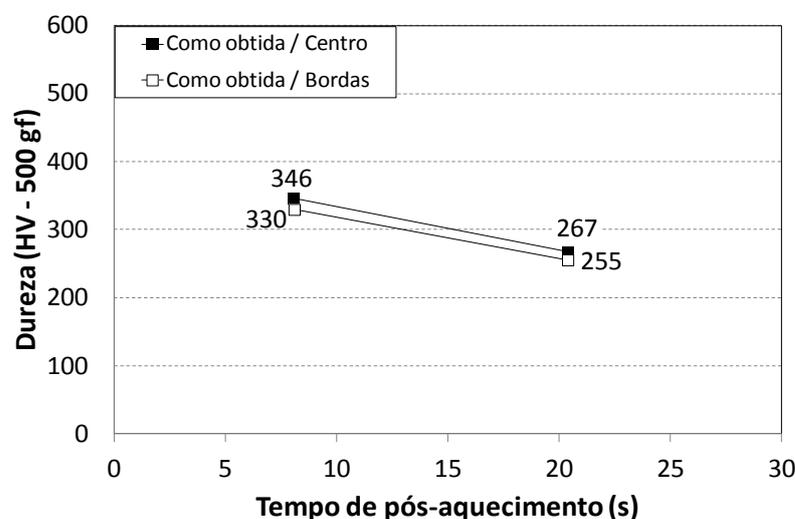


FIGURA 5.42 – Efeito de  $T_p$  na dureza máxima da ZAC.

O efeito no comprimento da ZAC, porém, foi diferente entre bordas e centro da largura das juntas. Embora houvesse aumento da repartição térmica ao aplicar 20,4 s, o prolongamento do pós-aquecimento na condição ATp reduziu uniformemente o nível de dureza de todas as regiões da ZAC no centro da largura das juntas, provocando diminuição da ZAC, figura 5.43. Já nas bordas, o maior calor aplicado comparativamente ao centro da largura influenciou um extenso trecho da junta, fazendo com que a ZAC aumentasse em relação à condição BTp para um valor superior a 20 mm, medição limitada ao tamanho da amostra metalográfica.

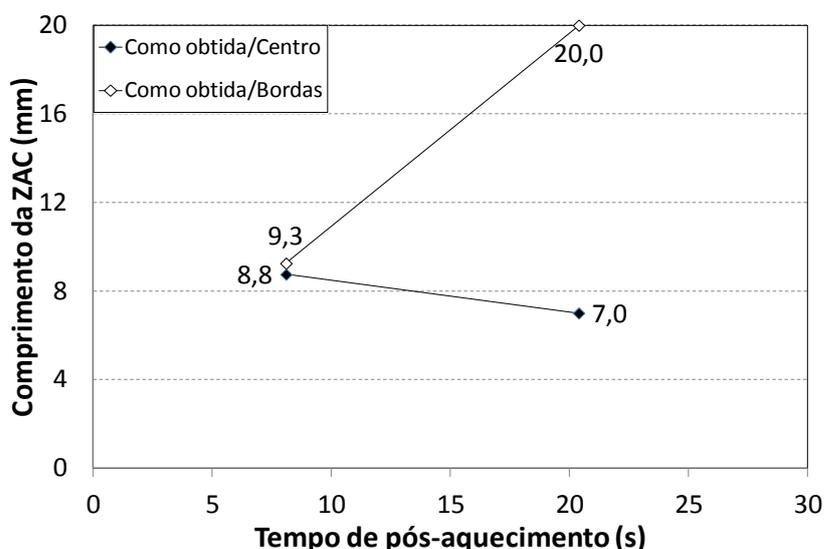


FIGURA 5.43 – Efeito de T<sub>p</sub> no comprimento da ZAC.

Ao analisar a RGG no centro da largura das juntas, a microestrutura foi constituída por ferrita, bainita, martensita revenida e MA com a aplicação de 8,1 s de pós-aquecimento, figura 5.44(a). Ao prolongar o pós-aquecimento para 20,4 s, houve considerável aumento da fração volumétrica de martensita revenida, em detrimento do constituinte MA, e formação de carbonetos mais grosseiros na matriz, figura 5.44(b), o que justifica a redução de dureza da junta soldada na condição ATp em relação à BTp.

Nas bordas, a RGG também foi constituída por ferrita, bainita, martensita revenida e MA ao aplicar 8,1 s de pós-aquecimento, figura 5.44(c), com a diferença que a fração volumétrica de ferrita foi maior e que os carbonetos foram mais grosseiros que no centro da largura das juntas. Ao aplicar 20,4 s de pós-aquecimento, a RGG, conforme comentado no tópico 5.2.3.(a), apresentou diferenças significativas em relação ao centro de largura da junta, com formação de ferrita, em grande parte poligonal, bainita e MA, figura 5.44(d). Como resultado, mesmo com maior quantidade de MA, a maior fração de ferrita na junta soldada em ATp foi preponderante para diminuir a dureza nas bordas em relação à junta soldada com 8,1 s de pós-aquecimento.

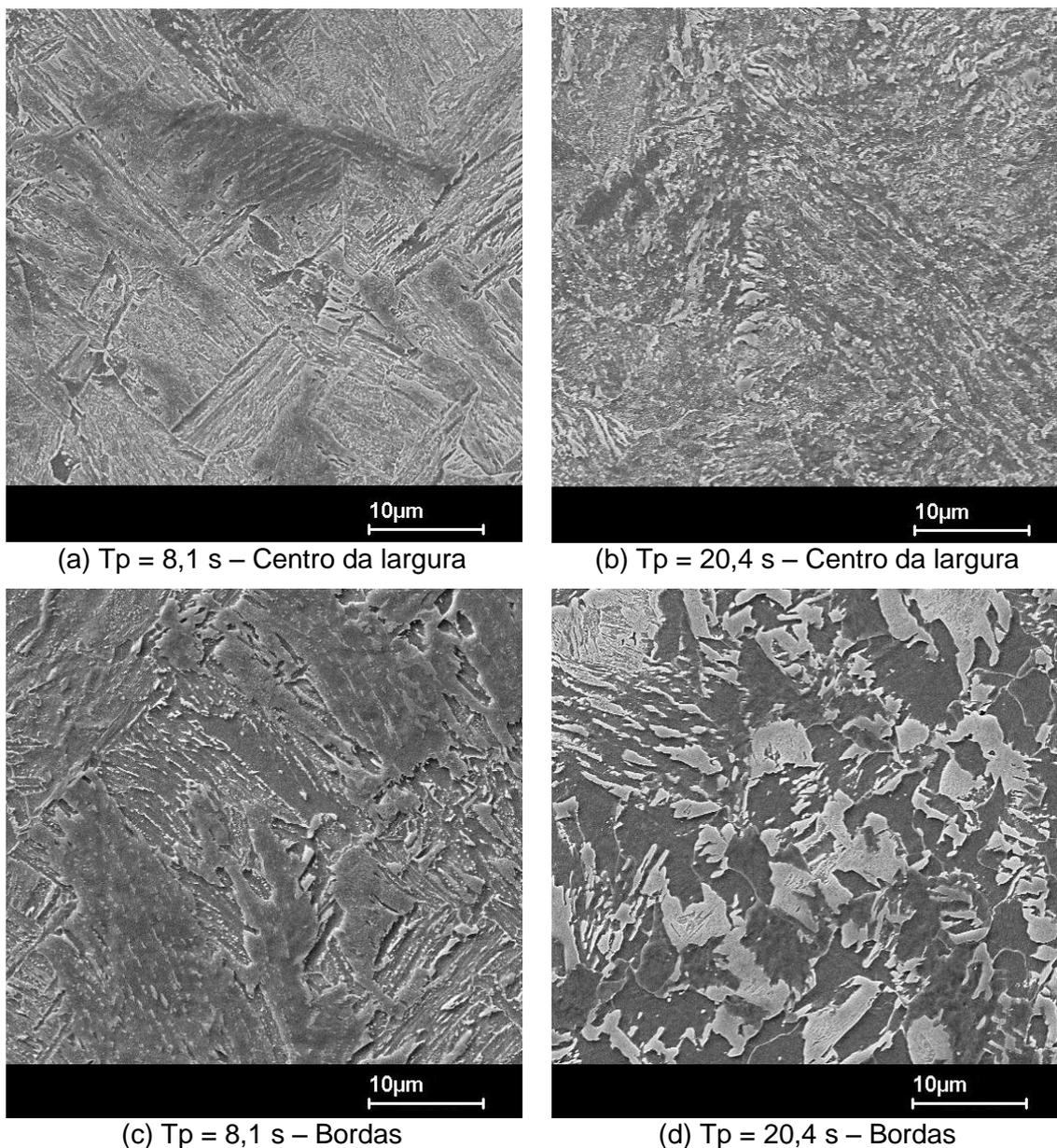


FIGURA 5.44 – Efeito de  $T_p$  na microestrutura da RGG.

De uma forma geral, as fontes de literatura pesquisadas<sup>(11,21,44)</sup> estão em consenso e citam que o pós-aquecimento têm efeitos benéficos nas propriedades mecânicas das juntas, particularmente em aços alto carbono, mais suscetíveis à ocorrência de trincas após o resfriamento. Ichiyama *et al*<sup>(21)</sup> realizaram estudos em aços C-Mn microligados ao Nb e com diferentes teores de Si, destinados à fabricação de tiras de 2,4 mm a 3,2 mm de espessura. Estes autores verificaram que o pós-aquecimento provocou recozimento do material com o ciclo térmico imposto e diminuiu consideravelmente o comprimento das trincas nucleadas na solda em ensaios de dobramento a 180°, resultando em uma melhoria substancial na ductilidade das juntas, o que foi atribuído à redução de dureza da ZAC provocada pelo pós-tratamento.

### 5.3.8. Comparação entre condições de soldagem

#### a) Efeito na dureza da ZAC

Na figura 5.45 está mostrada a dureza máxima da ZAC considerando-se a média dos resultados obtidos nas bordas e no centro da largura das juntas para cada condição de soldagem. As condições de soldagem BEi e BTp se destacaram por resultar na formação de juntas com elevada dureza na ZAC, figura 5.45(a), e o aspecto comum foi que a RGG exibiu elevada quantidade de bainita e de MA na microestrutura, figuras 5.38(a) e (b) e 5.44(a) e (b). Após laminação a frio, a condição BEi ainda se destacou por resultar em ZACs de elevada dureza, assim como a condição BTv, enquanto que BTp apresentou aumento de dureza intermediário entre as condições de soldagem analisadas, figura 5.45(b).

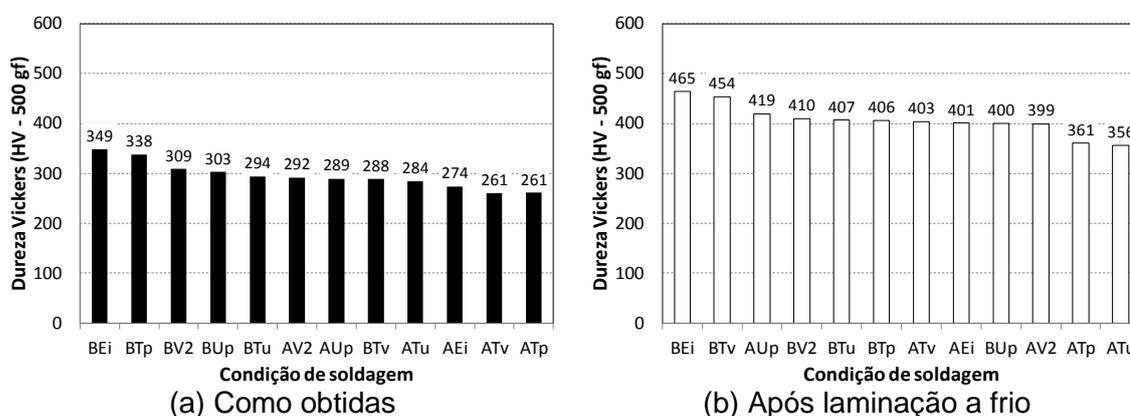


FIGURA 5.45 – Dureza máxima da ZAC para todas as condições de soldagem, considerando-se a média dos resultados obtidos entre bordas e centro da largura das juntas.

Em relação às condições de soldagem que resultaram em ZACs com menores incrementos de dureza, cita-se a condição ATP, figura 5.45. As condições ATv e AEi também resultaram em ZACs de baixa dureza nas juntas como obtidas, figura 5.45(a), mas não necessariamente após serem laminadas a frio, figura 5.45(b). Essas três condições de soldagem apresentaram a característica comum de que a microestrutura da RGG foi mais grosseira e constituída predominantemente por martensita revenida, figuras 5.29(b) e (d), 5.38(b) e (d) e 5.44(b) e (d).

Levando-se em consideração a média dos resultados de dureza máxima obtidos entre as juntas como obtidas e laminadas a frio, as condições BEi, BTp e BTv ainda se destacam na obtenção de juntas de elevado incremento de dureza na ZAC, enquanto que as condições ATP, AEi e ATv, na diminuição desse incremento, figura 5.46.

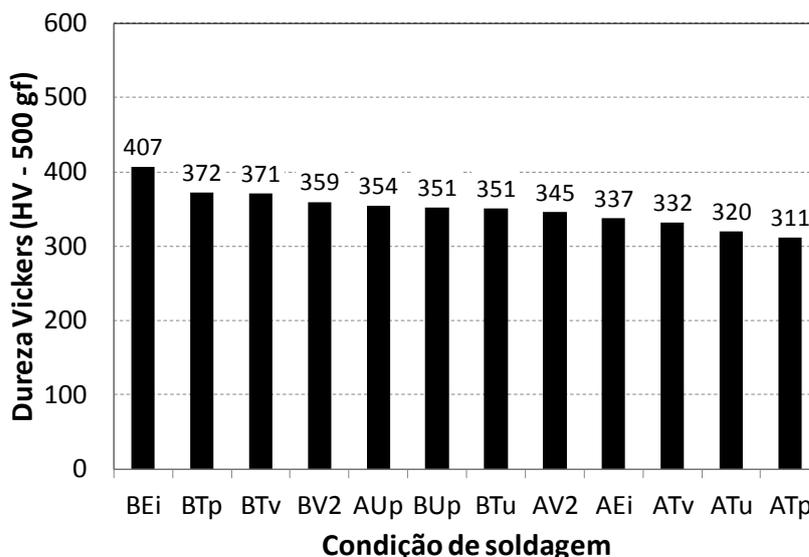


FIGURA 5.46 – Dureza máxima da ZAC para cada condição de soldagem, considerando-se a média dos resultados das bordas e do centro da largura das juntas como obtidas e após serem laminadas a frio.

Na figura 5.47 está mostrada, comparativamente, a variação da dureza máxima da ZAC provocada pelo aumento de cada parâmetro de soldagem avaliado, considerando a média dos resultados obtidos entre bordas e centro da largura. Nas juntas como obtidas, os parâmetros Tp e Ei foram os que mais influenciaram a dureza máxima da ZAC, ao passo que Up e Tu, os que menos influenciaram, figura 5.47(a). Nas juntas após laminação a frio, Ei foi o parâmetro de maior influência na dureza máxima da ZAC e, Up e V2, os parâmetros que menos influenciaram essa dureza, figura 5.47(b).

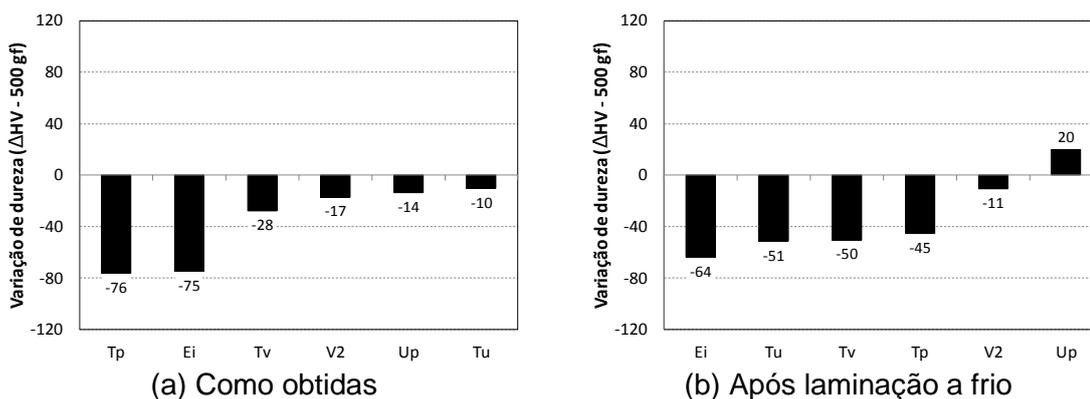


FIGURA 5.47 – Variação da dureza máxima da ZAC causada pelo aumento do valor do parâmetro de soldagem (média entre bordas e centro da largura).

Caso seja considerada a média da dureza máxima das juntas como obtidas e após laminação a frio, Ei e Tp ainda foram os parâmetros que mais influenciaram a dureza máxima da ZAC. Up e V2 foram os parâmetros de menor influência e Tv e Tu exerceram influência intermediária entre os seis parâmetros de soldagem avaliados, figura 5.48.

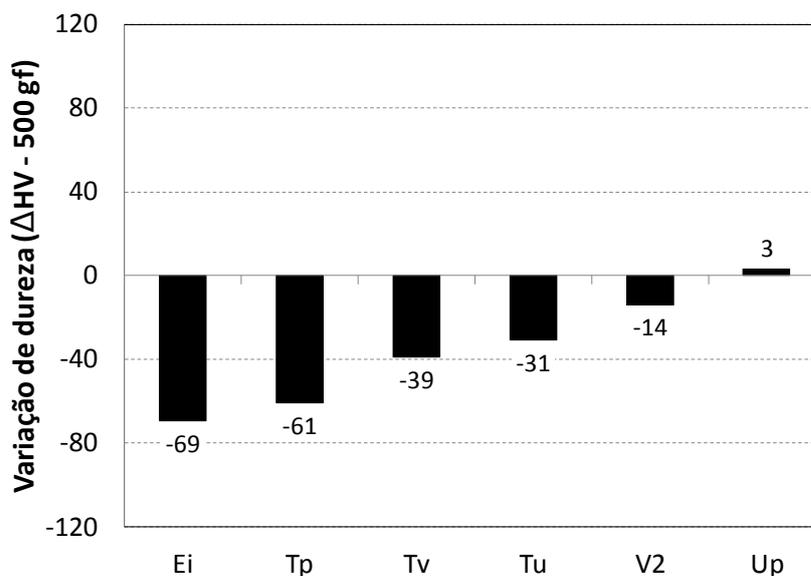


FIGURA 5.48 – Variação de dureza máxima da ZAC causada pelo aumento do valor do parâmetro de soldagem (média entre bordas e centro da largura das juntas como obtidas e após laminação a frio).

O aumento de  $E_i$  de 11,0 mm para 17,3 mm e de  $T_p$  de 8,1 s para 20,4 s alterou substancialmente a microestrutura da RGG, conforme mostrado nas figuras 5.38 e 5.44. Tanto com o aumento de  $E_i$  para 17,3 mm quanto de  $T_p$  para 20,4 s, ocorreu intensa formação de microestrutura grosseira na RGG, o que justifica a marcante queda de dureza ao aplicar as condições de soldagem  $AE_i$  e  $AT_p$ , respectivamente, em relação às condições  $BE_i$  e  $BT_p$ .

Por outro lado, ao aumentar a tensão elétrica no segundo estágio de 9,9 V para 15,6 V e o comprimento de recalque de 3,7 mm para 6,2 mm, ocorreram, em geral, transformações microestruturais menos significativas na RGG, figuras 5.32 e 5.35, o que justifica a menor influência de  $V_2$  e  $U_p$  na dureza máxima da ZAC.

#### b) Efeito no comprimento da ZAC

Na figura 5.49, está mostrado o comprimento da ZAC no centro da largura e nas bordas das juntas em cada condição de soldagem testada. No centro da largura, as condições de soldagem que formaram ZACs maiores foram  $BT_p$  e  $BU_p$ , que utilizaram respectivamente, 8,1 s de pós-aquecimento e 3,7 mm de recalque, figura 4.49(a).

As condições  $BT_p$  e  $BU_p$ , no entanto, não foram, necessariamente, as que formaram juntas com ZACs maiores após laminação a frio, figura 5.49(c), o que ocorreu para as condições  $AT_u$  e  $AE_i$ .  $BU_p$  forneceu a terceira ZAC de maior comprimento e  $BT_p$ , a oitava maior.

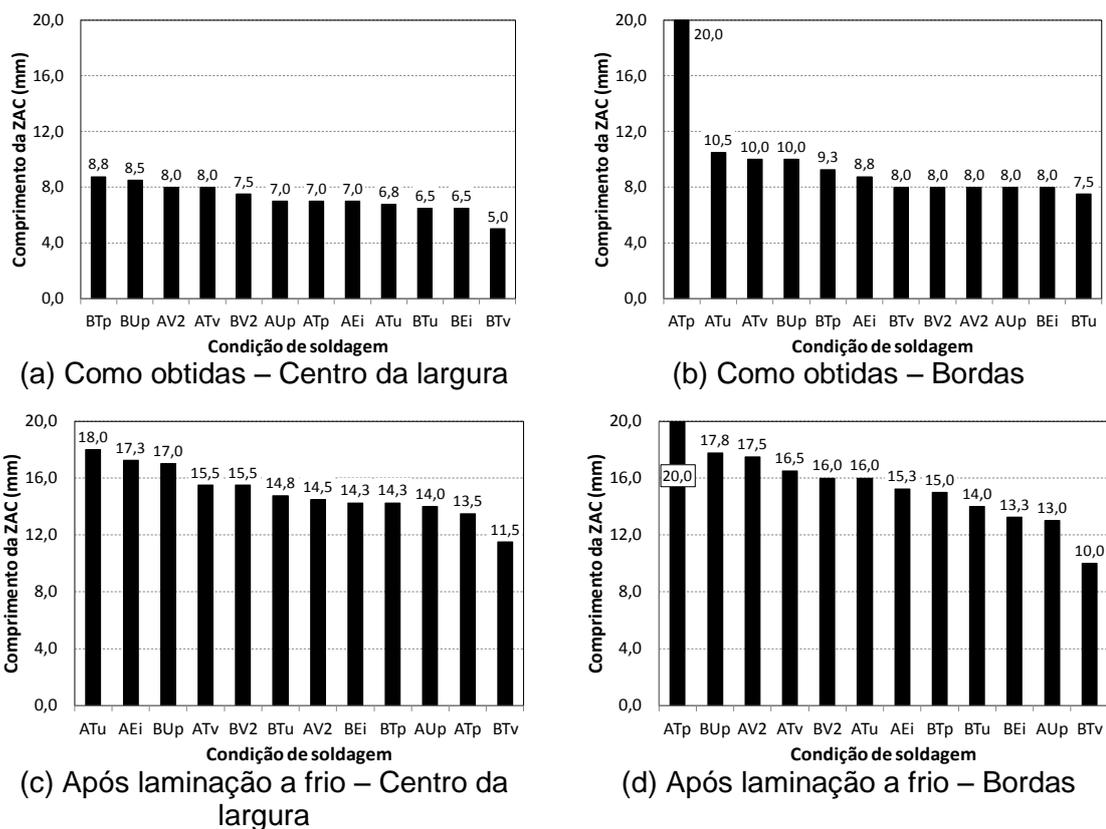


FIGURA 5.49 – Comprimento da ZAC para cada condição de soldagem avaliada.

Nas bordas, a condição de soldagem ATp foi a que resultou em juntas de maior ZAC, com comprimento consideravelmente maior que o obtido nas demais condições, o que também foi percebido após laminação, figuras 5.49(b) e (d). Assim como no centro da largura, a condição BUp também forneceu juntas com ZAC extensa nas bordas. Dentre as condições de soldagem que resultaram em juntas com ZACs menores, pode-se citar BTv. Ao utilizar as condições BTu e BEi, também houve a formação de juntas com ZAC curta, porém, apenas após obtidas, não ocorrendo necessariamente após laminação a frio.

Ao analisar os parâmetros de soldagem que mais influenciaram o tamanho da ZAC no centro da largura das juntas, destaca-se o tempo de aplicação de tensão elétrica, cuja alteração de 6,4 s para 14,1 s resultou em uma variação de tamanho em torno 3,0 mm nas juntas como obtidas, e em torno de 4,0 mm nas juntas após serem laminadas a frio, conforme mostrado para o centro da largura das juntas na figura 5.50. Nas bordas, o tempo de pós-aquecimento teve influência marcante em relação aos demais parâmetros de soldagem tanto nas juntas como obtidas quanto após laminação a frio.

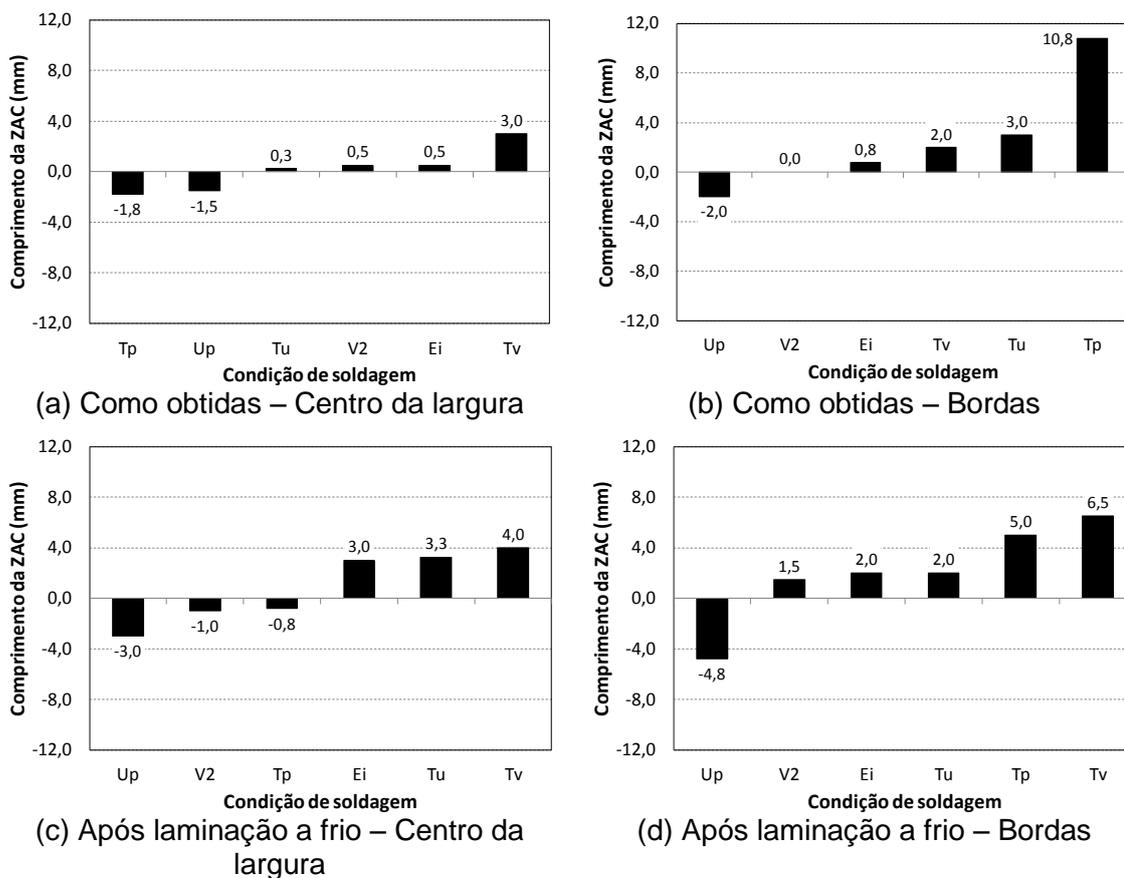


FIGURA 5.50 – Variação do comprimento da ZAC provocada pelo aumento do valor do parâmetro de soldagem.

Uma informação interessante que pode ser extraída dos resultados é que, excetuando-se os parâmetros Up e Tp, o aumento do valor do parâmetro de soldagem implica na formação de juntas de menor dureza máxima e com ZAC de maior comprimento, figura 5.51. Após laminação a frio, a redução de dureza associada ao aumento da ZAC somente não foi verificada com o aumento de V2 e Tp.

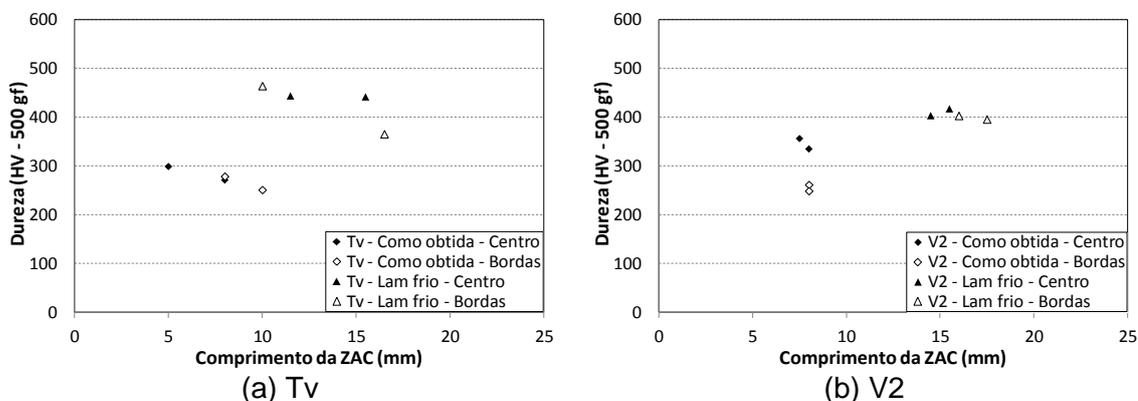


FIGURA 5.51 – Variação da dureza máxima com o comprimento da ZAC para cada parâmetro de soldagem.

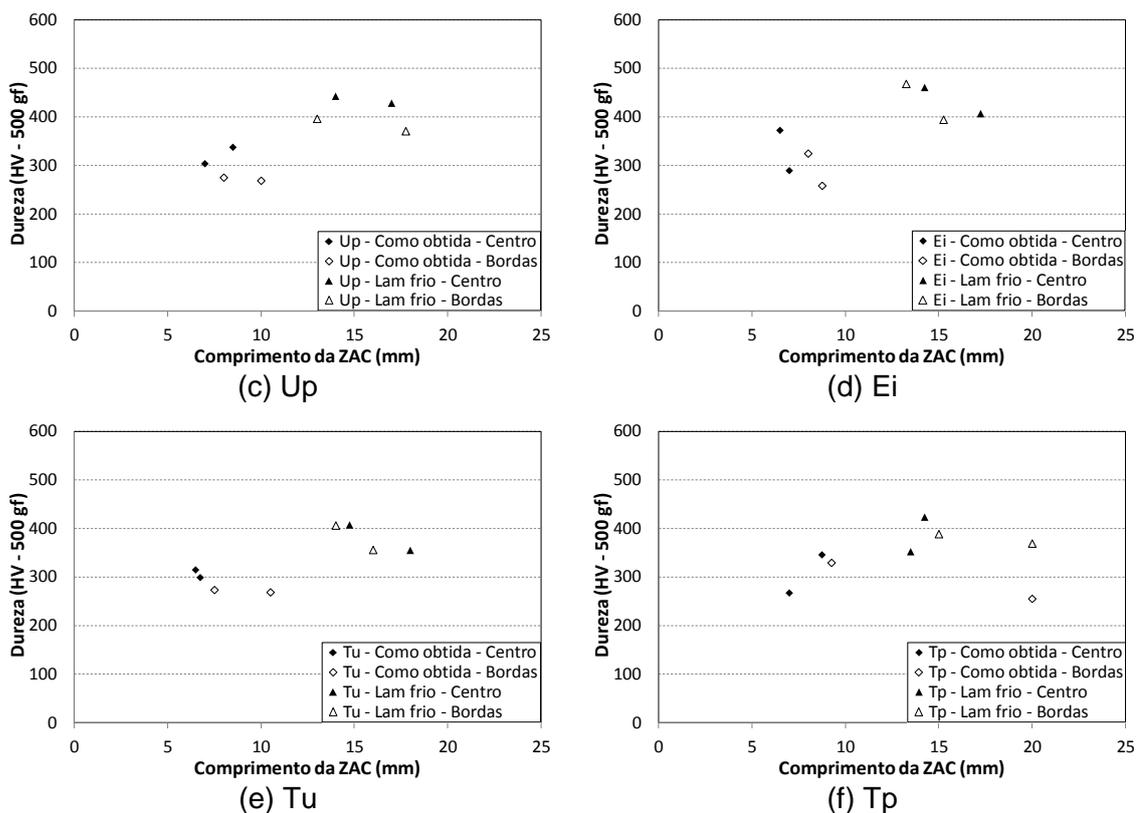


FIGURA 5.51 – Continuação.

## 5.4. Desempenho das juntas soldadas

### 5.4.1. Relação entre o desempenho em ensaios de embutimento e na laminação a frio

Ensaio de embutimento são realizados rotineiramente em linhas contínuas de produção de tiras laminadas a frio e seus resultados servem para avaliar a integridade de juntas soldadas. Durante a realização de testes de soldabilidade, esses ensaios são realizados em diversos locais ao longo da largura e identificam regiões fragilizadas nas juntas. Nesses ensaios, o esforço de embutimento é aplicado até que a junta apresente fratura. Caso as trincas nucleadas se propaguem ao longo de seu comprimento, considera-se que a junta não possui integridade satisfatória para ser processada nas linhas de produção, pois apresenta regiões fragilizadas que favorecem a propagação das trincas. Por outro lado, caso as trincas se propaguem transversalmente à junta, ela é considerada íntegra e apta a ser submetida aos esforços das linhas contínuas, pois não apresenta regiões fragilizadas que favorecem a propagação de trincas que possam levá-la à ruptura.

Para avaliar a integridade das juntas, obteve-se a relação entre o número de resultados reprovados e o número total de ensaios realizados por junta e as que apresentarem a maior fração de resultados aprovados são consideradas mais íntegras. Dependendo do aço a ser soldado, deseja-se que a junta seja praticamente isenta de regiões fragilizadas e a fração de resultados aprovados em embutimento deve ser, portanto, de 100%. Para outros aços, de melhor soldabilidade, índices de embutimento menores podem ser aceitos para as juntas serem consideradas satisfatórias para aplicação.

Uma limitação do método de avaliação por embutimento é que apenas uma parte da junta é analisada e, embora a fração de resultados aprovados possa ser de 100%, não há a garantia de que a junta esteja, de fato, isenta de regiões fragilizadas. Essa é uma justificativa para explicar porque juntas soldadas que apresentaram 100% de aprovação em ensaios de embutimento sofreram ruptura ao serem submetidas aos esforços das linhas contínuas de produção de tiras laminadas a frio.

Durante a realização dos ensaios de embutimento, a região da junta escolhida para ensaio foi posta em uma matriz de 33 mm de diâmetro e o esforço de embutimento foi feito utilizando-se um punção com extremo esférico rígido de 20 mm de diâmetro. Ao final do ensaio, formou-se uma calota esférica severamente deformada devido ao contato com o extremo esférico do punção e outra região circunferencial de diâmetro maior, concêntrica com a circunferência formada no contato com a esfera, com o mesmo diâmetro da matriz, de 33 mm. Considerando toda a região deformada no ensaio e os dez ensaios realizados em cada junta, apenas 26% da junta aproximadamente foi submetida aos esforços de embutimento. Se for considerada somente a região severamente deformada, com 20 mm de diâmetro, a fração do comprimento ensaiado foi ainda menor, em torno de 16%.

Além de medir a fração de resultados aprovados para cada condição de soldagem testada, outro objetivo de realizar os ensaios de embutimento foi correlacionar seus resultados com o desempenho real das juntas em laminação a frio industrial, em que toda a junta é laminada. Esse desempenho foi representado pelo percentual defeituoso da junta após laminação piloto, %D, definido no tópico 4.4.

Na tabela V.7 estão mostrados os resultados dos ensaios de embutimento e o percentual defeituoso das juntas para cada condição de soldagem avaliada. A primeira observação acerca desses resultados é que não houve nenhuma condição de soldagem, dentre as analisadas, que forneceu juntas isentas de trincas após

laminação a frio, o que confirma a baixa soldabilidade do aço *dual phase 780* e a elevada tendência de ruptura de juntas deste aço durante laminação.

TABELA V.7 – Resultados da aprovação em embutimento e de %D após laminação a frio piloto para todas as condições de soldagem avaliadas.

Condição de soldagem	Aprovação em embutimento (%)	Comprimento das trincas após laminação a frio piloto (mm)	Percentual defeituoso das juntas (%)
BTv	90	16,2	1,3
ATv	60	29,1	2,3
BV2	100	9,5	0,7
AV2	100	9,8	0,8
BU <sub>p</sub>	100	17,0	1,3
AU <sub>p</sub>	100	16,4	1,3
BE <sub>i</sub>	50	68,5	5,4
AE <sub>i</sub>	100	3,2	0,3
BT <sub>u</sub>	80	2,6	0,2
AT <sub>u</sub>	90	2,7	0,2
BT <sub>p</sub>	100	12,4	1,0
AT <sub>p</sub>	100	10,5	0,8

Outra observação foi que, conforme explicado, juntas que apresentaram 100% de resultados aprovados em embutimento não significam necessariamente que serão isentas de trincas após laminação a frio. Isso pode ser verificado em todas as juntas com 100% de aprovação, que apresentaram trincas de pelo menos 3,2 mm de comprimento, constatado em AE<sub>i</sub>. Além disso, juntas que apresentaram desempenho inferior em embutimento como em BT<sub>u</sub>, que exibiu 80% de aprovação, apresentaram trincas durante laminação a frio de tamanho menor que juntas que apresentaram 100% em embutimento, como na obtida em BU<sub>p</sub> e AV2. Esses resultados sugerem que, ainda que seja um ensaio viável e usual para verificar a integridade das juntas para processamento em linhas de laminação a frio, os resultados dos ensaios de embutimento podem não representar o comportamento real das juntas.

Na figura 5.52 estão mostrados os resultados dos ensaios de embutimento confrontados com %D das juntas ao variar cada parâmetro de soldagem em análise. Embora a avaliação por ensaios de embutimento possa possuir falhas em prever a suscetibilidade das juntas ao trincamento durante laminação a frio, pode-se observar que, para as juntas analisadas neste estudo, quando houve redução do percentual de resultados aprovados em embutimento, ocorreu aumento em %D, o que está mostrado para Tv e Ei, figuras 5.52(a) e (d). Ao alterar V2, Up, Tu e Tp, obteve-se pouca

variação nos resultados dos ensaios de embutimento e, conseqüentemente, no comprimento total das trincas após laminação a frio, figuras 5.52(b), (c), (e) e (f).

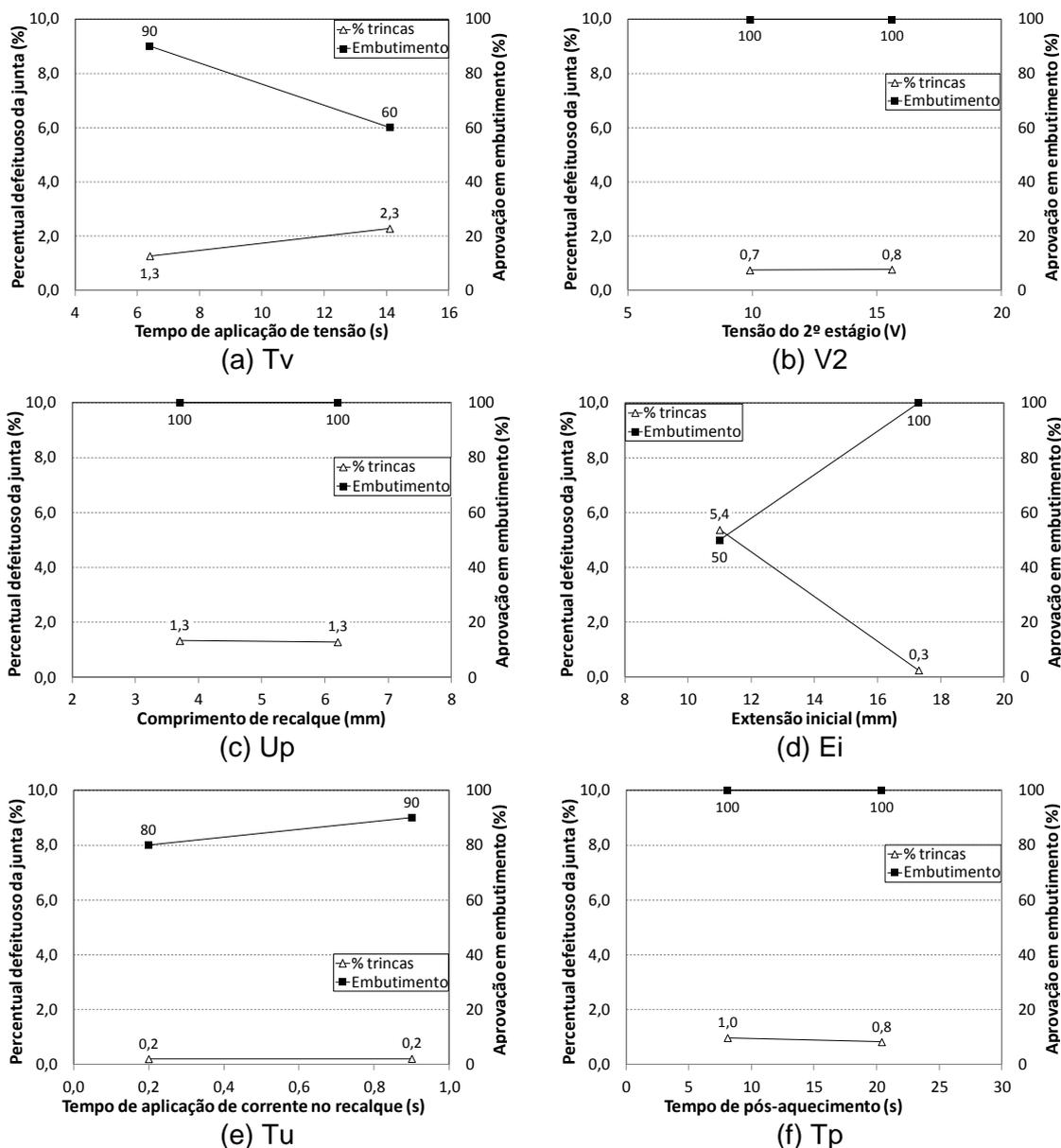


FIGURA 5.52 – Relação entre a aprovação em ensaios de embutimento e o percentual defeituoso da junta ao variar cada parâmetro de soldagem analisado.

Para os testes que apresentaram comprimento de trincas inferior a 20 mm e o resultado em embutimento superior a 80%, não foi observada uma relação clara entre esses dois parâmetros de avaliação da integridade das juntas. Contudo, para os casos em que foi observado um maior comprimento de trincas após a laminação a frio, foi possível verificar indícios de uma relação entre esse comprimento e os resultados em ensaios de embutimento, o que pode ser observado na figura 5.53.

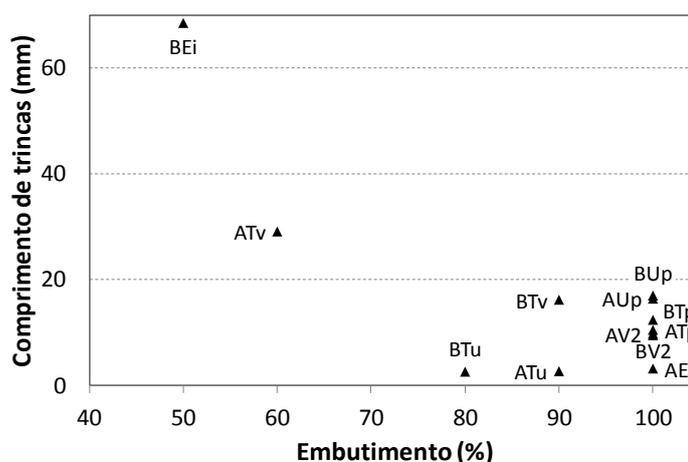


FIGURA 5.53 – Relação entre a aprovação em ensaios de embutimento e o somatório do comprimento das trincas nas juntas ao serem laminadas a frio.

Ao analisar as condições de soldagem que resultaram em juntas soldadas de pior integridade, BEi, cuja junta apresentou 50% de aprovação em embutimento, destacou-se por ser a condição que forneceu a ZAC de maior dureza, figuras 5.45 e 5.46. Embora a ZAC obtida em BEi tenha sido a mais endurecida, BTP e BTV também resultaram em juntas com ZAC de alta dureza, mas apresentaram bons resultados em embutimento, superiores a 90%. Além de BEi, a condição ATv resultou em uma das juntas com ZAC de menor incremento de dureza dentre as condições de soldagem avaliadas, e a menor dureza também não justifica o resultado de 60% de aprovação em embutimento que a junta obtida em ATv exibiu.

Com relação às trincas nucleadas nas juntas ao serem laminadas a frio, todas nuclearam e se propagaram ao longo da LS, perpendicularmente à direção de laminação. Parte das trincas se propagou por toda a espessura das juntas, conforme aspecto em vista superior de uma das juntas laminadas a frio mostrado na figura 5.54.

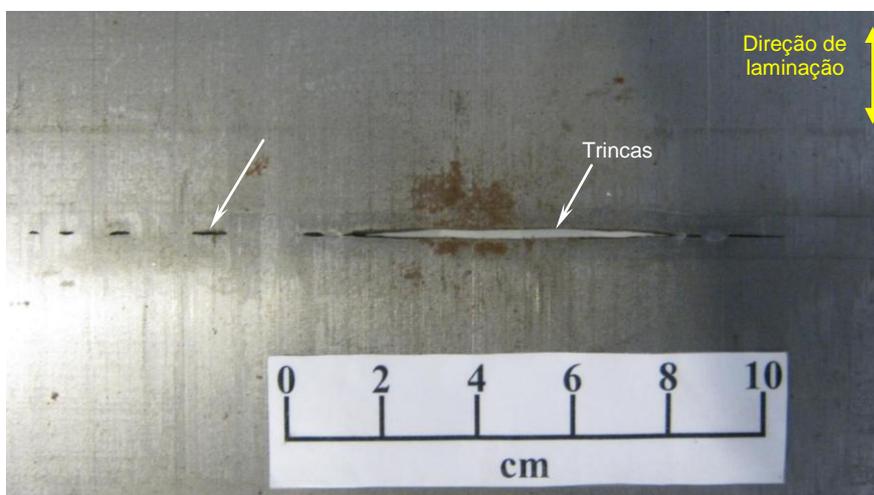
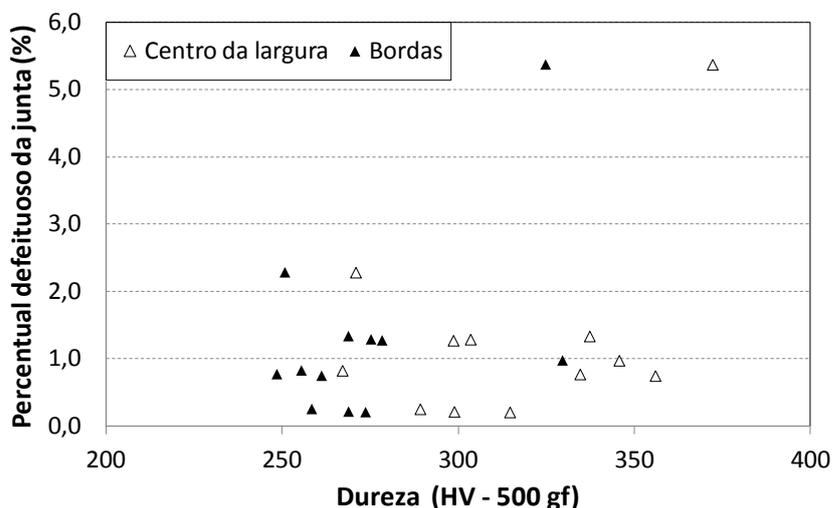


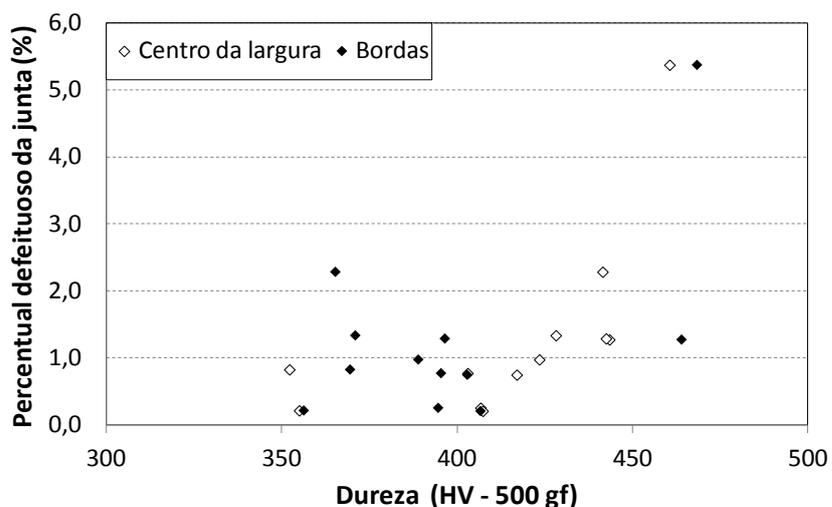
FIGURA 5.54 – Trincas na linha de solda de junta soldada após ser laminada a frio.

#### 5.4.2. Relação entre a dureza e o desempenho em laminação a frio

Ao analisar a relação entre os parâmetros de soldagem, o desempenho em embutimento e %D, verificou-se que os resultados não corresponderam ao efeito previsto com a variação de dureza da ZAC. Foi visto que todas as juntas endureceram na ZAC, o que não justificaria a ocorrência de trincas na LS com a aplicação de esforço trativo, uma vez que a fratura tende a ocorrer nas regiões de menor resistência à deformação plástica, que, no caso, seria no metal base, conforme constatado em trabalhos publicados<sup>(32,33)</sup>. De uma forma geral, %D não apresentou uma relação clara com a dureza máxima da ZAC, figura 5.55, tanto nas juntas como obtidas quanto após laminação a frio, o que indica que a integridade das juntas de aço *dual phase* 780 foi mais influenciada por outros fatores.



(a) Juntas como obtidas



(b) Juntas após laminação a frio

FIGURA 5.55 – Relação entre %D e a dureza máxima da ZAC no centro da largura e nas bordas das juntas como obtidas e após laminação a frio.

#### **5.4.3. Influência das inclusões aprisionadas na linha de solda no desempenho em laminação a frio das juntas**

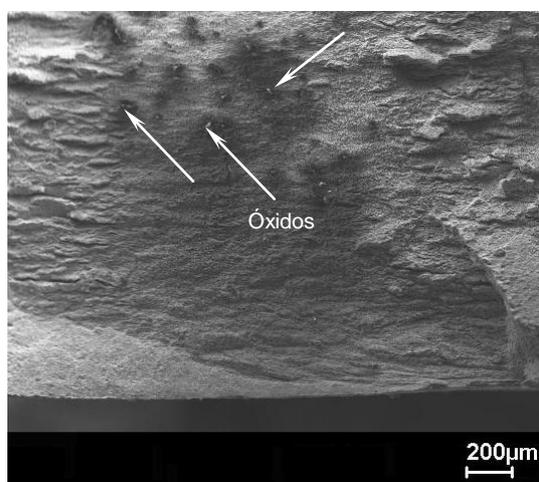
Para que as trincas se propaguem ao longo da LS, elas devem encontrar condições que favoreçam sua nucleação e propagação, como regiões descarbonetadas, ilhas de metal no estado bruto de fusão e inclusões de óxidos. Embora a descarbonetação e o aprisionamento de metal líquido tenham sido observados por análise metalográfica em algumas juntas, é provável que todas elas tenham apresentado essas descontinuidades, que permaneceram nas juntas mesmo após o recalque.

Devido à descarbonetação, a dureza na LS diminuiu e tornou-se relativamente inferior à das regiões 0,25 mm adjacentes. Em razão de as regiões descarbonetadas serem circundadas por regiões com dureza relativamente maior, a interface entre o local descarbonetado e a RGG adjacente é propensa à nucleação e à propagação de trincas com a aplicação dos esforços de embutimento e de laminação. As ilhas de metal no estado bruto de fusão aprisionadas na LS, por sua vez, possuem dureza significativamente maior que a da RGG circundante e a interface entre essas ilhas e a região adjacente também contribui para a nucleação e propagação de trincas. Embora favoreçam a nucleação de trincas, essas interfaces possuem coesão, sendo menos provável que a descarbonetação e o aprisionamento de metal líquido tenham sido os principais fatores que provocaram a nucleação das trincas na LS.

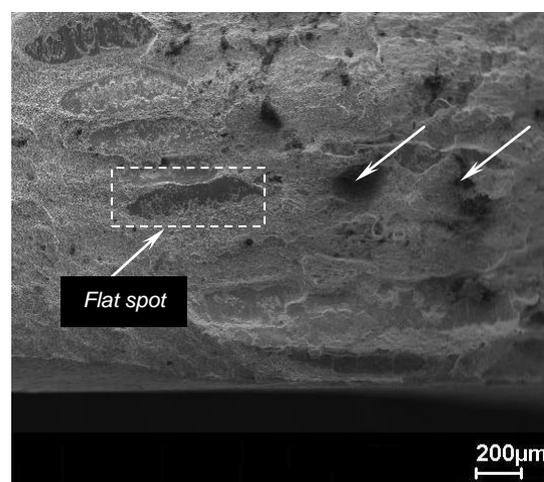
Conforme está mostrado nas figuras 5.7 e 5.8, foram observados óxidos, formados basicamente por Si e Mn, na LS das juntas em todas as condições de soldagem. Ao analisar a superfície de fratura das trincas na LS, óxidos também foram observados. Na figura 5.56 está mostrado o aspecto dessa superfície de fratura e dos óxidos, que se distribuíram aleatoriamente nessa superfície. O espectro de EDS desses óxidos, figura 5.56(d), mostra que eles têm composição química similar aos óxidos das figuras 5.7 e 5.8. As trincas na linha de solda, portanto, foram nucleadas na interface entre a matriz e esses óxidos. As regiões descarbonetadas e as ilhas de metal no estado bruto de fusão, por sua vez, podem ter contribuído para propagar as trincas.

Ainda na figura 5.56, notam-se regiões planas distribuídas, também, aleatoriamente na superfície da trinca, sem aspecto de fratura, o que sugere a não ocorrência de caldeamento, figuras 5.56(b) e (e). Análises de EDS realizadas nessas regiões indicaram a presença de óxidos, também constituídos de Si e Mn, figura 5.56(f), que apresentaram morfologia alongada devido à deformação imposta pelo recalque. As

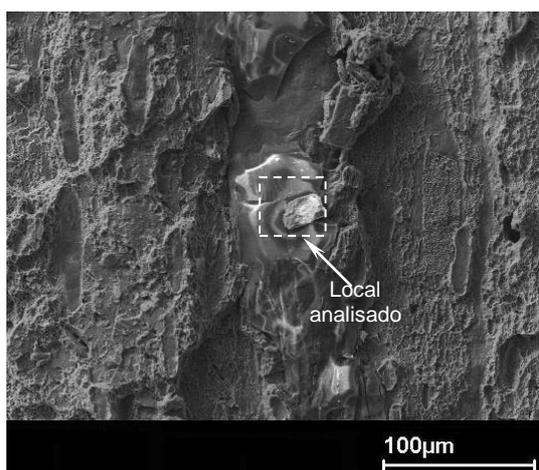
características apresentadas por essas regiões planas sugerem que sejam *flat spots* com base na definição de Sullivan e Savage<sup>(14)</sup>, no tópico 3.5.2.(b).



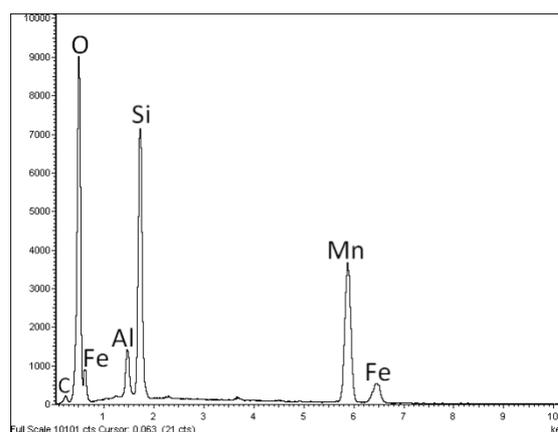
(a) Aspecto de local com aglomerado de óxidos



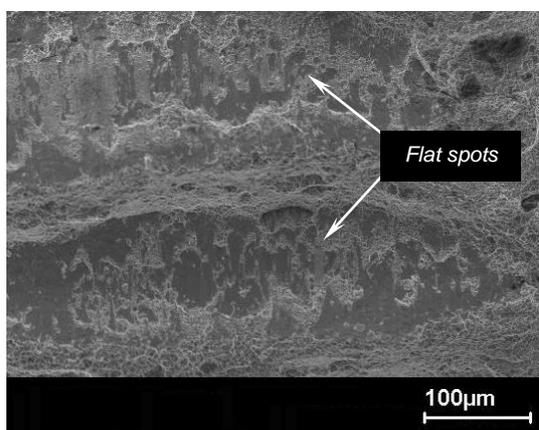
(b) Aspecto de local com óxidos isoladamente distribuídos e *flat spots*



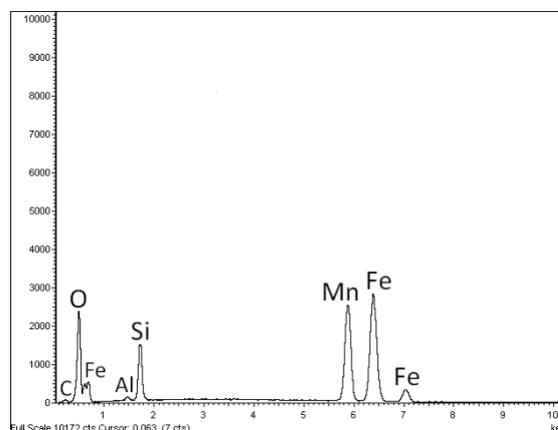
(c) Aspecto em detalhe dos óxidos



(d) Espectro de EDS representativo dos óxidos indicados em (a), (b) e (c)



(e) Aspecto em detalhe dos *flat spots*



(f) Espectro de EDS representativo dos *flat spots* indicados em (b) e (e)

FIGURA 5.56 – Óxidos e *flat spots* na superfície de fratura das trincas na LS.

Ainda na superfície de fratura, foram observadas cavidades correspondentes a marcas de prensamento de inclusões, figura 5.57(a). Análises de EDS realizadas nessas cavidades também indicaram óxidos de Si e Mn, com espectro similar ao da figura 5.56(f).

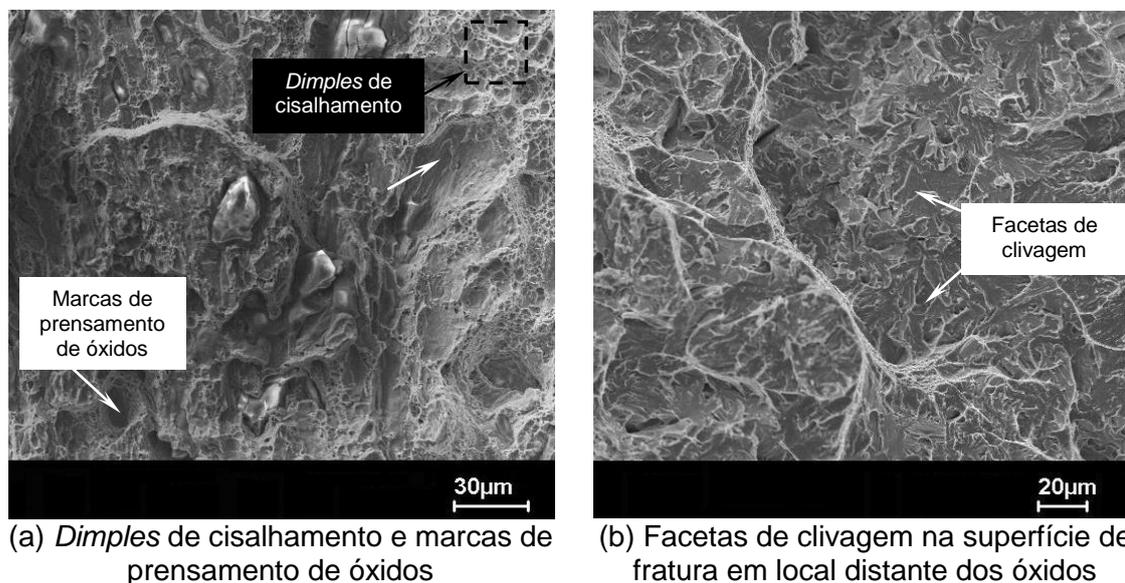


FIGURA 5.57 – Aspecto da superfície de fratura das trincas na linha de solda.

A superfície de fratura nas regiões adjacentes aos óxidos apresentou *dimples* de cisalhamento, figura 5.57(a), e, nas regiões mais afastadas, facetas de clivagem, figura 5.57(b), indicando o caráter frágil da fratura. O fato de *dimples* de cisalhamento terem se associado aos óxidos é indício que os óxidos foram fontes de multinucleação de trincas na LS, indicando que as trincas se propagaram inicialmente de forma dúctil e após atingir certo tamanho, continuaram a propagar de forma frágil. Devido à praticamente inexistência de coesão entre esses óxidos e a matriz do aço e seus aspectos alongados, eles tiveram maior peso na nucleação das trincas na linha de solda em relação à descarbonetação e às ilhas de metal no estado bruto de fusão aprisionadas na LS, embora essas também possam ter contribuído para a ocorrência da fratura. À medida que as trincas nucleavam e se propagavam ao longo da LS, a junta diminuía sua seção resistente favorecendo a propagação rápida e de forma frágil, justificando a formação das facetas de clivagem.

Uma vez que os óxidos aprisionados na LS não apresentaram a mesma constituição química das inclusões no metal base, figura 5.56(d) em comparação à figura 5.2, confirma-se que os óxidos foram formados durante a soldagem, com a exposição das superfícies aquecidas ao oxigênio atmosférico. Os óxidos, por se aprisionarem na linha de solda, possuem viscosidade alta o suficiente para prejudicar a ductilidade das

juntas soldadas de aço *dual phase* 780, mesmo que a relação Mn/Si do aço, de 4,91, esteja compreendida na faixa de valores considerada adequada por Shinozaki *et alii*<sup>(27)</sup> e Sudo *et alii*<sup>(28)</sup>.

#### **5.4.4. Medidas preventivas para a redução da quantidade de óxidos aprisionados na linha de solda**

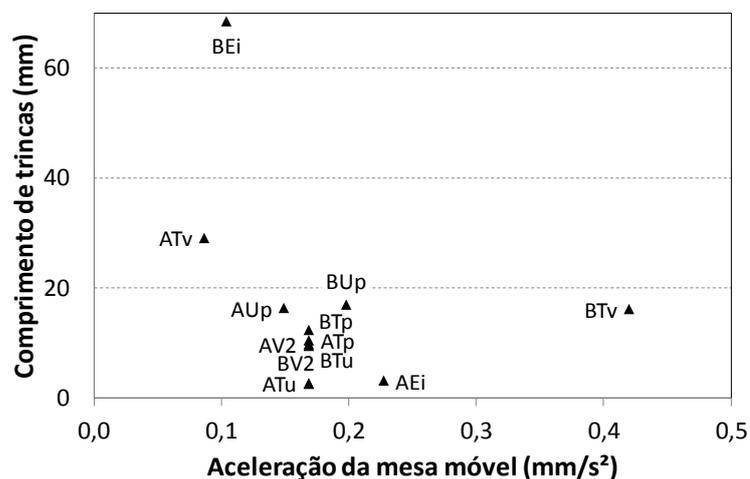
Segundo a literatura, os óxidos têm maior propensão em serem formados nos intervalos de circuito aberto de corrente elétrica<sup>(15)</sup>, cuja ocorrência é comum no processo de soldagem por centelhamento. Quando há abertura de arco, as superfícies aquecidas ficam desprotegidas favorecendo a reação com o oxigênio atmosférico e a formação de óxidos na LS. Essa reação pode ser diminuída se as partes a unir forem aproximadas em maior aceleração, conforme figura 3.8, considerando um modelo de centelhamento parabólico, ou se tensões elétricas baixas forem utilizadas durante o centelhamento, figura 3.9.

Ao aumentar o tempo de aplicação de tensão elétrica, a aceleração da mesa móvel diminuiu de 0,42 mm/s<sup>2</sup> em BTv para 0,09 mm/s<sup>2</sup> em ATv, figura 5.26, aumentando os intervalos de circuito aberto de corrente elétrica. Dessa forma, a reação do metal aquecido com o oxigênio atmosférico foi favorecida, resultando em maior aprisionamento de óxidos na linha de solda e na marcante diminuição da integridade da junta, figura 5.52(a). Já para a extensão inicial, verificou-se que seu aumento de 11,0 mm para 17,3 mm aumentou a aceleração da mesa móvel, de 0,10 mm/s<sup>2</sup> em BEi para 0,23 mm/s<sup>2</sup> em AEi, figura 5.26, diminuindo os intervalos de circuito aberto e a quantidade de óxidos aprisionados na linha de solda, melhorando significativamente a integridade das juntas, figura 5.52(d). Para o comprimento de recalque, mesmo que seu aumento tenha diminuído a aceleração da mesa móvel de 0,20 mm/s<sup>2</sup> em BUp para 0,15 mm/s<sup>2</sup> em AUp, figura 5.26, esses valores podem ser considerados adequados, pois praticamente não ocorreu alteração no desempenho em laminação das juntas em ambas as condições de soldagem, figura 5.52(c).

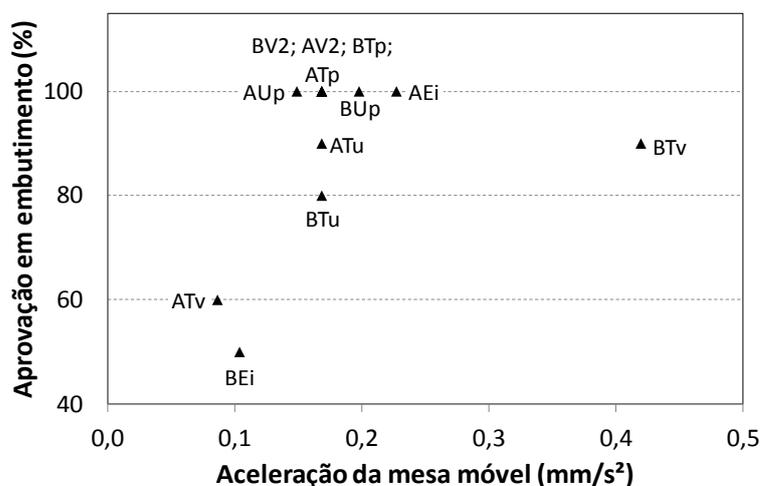
Ao alterar os parâmetros de soldagem V2, Tu e Tp, a aceleração a mesa móvel permaneceu a mesma, de 0,17 mm/s<sup>2</sup>, motivo pelo qual praticamente não foi observada variação no desempenho das juntas em laminação, figuras 5.52 (b), (e) e (f). Com relação à tensão elétrica no segundo estágio, mesmo que a literatura cite que sua diminuição reduz a fração de circuito aberto de corrente elétrica, ao comparar as condições BV2 e AV2, não foi observada alteração no desempenho em laminação a

frio das juntas soldadas. O efeito de V2 pode ser observado, possivelmente, se aceleração da mesa móvel inferior a 0,17 mm/s<sup>2</sup> for utilizada.

Com base nas condições de soldagem avaliadas neste estudo, a aceleração da mesa móvel teve maior peso que a tensão elétrica no segundo estágio e a dureza máxima da ZAC em governar o desempenho em laminação a frio das juntas. Como grande parte das condições de soldagem resultaram em juntas com desempenho em embutimento superior a 80% e com comprimento de trincas na linha de solda inferior a 20 mm, pode-se afirmar que a soldagem deve ser realizada de modo que a mesa móvel avance com aceleração superior a 0,15 mm/s<sup>2</sup>, conforme figura 5.58. Valores inferiores podem resultar em juntas com baixo desempenho, como as obtidas em ATv e BEi.



(a) Comprimento de trincas na LS e aceleração da mesa móvel



(b) Aprovação em embutimento e aceleração da mesa móvel

FIGURA 5.58 – Relação entre o desempenho das juntas e a aceleração da mesa móvel da máquina de soldagem.

É importante mencionar que nenhuma condição de soldagem avaliada para o aço *dual phase* 780 resultou em juntas isentas de trincas na linha de solda. Caso a mesa móvel se desloque com elevada aceleração, objetivando reduzir ao mínimo os intervalos de circuito aberto e a formação de óxidos na LS, aumenta-se o risco de ocorrência de colamento, o que pode provocar danos à máquina de soldagem. Uma melhoria adicional para a soldagem desse aço pode ser feita nas condições de recalque.

O recalque é utilizado principalmente para realizar a união das partes, mas também expulsa os contaminantes entre as superfícies a unir formados durante a soldagem. Logo, quanto maior for  $U_p$ , maior é a quantidade de metal removida e, conseqüentemente, de contaminantes expulsos, assegurando-se que menos contaminantes permaneçam aprisionados na LS. No entanto, se óxidos de alta viscosidade forem formados, mais difíceis serão para serem expulsos da junta e valores maiores de  $U_p$  poderão ser necessários. Comprimentos de recalque muito elevados, por sua vez, poderão alongar mais esses óxidos viscosos e, ao invés de melhorar a integridade das juntas, eles poderão favorecer ainda mais a nucleação de trincas na LS<sup>(29)</sup>. Além disso, valores elevados de  $U_p$  diminuem a aceleração da mesa móvel, aumentando os intervalos de circuito aberto de corrente elétrica e a quantidade de óxidos formados nas superfícies a unir durante a soldagem.

Nesse caso, se elevada potência elétrica for utilizada durante o recalque e se o avanço da mesa móvel nessa etapa for realizado gradativamente com a aplicação de corrente elétrica, o recalque pode ser mais eficiente em expulsar os óxidos da linha de solda. A aplicação de corrente elétrica no recalque tem a função de diminuir o esforço necessário para realizar o recalque. Porém, utilizando-se 686 kN de força, pode-se considerar que, para todas as condições de soldagem avaliadas, a máquina de soldagem realizou o recalque com relativa facilidade. O calor gerado no recalque, portanto, pode ser utilizado para diminuir a viscosidade dos óxidos, favorecendo suas remoções das juntas.

Na figura 5.59, estão exemplificadas três formas de realizar o recalque. Na curva 1, está ilustrado o modo como o recalque foi feito neste estudo. Todo o avanço feito pela mesa móvel ocorreu rapidamente, sem aproveitar o potencial de diminuição da viscosidade dos óxidos com o calor gerado com a aplicação de corrente elétrica. Na curva 2, o recalque é realizado gradativamente com a aplicação de corrente elétrica e na curva 3, condição supostamente ideal, a mesa móvel se deslocou rapidamente no início do recalque, com pequeno comprimento, apenas para garantir a união das

partes. Após ocorrer a união, aplicou-se corrente elétrica durante o maior tempo permitido pela máquina de soldagem para que os óxidos percam o máximo em viscosidade e, finalmente, próximo do término da aplicação de corrente elétrica, realizou-se o recalque restante, em elevado valor, para expulsar os óxidos da linha de solda.

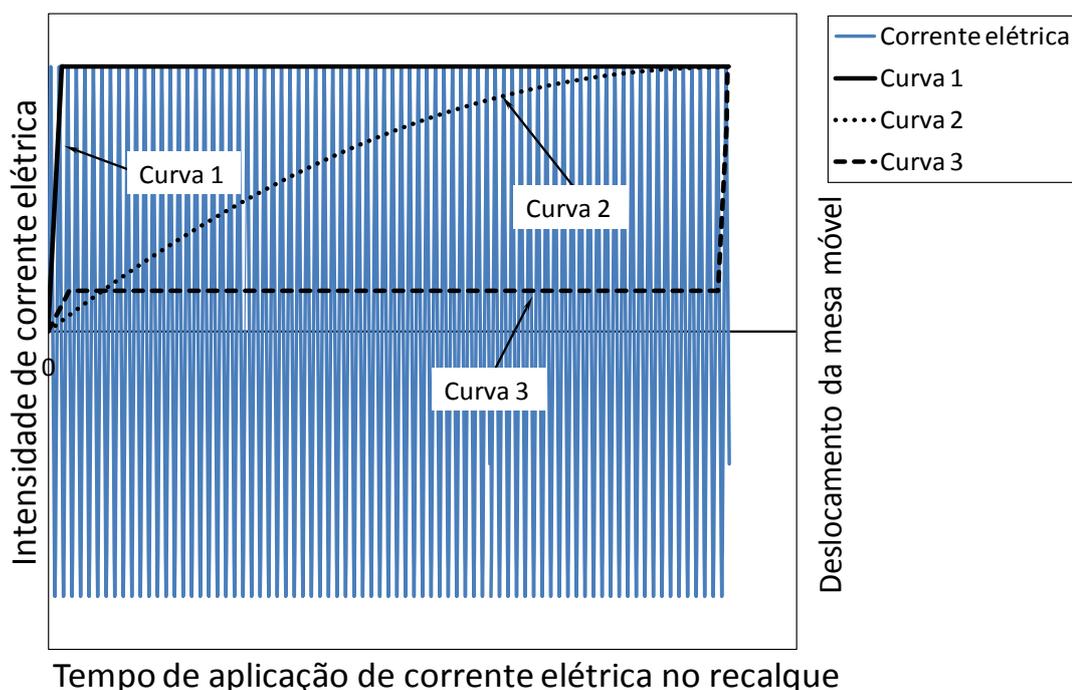


FIGURA 5.59 – Curvas ilustrativas de deslocamento da mesa móvel da máquina de soldagem durante o recalque. Curva 1: Recalque realizado rapidamente. Curva 2: Recalque realizado gradativamente com a aplicação de corrente elétrica. Curva 3: Recalque iniciado, interrompido, e finalizado ao término de aplicação de corrente elétrica.

É importante mencionar que o benefício que a condução do recalque, segundo as curvas 2 e 3, propostas para investigação, pode ter em melhorar a ductilidade das juntas em relação à curva 1 não está de acordo com o *Welding Handbook*<sup>(11)</sup>. Segundo este manual, o recalque deve ser realizado rapidamente antes que o metal líquido entre as superfícies a unir solidifique e impurezas sejam aprisionadas. Ao realizar o recalque conforme curvas 2 e 3, no entanto, é possível que o correto emprego dos valores de tensão e corrente elétrica no recalque gere calor suficiente para prevenir a diminuição da temperatura ao redor da interface entre as partes.

Adicionalmente, o emprego de condições de proteção atmosférica adequadas pode diminuir, ou eliminar, a presença de oxigênio na região de soldagem, diminuindo a propensão à formação de óxidos nas superfícies a unir aquecidas.

#### 5.4.5. Resistência mecânica em tração

##### a) Integridade em ensaios de tração

Além de esforços compressivos, as juntas são submetidas a esforços de tração durante processamento nas linhas contínuas de produção de tiras a frio e é interesse, para complementar a análise, investigar se elas possuem integridade satisfatória para resistir a esses esforços. Esforços trativos são aplicados para manter a tira tensionada nessas linhas e são ajustados para serem pequenos, de modo que não provoquem deformação plástica.

A primeira observação sobre os resultados dos ensaios de tração das juntas neste estudo é que, para algumas condições de soldagem, parte dos cps fraturou na região de solda e, nestes casos, sempre na LS, tabela V.8. Foi mostrado que as juntas obtidas em todas as condições de soldagem endureceram na ZAC, sem indícios de amaciamento em relação ao metal base. Ao aplicar esforços de tração, a deformação se concentraria nas regiões mais macias e a fratura ocorreria, portanto, no metal base, indicando a boa resistência mecânica da solda.

TABELA V.8 – Percentual de cps de tração fraturados na LS.

Condição de soldagem	Percentual defeituoso (%)	Cps de tração de juntas soldadas fraturados na LS (%)		
		Como obtidas (9 cps total)	Laminadas a frio (9 cps total)	Recozidas (3 cps total)
BTv	1,3	22,2	11,1	0,0
ATv	2,3	0,0	0,0	0,0
BV2	0,7	11,1	0,0	33,3
AV2	0,8	0,0	0,0	0,0
BUp	1,3	0,0	0,0	66,7
AUp	1,3	11,1	0,0	33,3
BEi	5,4	33,3	22,2	66,7
AEi	0,3	0,0	11,1	0,0
BTu	0,2	11,1	0,0	33,3
ATu	0,2	0,0	11,1	0,0
BTp	1,0	11,1	0,0	0,0
ATp	0,8	0,0	22,2	0,0

A ocorrência de fratura na LS nos ensaios de tração, assim como a formação de trincas na LS durante a laminação a frio e ensaios de embutimento, foi motivada principalmente pelos óxidos aprisionados nas juntas, conforme figura 5.60.

Assim como o percentual de aprovação em embutimento, o percentual de cps de tração fraturados na LS também é um indicador de integridade das juntas. No entanto, com base na figura 5.61, o percentual de cps fraturados na LS, diferentemente do

percentual de aprovação em embutimento, não refletiu, neste estudo, o desempenho das juntas durante laminação a frio. Com exceção de Ei, ao variar os demais parâmetros de soldagem, o aumento em %D não correspondeu necessariamente a um aumento no número de cps de tração fraturados na LS, tanto nas juntas como obtidas quanto laminadas a frio e recozidas, o que pode ser justificado pela aleatoriedade de distribuição dos óxidos ao longo da largura das juntas. Nesse sentido, os ensaios de embutimento representaram melhor o comportamento das juntas em laminação a frio que os ensaios de tração.

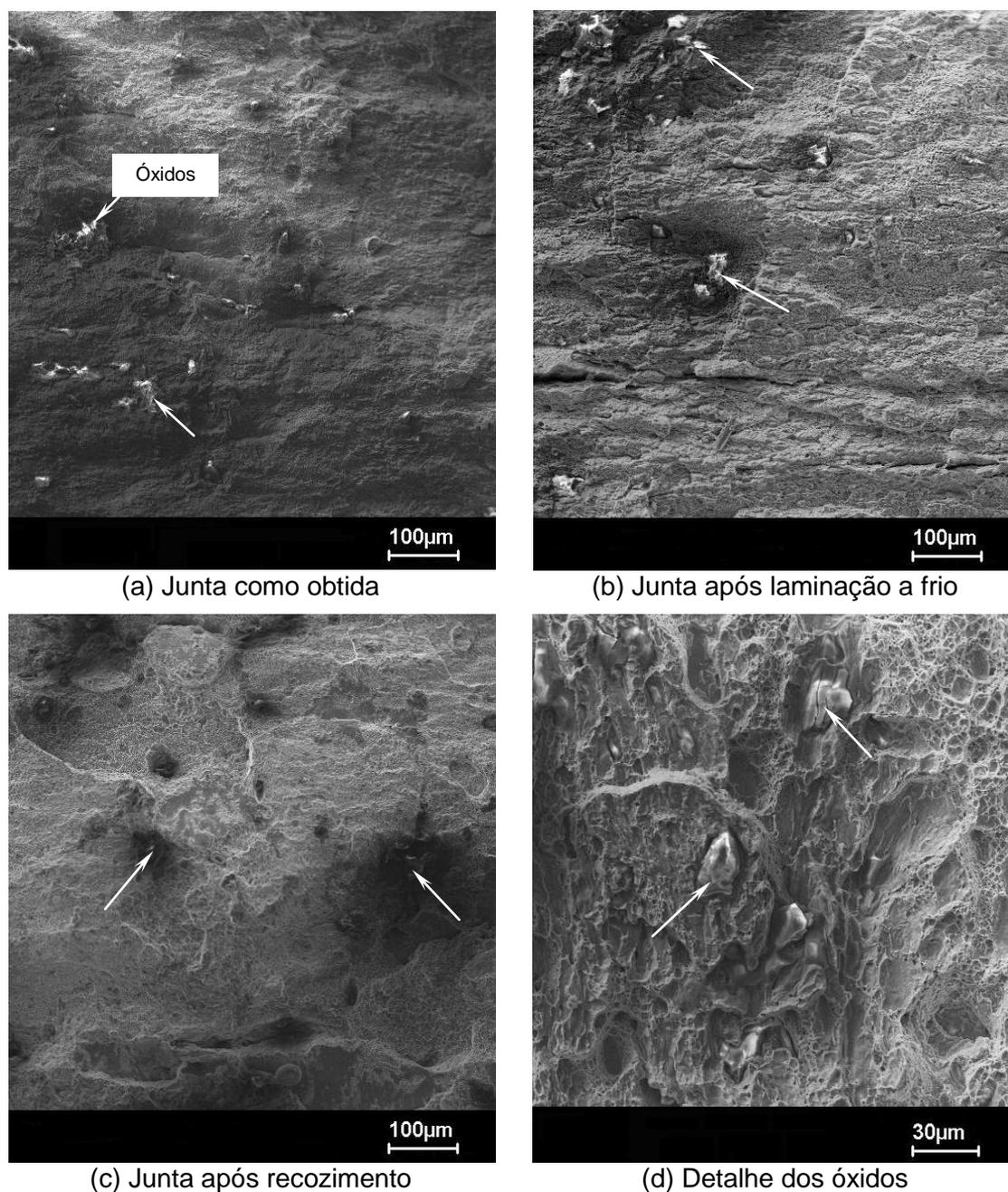
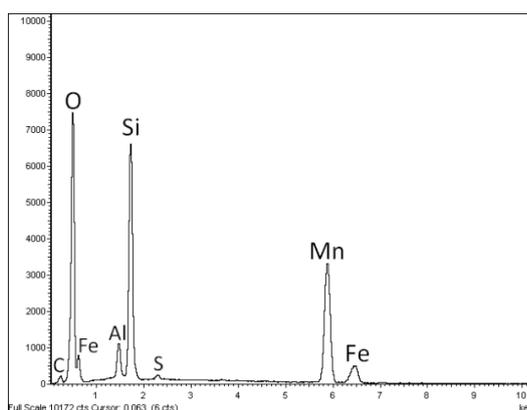


FIGURA 5.60 – Óxidos na superfície de fratura de cps de tração rompidos na LS.



(e) Espectro de EDS representativo dos óxidos indicados

FIGURA 5.60 – Continuação.

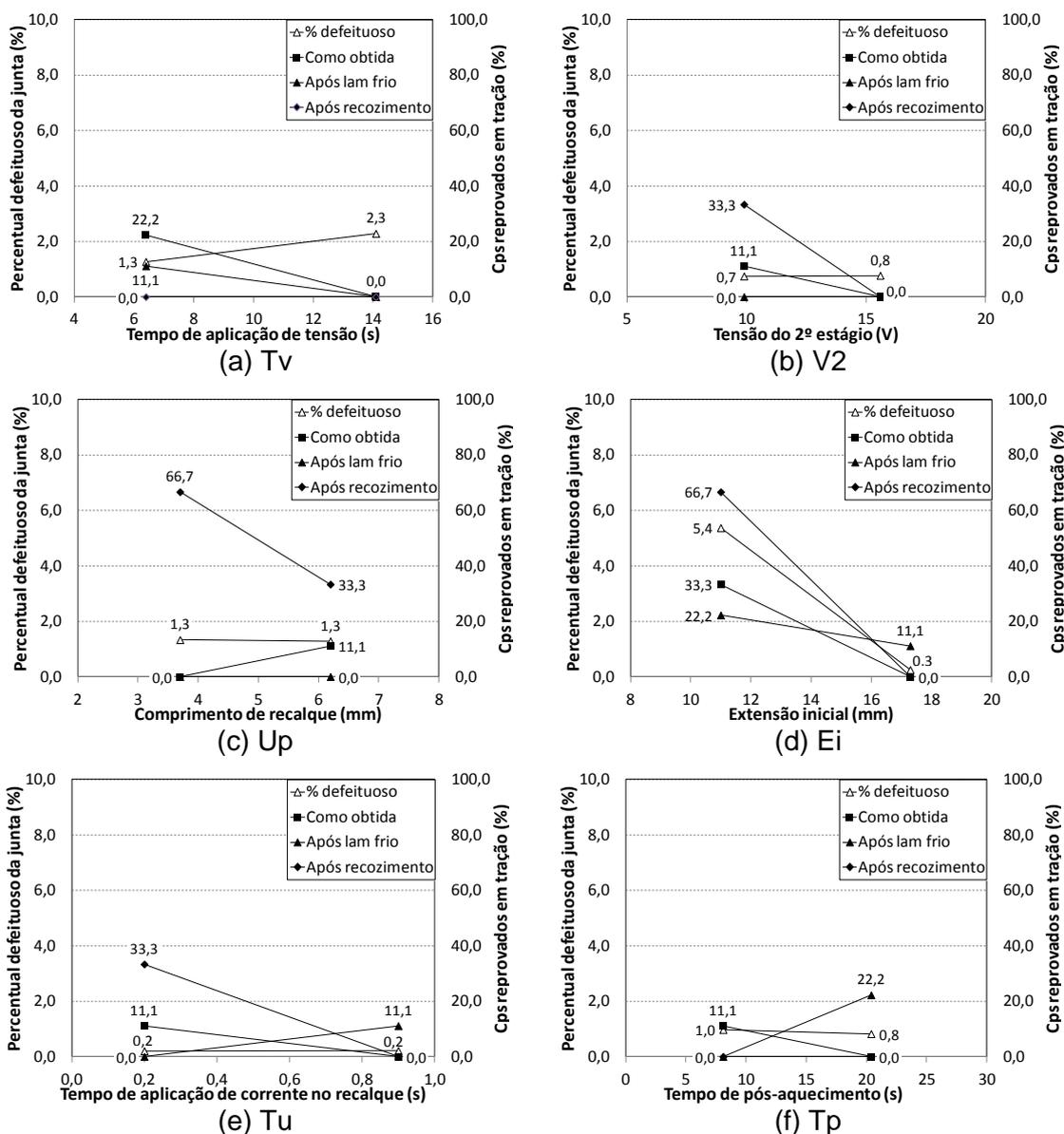


FIGURA 5.61 – Relação de %D e o percentual de cps reprovados em tração com a variação dos parâmetros de soldagem.

Ao analisar os resultados conjuntamente, além de as juntas terem apresentado o maior %D, a condição de soldagem BEi se destacou também por fornecer juntas com baixo desempenho em tração, figura 5.62. A condição ATv, por sua vez, diferentemente do verificado nos resultados dos ensaios de embutimento, não resultou em juntas com baixo desempenho em ensaios de tração.

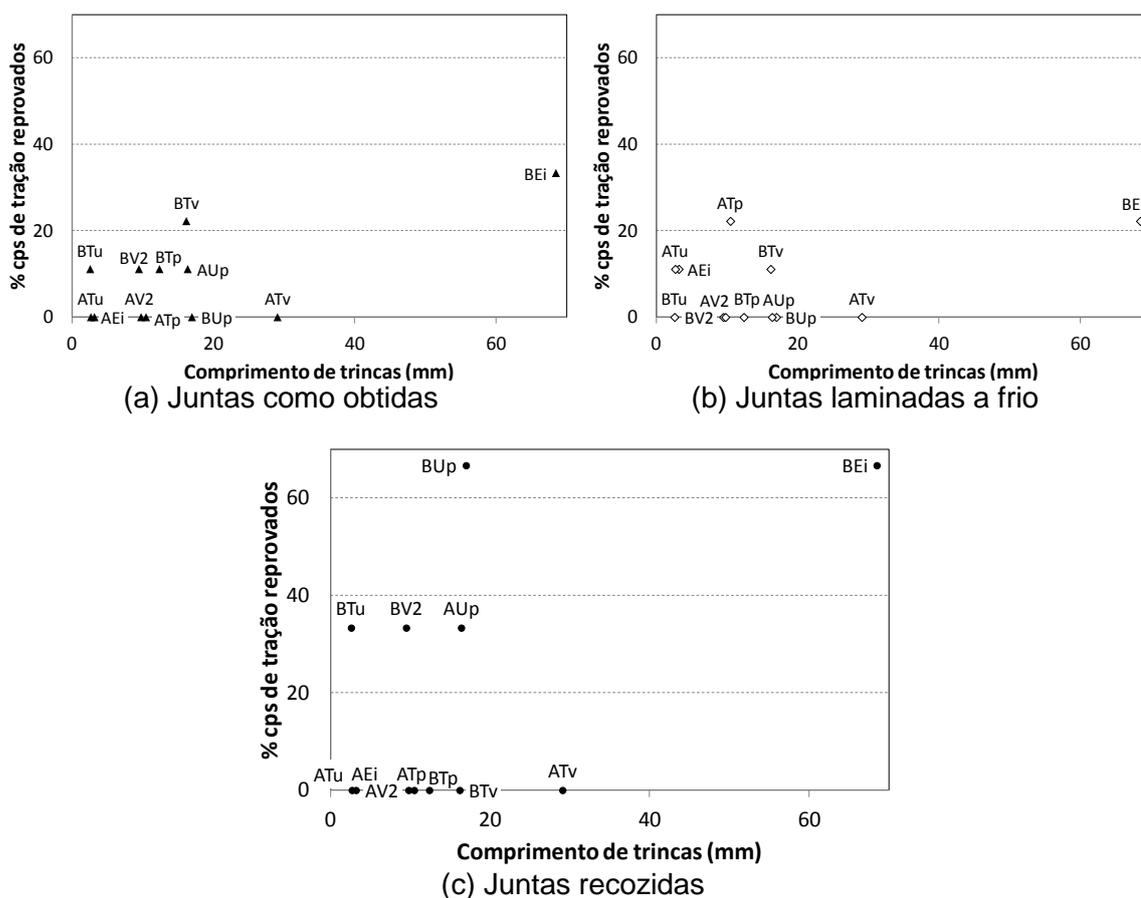


FIGURA 5.62 – Relação entre o comprimento de trincas nas juntas após laminação a frio e percentual de cps aprovados em tração.

Em termos de propriedades mecânicas, o principal resultado a ser destacado sobre os cps que fraturaram na LS foram os baixos valores de Alu e de Alt em relação a cps que romperam no metal base, conforme exemplos mostrados na tabela V.9. Além de Alu e Alt, percebeu-se, para algumas situações, que também houve marcante queda em LE e LR dos cps fraturados na LS, conforme a junta laminada a frio obtida em BV2. Como o desempenho em tração das juntas também é muito dependente dos óxidos aprisionados na LS e como os resultados dos ensaios de tração não apresentaram correlação com o desempenho real das juntas em laminação a frio, as discussões a seguir sobre propriedades mecânicas em tração serão feitas considerando-se apenas os cps fraturados fora da região de solda.

TABELA V.9 – Comparativo das propriedades mecânicas em tração de cps fraturados na linha de solda e no metal base.

Condição de soldagem	Local de fratura	Propriedade mecânica em tração			
		LE (MPa)	LR (MPa)	Alu (%)	Alt (%)
BTp / Como obtidas	Metal base	528	676	11,6	20,0
	Linha de solda	525	642	5,6	7,4
BV2 / laminada a frio	Metal base	846	855	1,1	4,1
	Linha de solda	317	323	0,6	0,8
BUp / recozida	Metal base	451	833	11,0	13,7
	Linha de solda	466	798	5,5	7,3

### b) Comparação com o metal base

As ZACs são descontinuidades microestruturais que, quando presentes em cps de tração, podem alterar consideravelmente as propriedades mecânicas do material. No estudo conduzido por Araújo *et al*<sup>(32)</sup> em aços de microestrutura ferrita e bainita, as ZACs nas juntas soldadas por centelhamento exibiram endurecimento em até 4,5% em relação ao metal base. Com esse endurecimento, a ZAC atuou como uma região de constricção plástica fazendo com que a deformação se concentrasse mais no metal base, provocando a fratura neste local. Como resultado, as juntas apresentaram LE e LR próximos e Alt inferior ao do metal base.

Esse comportamento também foi constatado neste estudo. Ao analisar os resultados dos ensaios de tração no centro da largura das juntas, por exemplo, não apenas Alt, mas Alu também foi menor que o do metal base nas juntas como obtidas, figuras 5.63(c) e (d), e laminadas a frio, figuras 5.64(c) e (d). Nas juntas recozidas, mesmo que a região correspondente à ZAC das juntas laminadas a frio tenha apresentado praticamente a mesma dureza do metal base, os menores Alu e Alt, figuras 5.65(c) e (d), podem ter sido resultado da deflexão das linhas de fluxo de material nas proximidades da LS, o que também representa uma descontinuidade microestrutural.

O LE e o LR das juntas também foram muito próximos dos valores medidos para o metal base, tanto nas juntas como obtidas, figuras 5.63(a) e (b), como laminadas a frio, figuras 5.64(a) e (b), e recozidas, figuras 5.65(a) e (b). A partir dos resultados dos ensaios de tração, pode-se afirmar que, na ausência de óxidos aprisionados na LS, as juntas apresentam propriedades mecânicas satisfatórias para resistirem aos esforços de tração aplicados durante processamento nas linhas de produção de tiras a frio, mesmo com Alu e Alt inferiores ao do metal base.

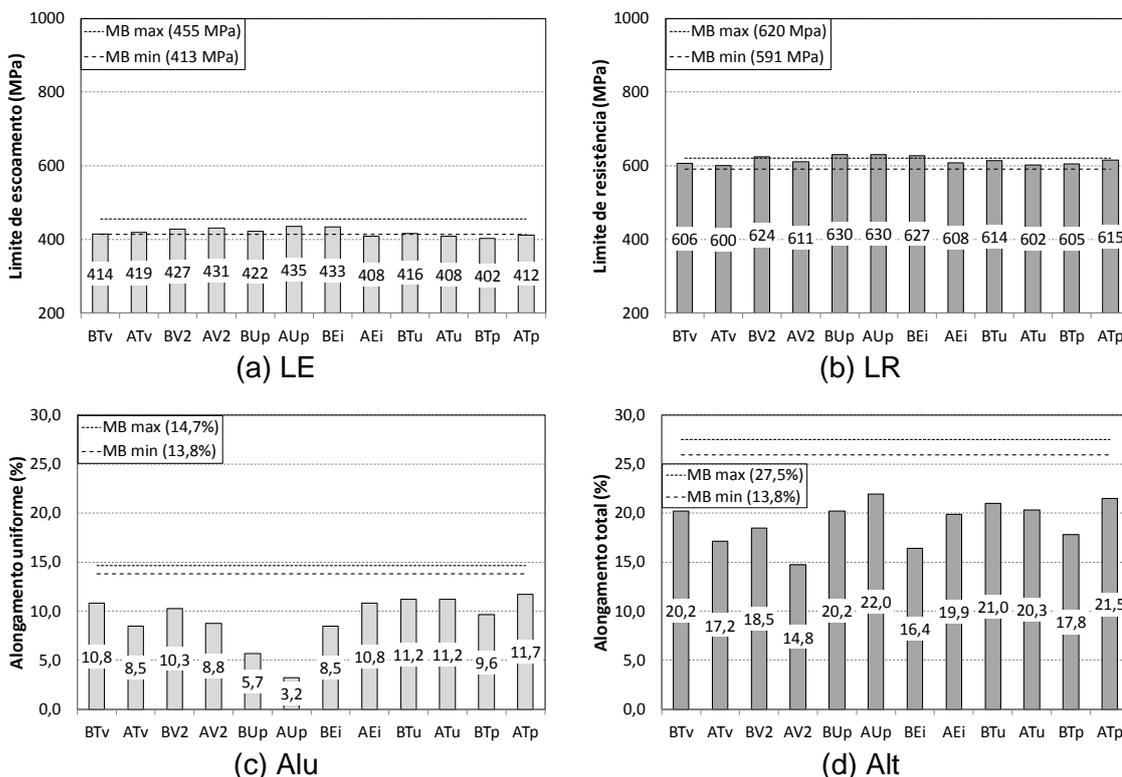


FIGURA 5.63 – Propriedades mecânicas em tração das juntas. Obs: MB max = Valor máximo encontrado para o metal base. MB min = Valor mínimo encontrado para o metal base.

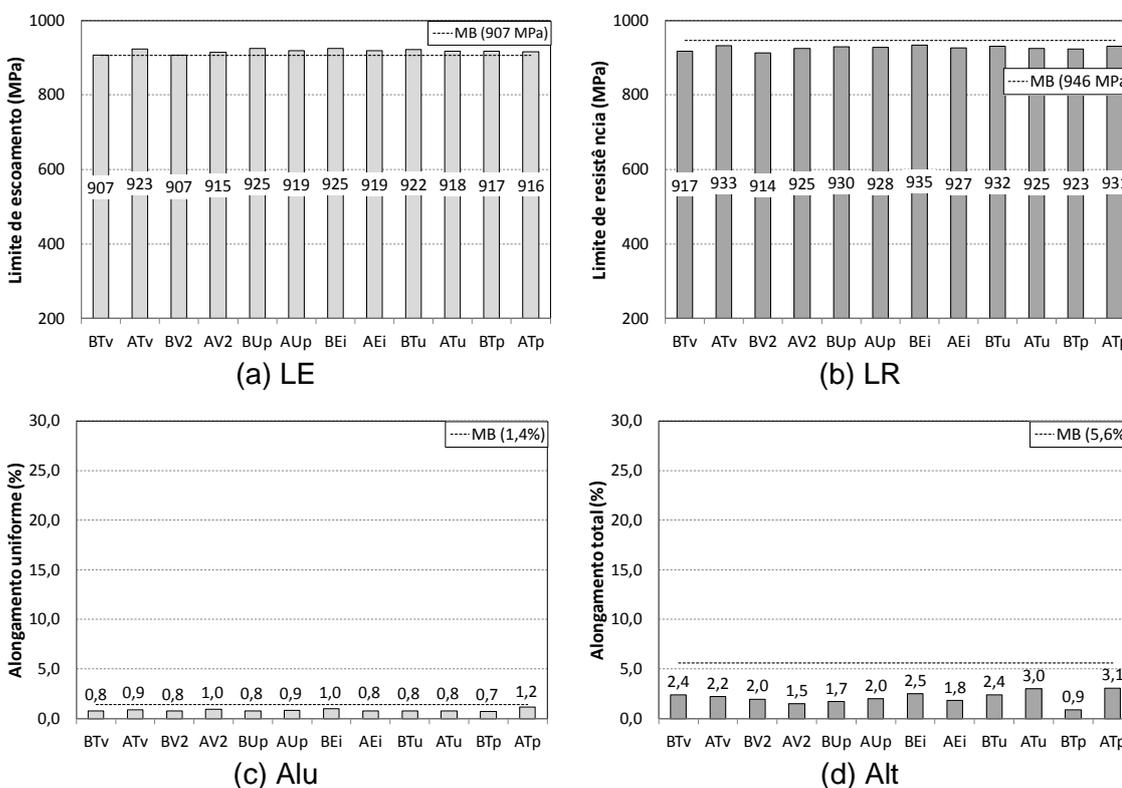


FIGURA 5.64 – Propriedades mecânicas em tração das juntas laminadas a frio. Obs: MB = Metal base.

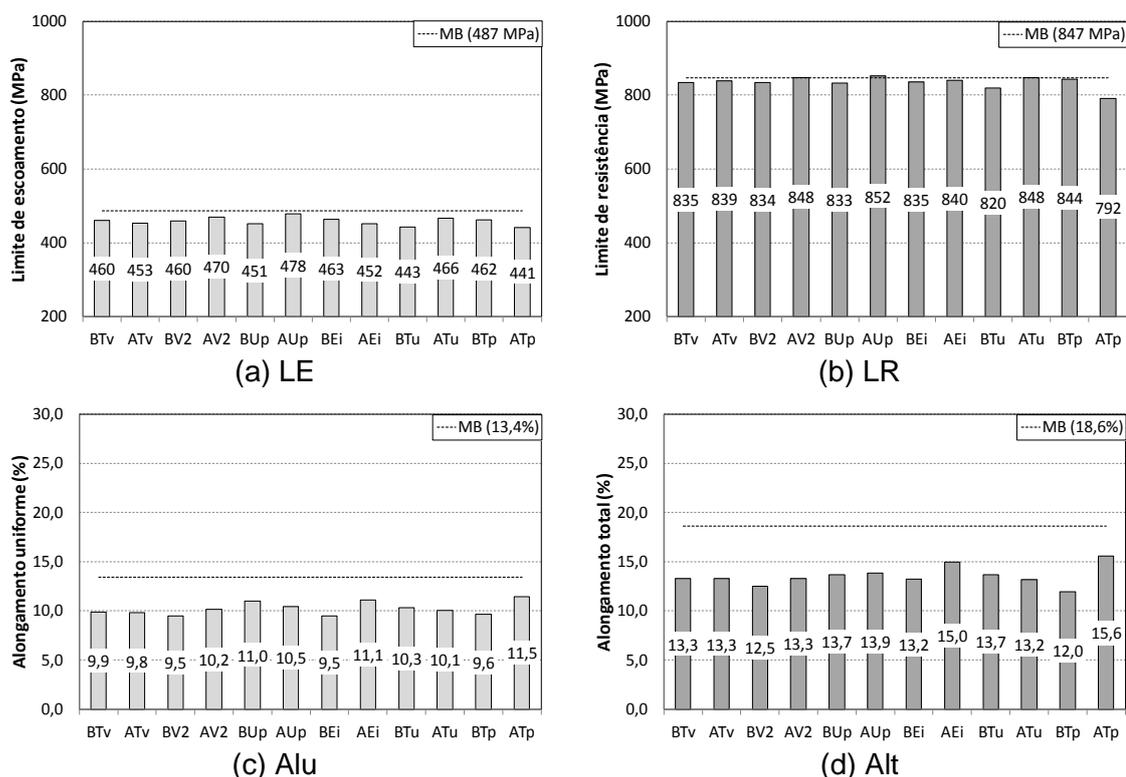


FIGURA 5.65 – Propriedades mecânicas em tração das juntas recozidas. Obs: MB = Metal base.

### c) Variação ao longo da largura das juntas

As propriedades mecânicas em tração nas bordas e no centro da largura das juntas como obtidas e após laminação a frio estão mostradas, exemplificadamente, para a condição AEi como obtida na figura 5.66(a) e para a condição BTv após laminação a frio na figura 5.66(b). Em todas as condições de soldagem, o LE e o LR foram maiores nas bordas em relação ao centro da largura das juntas, tanto como obtidas quanto após laminação a frio, acompanhando a tendência de que a resistência mecânica do metal base foi maior nas bordas que no centro da largura da tira, tabela V.4.

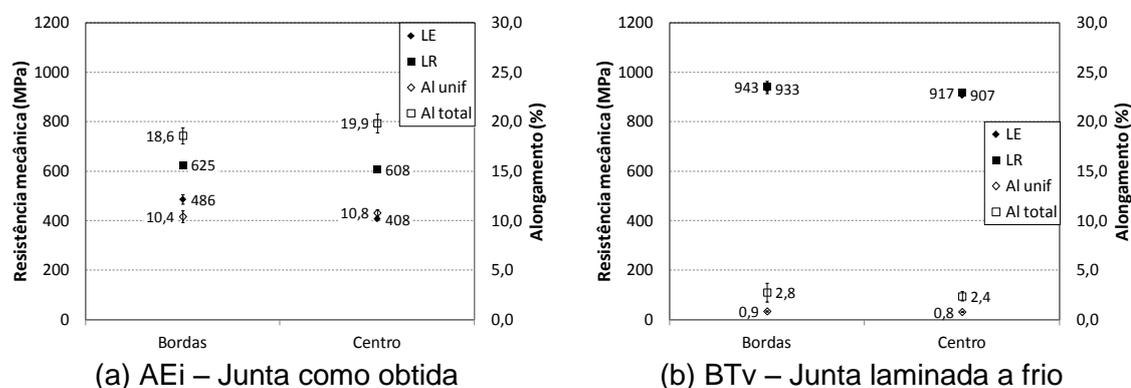


FIGURA 5.66 – Propriedades mecânicas em tração nas bordas e no centro da largura das juntas como obtidas e após laminação a frio.

Nas juntas como obtidas, Alu não apresentou uma tendência clara de comportamento entre bordas e centro da largura. Nas condições de soldagem ATv, BV2, AV2, ATu e ATp, Alu foi menor nas bordas como resultado da maior resistência mecânica. Nas condições BUp, AUp e BTp, as bordas, mesmo com LE e LR maiores, exibiram maior Alu e nas condições BTv, BEi, AEi e BTu, Alu praticamente não apresentou diferenças entre bordas e centro da largura das juntas. Ao serem laminadas a frio, não foram verificadas diferenças significativas em Alu entre bordas e o centro da largura.

Nas juntas como obtidas, o Alt também não apresentou um comportamento claro entre bordas e centro da largura. O menor Alt em oposição à maior resistência mecânica nas bordas ocorreu nas condições de soldagem BTv, BV2, ATv, BUp, AUp, ATu e ATp. Nas condições AV2, BEi, AEi e BTu, Alt praticamente não apresentou diferenças entre bordas e centro e na condição BTp, Alt foi maior nas bordas da junta. Nas juntas laminadas a frio, embora tenham sido constatadas pequenas diferenças em Alt entre bordas e centro, pode-se considerar que todas as juntas possuíram baixa ductilidade.

#### d) Comparação entre as condições como obtidas, laminadas a frio e recozidas

Seguindo a tendência verificada no metal base, tabela V.5, e tomando-se o centro das juntas como exemplo, a laminação a frio fez com que LE e LR aumentassem e que Alu e Alt diminuíssem em todas as condições de soldagem, conforme mostrado representativamente para a junta obtida na condição de soldagem ATv na figura 5.67. Após recozimento, LE e LR diminuíram em relação às juntas laminadas a frio, exibindo valores, porém, maiores que os das juntas como obtidas. Com relação à Alu e Alt, ambas as propriedades foram severamente diminuídas com a laminação a frio. Após recozimento, no entanto, Alu e Alt aumentaram, sendo que Alu exibiu valores próximos e Alt, valores inferiores aos das juntas como obtidas.

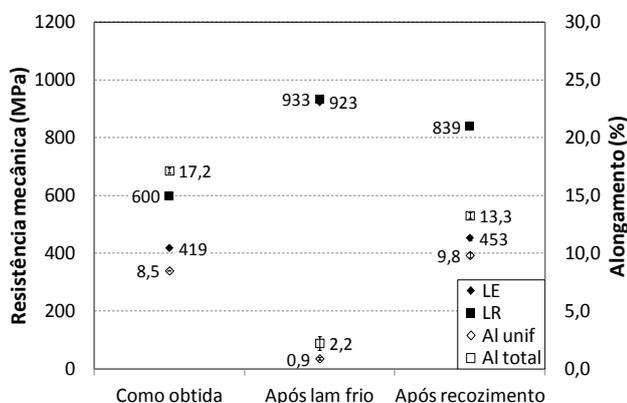


FIGURA 5.67 – Propriedades mecânicas em tração da junta soldada em ATv como obtida, laminada a frio e recozida, representativa das demais condições de soldagem.

### e) Relação com os parâmetros de soldagem

Foi mostrado por Araújo *et al*<sup>(32)</sup> que cps de tração de juntas por centelhamento, que endureceram na ZAC, apresentaram LE e LR próximos e Alt inferior ao do metal base caso a fratura ocorresse neste local. Neste estudo, os cps de tração das juntas, fraturados no metal base, também exibiram LE e LR próximos e, não somente Alt, mas Alu menor que no metal base, tópico 5.4.5(b). Mudanças nas propriedades mecânicas das juntas, verificadas ao alterar os parâmetros de soldagem, foram decorrentes, portanto, de diferenças locais na microestrutura do metal base, e praticamente não foram influenciadas pelas alterações nos parâmetros citados.

Nas figuras 5.68, 5.69 e 5.70, estão mostradas as propriedades mecânicas em tração dos cps retirados, respectivamente, no centro da largura das juntas como obtidas, laminadas a frio e recozidas. Nas juntas como obtidas e recozidas, Alu e Alt foram as propriedades mecânicas que apresentaram as maiores alterações, figuras 5.68 e 5.70. Já nas juntas laminadas a frio, figura 5.69, percebeu-se maior influência em LE e LR, uma vez que Alu e Alt foram muito pequenos e exibiram valores muito próximos com alterações nos parâmetros de soldagem.

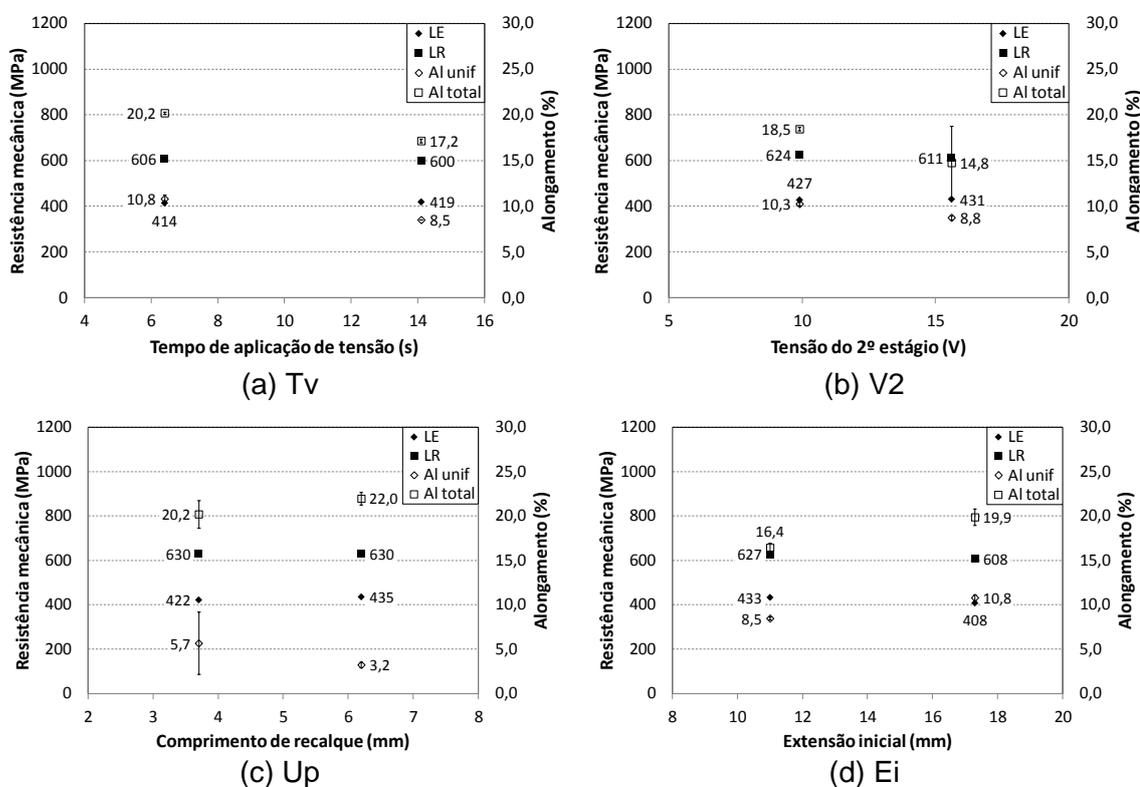


FIGURA 5.68 – Propriedades mecânicas em tração no centro da largura das juntas soldadas ao variar cada parâmetro de soldagem avaliado.

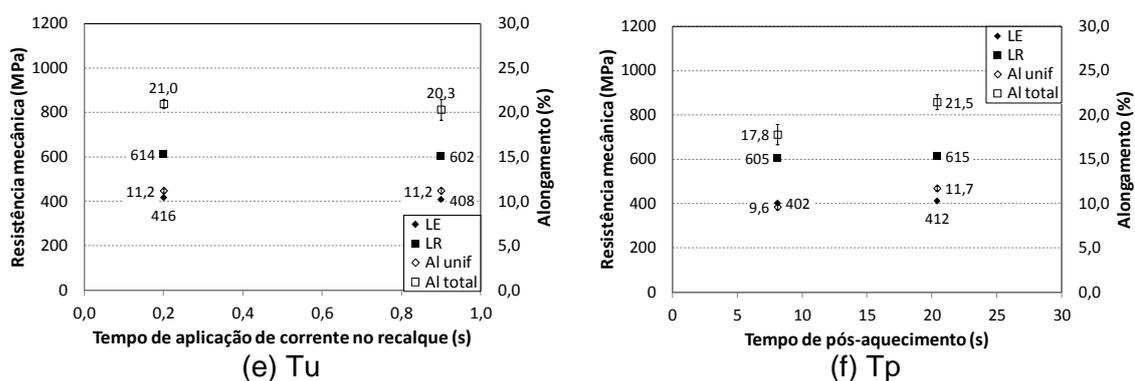


FIGURA 5.68 – Continuação.

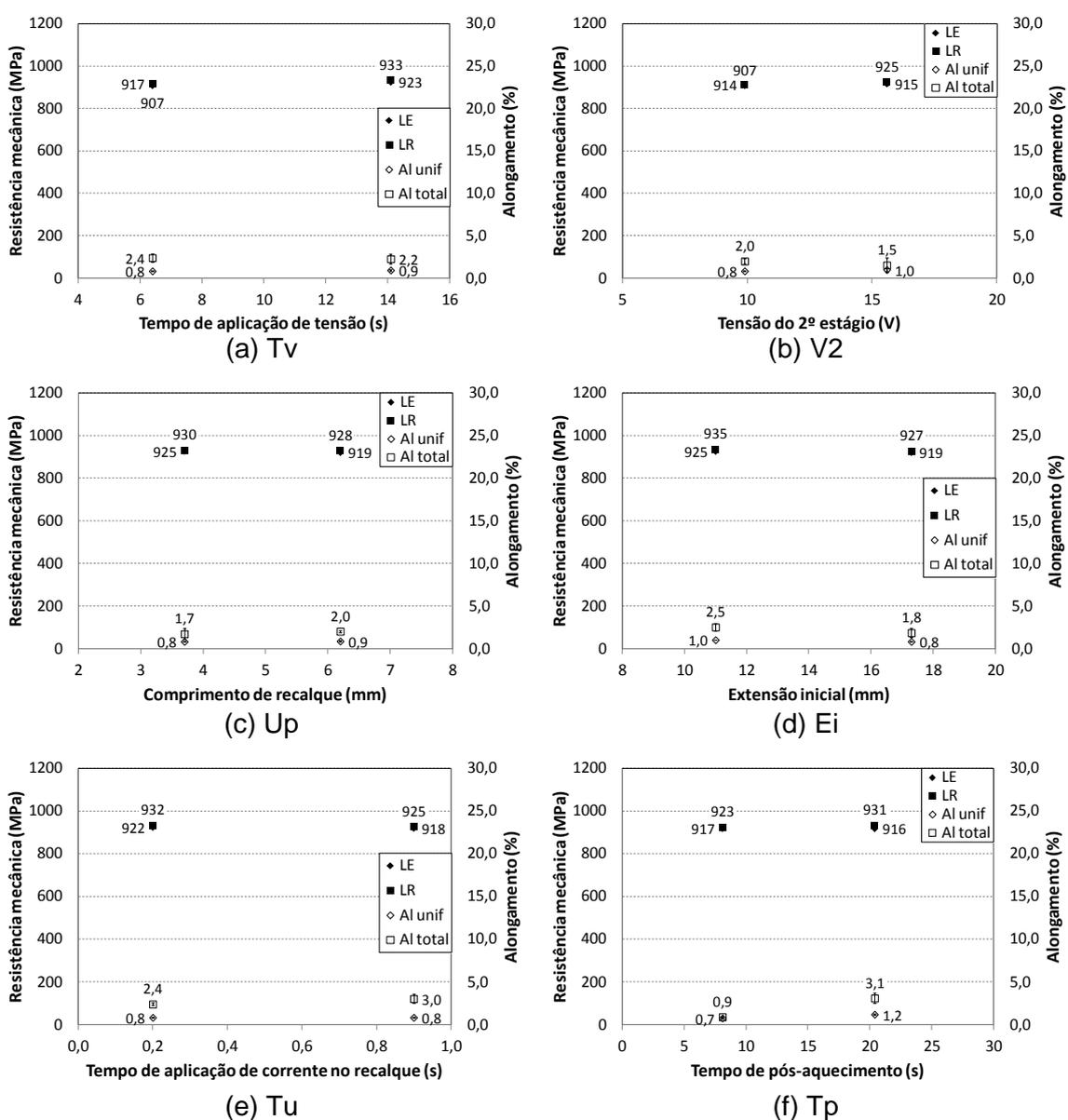


FIGURA 5.69 – Propriedades mecânicas em tração no centro da largura das juntas laminadas a frio ao variar cada parâmetro de soldagem avaliado.

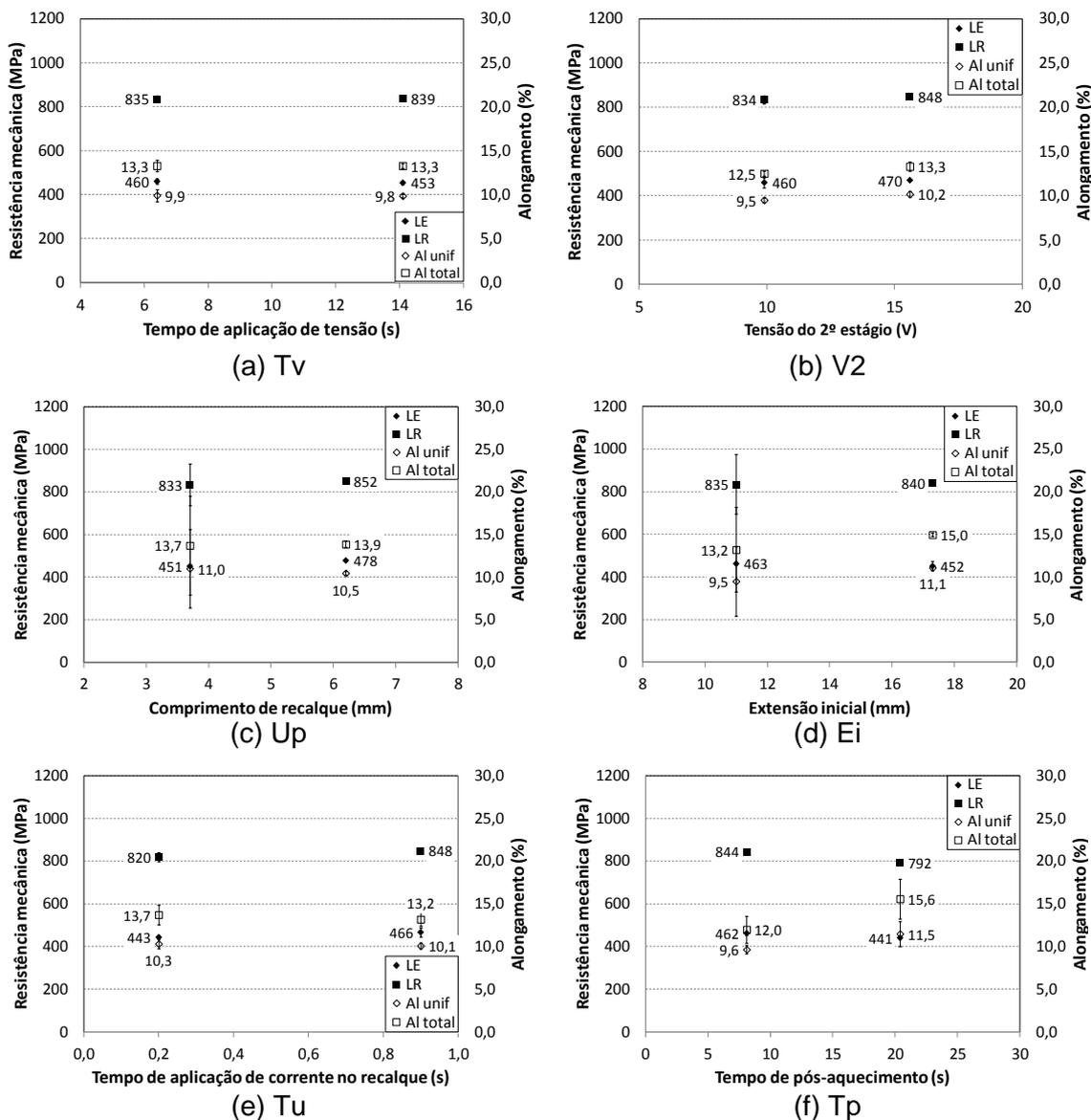


FIGURA 5.70 – Propriedades mecânicas em tração no centro da largura das juntas recozidas ao variar cada parâmetro de soldagem avaliado.

**f) Alterações em cada passe de laminação a frio industrial**

A laminação a frio industrial é realizada em cadeiras de laminação dispostas em sequência, em que cada uma confere uma parcela da quantidade total de redução de espessura para produção da tira a frio. Durante a laminação, além de esforços compressivos, aplica-se também esforços de tração entre cadeiras para manter a planicidade e ajustar a velocidade de processamento da tira. As juntas devem, portanto, possuir propriedades em tração satisfatórias para resistir a esses esforços. Na figura 5.71 estão mostradas as propriedades em tração da junta soldada em BU<sub>p</sub>, representativas das demais condições de soldagem, após cada deformação aplicada durante a laminação piloto para reduzir a espessura da tira de 4,4 mm para 1,85 mm.

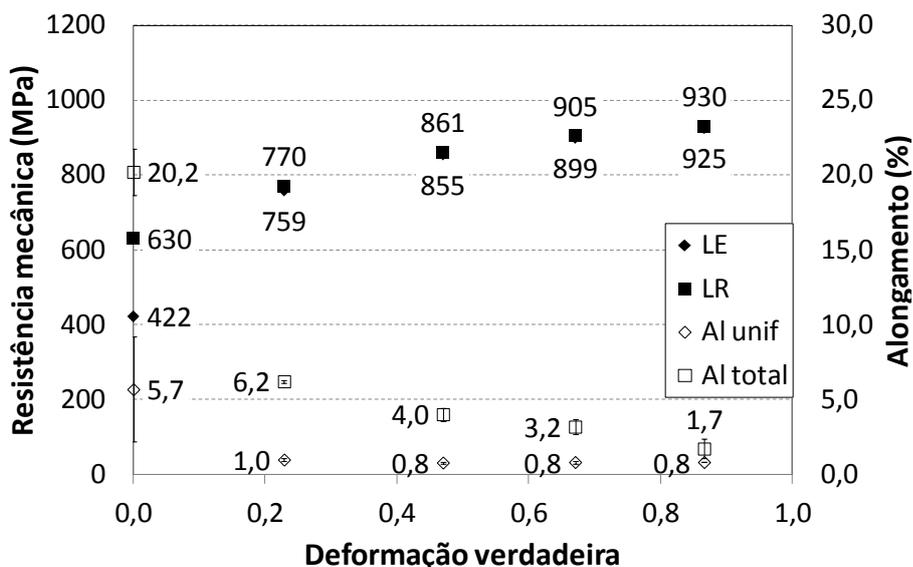


FIGURA 5.71 – Propriedades mecânicas em tração da junta soldada em BU<sub>p</sub> após cada passe de laminação.

Na figura 5.71, os valores de LE e LR aumentaram e os de Al<sub>u</sub> e Al<sub>t</sub> diminuíram à medida que a deformação foi imposta durante a laminação a frio. Mesmo que as propriedades mecânicas do metal base nas deformações intermediárias de laminação a frio não tenham sido medidas, LE e LR apresentaram, provavelmente, valores próximos enquanto que Al<sub>u</sub> e Al<sub>t</sub>, valores inferiores ao do metal base, seguindo a tendência verificada para as juntas como obtidas e laminadas a frio até 1,85 mm.

Comparando-se as propriedades mecânicas após cada passe de laminação, figura 5.72, LE, LR e Al<sub>u</sub> foram muito próximos entre condições de soldagem. Já Al<sub>t</sub> não foi próximo entre condições de soldagem, por ser uma propriedade muito sensível a pequenas diferenças microestruturais entre cps utilizados.

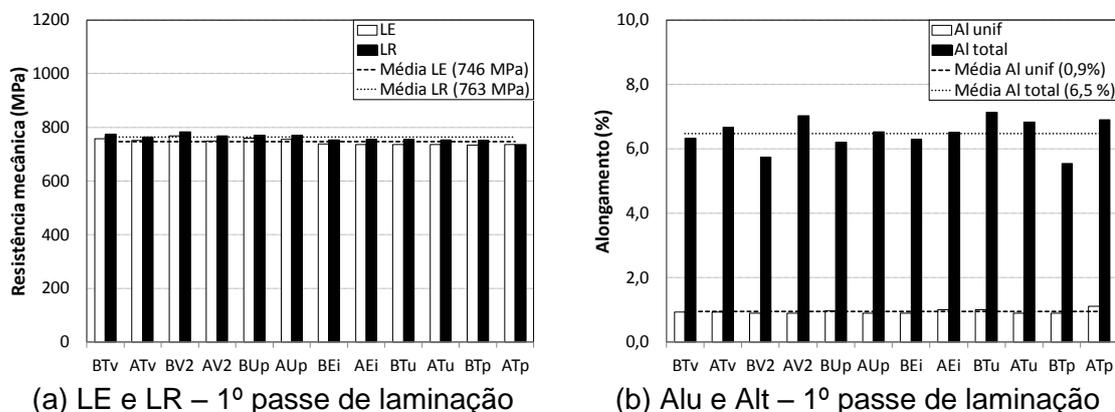
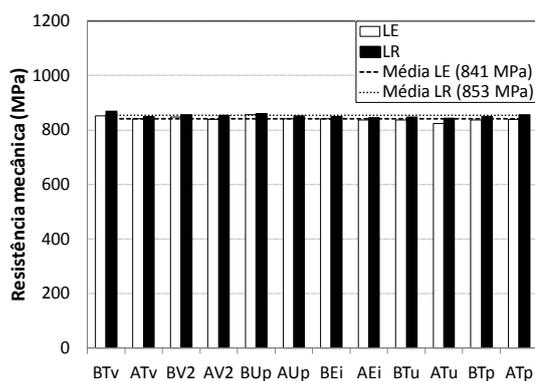
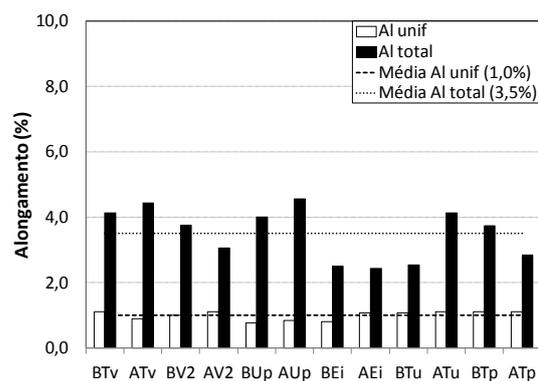


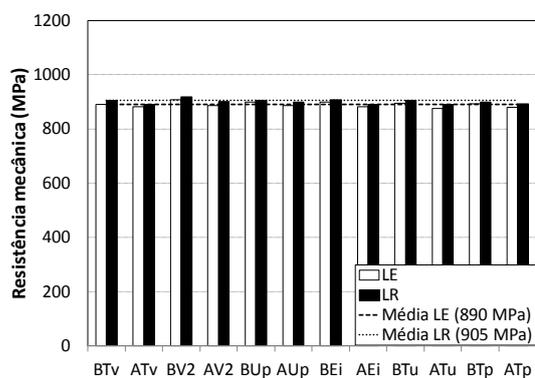
FIGURA 5.72 – Propriedades em tração das juntas após cada passe de laminação a frio piloto. Obs: As médias de cada propriedade mecânica são dos resultados obtidos em todas as condições de soldagem, para o respectivo passe de laminação.



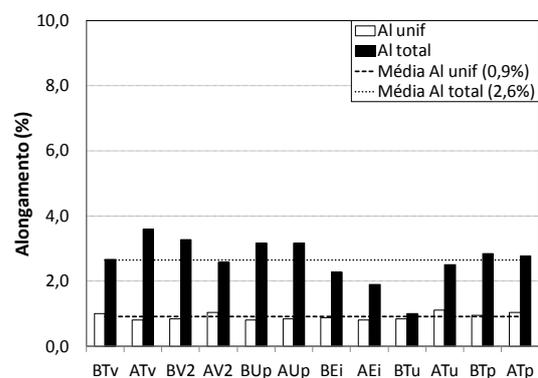
(c) LE e LR – 2º passe de laminação



(d) Alu e Alt – 2º passe de laminação



(e) LE e LR – 3º passe de laminação



(f) Alu e Alt – 3º passe de laminação

FIGURA 5.72 – Continuação.

Um resultado de destaque foi que a deformação imposta no primeiro passe de laminação a frio foi suficiente para reduzir o Alu para 1,0% aproximadamente e os passes de laminação adicionais praticamente não alteraram mais esse valor, diferentemente de Alt, que reduziu gradativamente com os passes de laminação. Se considerarmos que Alu representa a deformação limite para início da fratura, as juntas exibem a mesma tendência de ruptura durante a laminação a frio, independente da condição de soldagem, e o esforço em tração entre cadeiras deve ser ajustado de modo que a tira não deforme mais que 1,0%.

Uma consequência da marcante diminuição de Alu no primeiro passe de laminação a frio foi o aumento da razão elástica das juntas para próximo de 0,98, conforme média dos resultados obtidos em todas as condições de soldagem na figura 5.73. Os passes de laminação restantes, diferentemente do primeiro passe, provocaram apenas pequeno incremento na relação LE/LR, aproximando-a cada vez mais de 1.

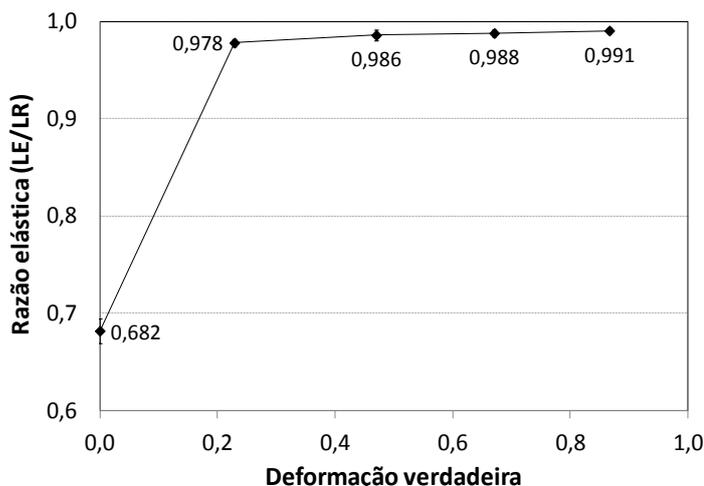


FIGURA 5.73 – Efeito da deformação verdadeira na laminação a frio na relação LE/LR das juntas soldadas.

#### g) Comportamento durante encharque nos fornos de recozimento contínuo

Após laminação a frio, as tiras são processadas em linhas de recozimento contínuo para obtenção das propriedades mecânicas finais requeridas. Para manter a planicidade e o sincronismo de velocidade durante processamento nessas linhas, esforços trativos também são aplicados ao longo das tiras e devem ser pequenos, para que não provoquem ruptura da tira sendo processada.

Ao ser aquecido segundo as condições da figura 4.11, o aço sofre transformações microestruturais que fazem com que sua resistência mecânica seja diminuída e sua ductilidade, aumentada<sup>(10)</sup>. Ao atingir 780°C, o aço exibe a menor resistência mecânica durante processamento na linha de recozimento e, em contrapartida, Alu e Alt aumentam em relação ao aço laminado a frio. O fato de o aço diminuir sua resistência mecânica pode ser o motivo pelo qual juntas soldadas por centelhamento de aço *dual phase* 780 rompem no interior dos fornos de recozimento, razão de ter sido investigado o comportamento em tração das juntas a 780°C.

Embora tenham exibido microestruturas diferentes, as temperaturas Ac1, Ar1 e Mi das ZACs foram as mesmas do metal base, em todas as condições de soldagem, tabela V.10. Logo, a região de solda apresentou a mesma quantidade de austenita do metal base ao final do encharque e a microestrutura do cp de tração foi mais uniforme ao longo de sua extensão.

Ao serem ensaiados em tração a 780°C, os cps retirados das juntas, em todas as condições de soldagem, romperam no metal base, o que mostra que, caso não sejam influenciadas por inclusões na LS, as juntas apresentam resistência mecânica em tração satisfatória, também, para processamento nas linhas de recozimento contínuo.

Os valores de LE e de LR dos cps retirados nas juntas foram próximos e os de Alu e Alt foram, em geral, inferiores aos do metal base, tabela V.11, seguindo a tendência ao comparar as propriedades mecânicas das juntas como obtidas e laminadas a frio com as respectivas propriedades nos metais base.

TABELA V.10 – Temperaturas Ac1, Ar1 e Mi do metal base em comparação à média dessas temperaturas da ZAC em todas as condições de soldagem.

Análise	Ac1 (°C)	Ar1 (°C)	Mi (°C)
ZAC (média)	716 ± 2	626 ± 2	133 ± 5
Metal base	715	625	136

TABELA V.11 – Propriedades mecânicas do metal base e das juntas soldadas a 780°C.

Análise	LE (MPa)	LR (MPa)	Alu (%)	Alt (%)
Metal base	48	64	14,0	82,4
BTv	55	77	13,6	38,3
ATv	55	74	15,0	34,3
BV2	56	71	6,0	27,4
AV2	52	64	5,3	36,6
BUp	45	64	4,6	30,9
AUp	54	65	4,5	72,1
BEi	45	65	12,5	43,0
AEi	45	61	6,0	41,7
BTu	45	62	5,1	53,4
ATu	38	58	9,0	45,5
BTp	43	61	4,5	48,2
ATp	46	63	9,1	76,7

### 5.5. Seleção de parâmetros para soldagem por centelhamento do aço *dual phase 780*

Para melhorar a integridade das juntas soldadas do aço *dual phase 780*, o ideal é que os parâmetros de soldagem sejam ajustados visando obter juntas com a menor quantidade possível de óxidos aprisionados na LS e com microestrutura adequada para controlar a propagação de trincas. Como as juntas endureceram em direção à linha de solda, elas apresentaram menor ductilidade nesse local. Na presença de óxidos na LS, a ductilidade das juntas é severamente diminuída favorecendo a nucleação de trincas. A redução do incremento de dureza da ZAC pode melhorar a ductilidade das juntas, pois as trincas, caso nucleadas, podem ter suas propagações controladas.

De acordo com os resultados deste estudo, o aumento do valor de todos os parâmetros de soldagem reduz o incremento de dureza na ZAC. Conforme figuras 5.27, 5.36 e 5.42, o aumento de  $T_v$  para 14,1 s, de  $E_i$  para 17,3 mm e de  $T_p$  para 20,4 s diminuiu o incremento de dureza da ZAC. Em termos microestruturais, essas três alterações de parâmetros provocaram a formação de grande quantidade de martensita revenida na RGG, figuras 5.29, 5.38 e 5.44. O aumento de  $V_2$ ,  $U_p$  e de  $T_u$  também diminuiu a dureza na ZAC, figuras 5.30, 5.33 e 5.39, mesmo que a influência desses parâmetros tenha sido pequena e que os incrementos de dureza não tenham sido os menores em relação a variações em  $T_v$ ,  $E_i$  e  $T_p$ . Na tabela V.12 estão mostradas duas proposições para teste visando obter juntas com menor incremento de dureza na ZAC.

TABELA V.12 – Condições de soldagem propostas para testes que visem a obtenção de juntas com menor incremento de dureza na ZAC.

Condição de soldagem	$T_v$ (s)	$V_2$ (V)	$U_p$ (mm)	$E_i$ (mm)	$T_u$ (s)	$T_p$ (s)
Referência	10,1	11,0	5,2	14,3	0,6	13,0
1ª proposição	14,1	15,6	6,2	17,3	0,9	20,4
2ª proposição	14,1	15,6	6,2	17,3	0,9	8,1

É importante que as condições de soldagem atendam às necessidades de produtividade das linhas de produção de tiras a frio e que o tempo necessário para realizar a soldagem seja suficiente para que, pelo menos, uma operação de soldagem corretiva possa ser realizada. Nesse caso, é possível que a redução de  $T_p$  para 8,1 s seja suficiente para obter juntas com menor incremento de dureza na ZAC, mantendo-se os demais parâmetros de soldagem de acordo com a primeira proposição.

Para diminuir a quantidade de óxidos aprisionados na linha de solda, sugere-se a realização de testes utilizando-se a menor tensão elétrica disponível pelo transformador, conforme figura 3.9, e maior aceleração da mesa móvel possível para realizar a soldagem sem que haja risco de colamento, conforme observado neste estudo e na figura 3.8. Para aumentar a aceleração da mesa móvel, deve-se diminuir isoladamente  $T_v$  ou  $U_p$  e aumentar  $E_i$ , conforme proposições na tabela V.13.

Caso não ocorra colamento alterando-se isoladamente  $T_v$ ,  $U_p$  e  $E_i$ , esses parâmetros podem ser alterados conjuntamente visando maximizar a aceleração da mesa móvel. Se a máquina de soldagem permitir, sugere-se também realizar testes diminuindo-se a velocidade de recalque com a aplicação simultânea de elevada potência elétrica para

verificar se ocorre maior remoção de óxidos da linha de solda, conforme citado neste estudo e mostrado na tabela V.13, em termos do aumento de Tu.

TABELA V.13 – Condições de soldagem propostas para testes que visem a obtenção de juntas com menor quantidade de óxidos aprisionados na linha de solda.

Condição de soldagem	Tv (s)	V2 (V)	Up (mm)	Ei (mm)	Tu (s)	$\alpha$ (mm/s <sup>2</sup> )
Referência	10,1	11,0	5,2	14,3	0,6	0,17
1ª proposição	6,4	8,9	5,2	14,3	0,9	0,42
2ª proposição	10,1	8,9	3,7	14,3	0,9	0,20
3ª proposição	10,1	8,9	5,2	17,3	0,9	0,23

É importante ressaltar que o tempo de pós-aquecimento não influencia a quantidade de óxidos aprisionados na LS, razão pela qual alterações nesse parâmetro não foram sugeridas para testes visando reduzir esses óxidos. Além disso, a reação com o oxigênio atmosférico é diminuída, ou até mesmo eliminada, utilizando-se condições de proteção atmosférica adequadas, o que pode melhorar significativamente a integridade das juntas.

Em termos de otimização, visando obter simultaneamente juntas com menor quantidade de óxidos na LS e menor incremento de dureza na ZAC, sugere-se realizar testes conforme a tabela V.14, utilizando-se a menor tensão elétrica disponível, a maior aceleração da mesa móvel possível e aumento no tempo de pós-aquecimento, assegurando a diminuição do incremento de dureza das juntas. Deve-se salientar novamente que, caso não ocorra colamento, os parâmetros Tv, Up e Ei podem ser alterados simultaneamente para aumentar a aceleração da mesa móvel e se trincas na linha de solda ainda forem observadas após laminação a frio, condições de proteção atmosférica adequadas devem ser utilizadas.

TABELA V.14 – Condições de soldagem propostas para realização de testes que visem condições ótimas de soldagem do aço *dual phase* 780.

Condição de soldagem	Tv (s)	V2 (V)	Up (mm)	Ei (mm)	Tu (s)	Tp (s)	$\alpha$ (mm/s <sup>2</sup> )
Referência	10,1	11,0	5,2	14,3	0,6	13,0	0,17
1ª proposição	6,4	8,9	5,2	14,3	0,9	20,4	0,42
2ª proposição	10,1	8,9	3,7	14,3	0,9	20,4	0,20
3ª proposição	10,1	8,9	5,2	17,3	0,9	20,4	0,23

## 6. CONCLUSÕES

Nas condições de soldagem deste estudo, o aço *dual phase* 780, de microestrutura ferrita e perlita, sempre apresenta incremento de dureza na ZAC em sentido à linha de solda ao ser soldado por centelhamento e não apresenta indícios de regiões com amaciamento em relação ao metal base. Além disso, a ZAC nas bordas foi sempre mais extensa e apresentou menor incremento de dureza que no centro da largura das juntas, o que foi atribuído à aplicação de maior quantidade de calor às bordas, por efeito corona.

A extensão inicial e o tempo de pós-aquecimento foram os parâmetros de maior influência nas características microestruturais e na dureza das juntas. O tempo de aplicação de tensão elétrica e o tempo de aplicação de corrente elétrica no recalque exerceram menor efeito, enquanto que a tensão elétrica do segundo estágio e o comprimento de recalque apresentaram efeito desprezível nessas propriedades nas condições de soldagem avaliadas.

O nível de endurecimento da ZAC após laminação a frio é função da microestrutura prévia, sendo dependente das condições de soldagem. Após recozimento, a ZAC apresenta a mesma dureza do metal base, independentemente da dureza prévia e, conseqüentemente, das condições de soldagem.

As propriedades mecânicas e o desempenho em laminação a frio das juntas foram pouco influenciadas pela microestrutura, dureza e tamanho da ZAC, sendo mais influenciadas pela presença de inclusões de óxidos aprisionadas na linha de solda.

A aceleração da mesa móvel da máquina de soldagem exerceu marcante influência no desempenho em laminação a frio das juntas e verificou-se que valores acima de 0,15 mm/s<sup>2</sup> resultaram em juntas de melhor integridade. No entanto, o aumento dessa aceleração não garantiu a obtenção de juntas isentas de trincas na linha de solda após laminação.

Como o aumento da aceleração da mesa móvel melhora a integridade das juntas, as condições de soldagem devem ser ajustadas visando aumentar  $E_i$  e diminuir  $T_v$ . A diminuição de  $U_p$ , embora aumente a aceleração da mesa móvel, não influenciou o desempenho em laminação a frio das juntas devido à pouca alteração no valor dessa aceleração. Os parâmetros  $V_2$ ,  $T_u$  e  $T_p$  não influenciam a aceleração da mesa móvel e, conseqüentemente, não alteraram o desempenho das juntas soldadas em laminação a frio nas condições de soldagem avaliadas.

Resumidamente, alterações nos parâmetros de soldagem, nas condições de soldagem avaliadas, influenciam as propriedades mecânicas das juntas soldadas da seguinte maneira:

- Aumento do tempo de aplicação de tensão elétrica, de 6,4 s para 14,1 s: Moderada diminuição na dureza e piora no desempenho em laminação a frio das juntas.
- Aumento da tensão elétrica do segundo estágio, de 9,9 V para 15,6 V: Influência desprezível na dureza e no desempenho em laminação a frio.
- Aumento do comprimento de recalque, de 3,7 mm para 6,2 mm: Influência desprezível na dureza e no desempenho em laminação a frio.
- Aumento da extensão inicial, de 11,0 mm para 17,3 mm: Marcante diminuição na dureza e melhoria no desempenho em laminação a frio.
- Aumento do tempo de aplicação de corrente elétrica no recalque, de 0,2 s para 0,9 s: Moderada diminuição da dureza e influência desprezível no desempenho em laminação a frio.
- Aumento do tempo de pós-aquecimento, de 8,1 s para 20,4 s: Marcante diminuição na dureza e influência desprezível no desempenho em laminação a frio.

## 7. RELEVÂNCIAS DOS RESULTADOS

Os resultados deste estudo servem de subsídio para a tomada de ações nos processos de laminação a frio que visem:

1. Reduzir as interrupções na operação.
2. Reduzir a quantidade de aço sucata.
3. Reduzir o número de operações de soldagem corretivas.
4. Reduzir custos com insumos.

Todos esses benefícios contribuem para reduzir custos e perdas financeiras em processos de laminação a frio e, conseqüentemente, aumentar a competitividade do setor siderúrgico.

Os resultados deste estudo também servem de subsídio para a tomada de ações para melhorar a integridade de juntas soldadas por centelhamento de aços similares utilizados em outras aplicações, como na fabricação de aros de rodas por exemplo.

Além disso, a avaliação da ductilidade de juntas soldadas por meio de laminação a frio piloto pode ser feita em estudos posteriores, quando possível, em substituição a ensaios mecânicos realizados também para avaliar a ductilidade das juntas, como embutimento e tração.

## 8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Desenvolver projetos de pesquisa e desenvolvimento que visem:

1. Avaliar o efeito da tensão elétrica eficaz, em diferentes condições de soldagem.
2. Avaliar o efeito de  $T_v$ ,  $U_p$  e  $E_i$  utilizando-se elevada aceleração da mesa móvel.
3. Investigar a influência da velocidade de recalque juntamente com a aplicação de elevada potência elétrica, também no recalque, na ductilidade das juntas.
4. Avaliar condições de proteção atmosférica na ductilidade das juntas.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. AWS; *“Welding Handbook: Fundamentals of Welding”*; Miami: American Welding Society; 7 ed., p. 373; 1976.
2. MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q; *“Soldagem – Fundamentos e Tecnologia”*; Editora UFMG; 3ª Edição Atualizada; 2009.
3. WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H.; *“Soldagem – Processos e Metalurgia”*; Editora Edgard Blücher LTDA; 6ª Reimpressão; 2008.
4. JEFFERSON, T.B.; *“Welding Encyclopedia”*; Lake Zurich: Monticello Books; 17 ed., p. 1046; 1976.
5. KRISHNARAJ, N.; RAO, K. P.; RAMACHANDRAN, E. G.; *“The Quality of Flash Welded Joints in Mild Steels: A Study on the Effects of Welding Parameters”*; *Welding Research Supplement*; p. 239-245; 1993.
6. GORDON, P. H.; YOUNG, W. F.; *“Flash Butt Welding of Heavy Sections”*; *British Welding Journal*; p. 619-626; 1987.
7. SAVAGE, W. F.; *“Flash Welding – Process Variables and Weld Properties”*; *The Welding Journal*; v. 41, n. 3; p. 109-119; 1962.
8. AWS; *“Flash, Upset a Percussion Welding”*; O’ Brien, R. L. (editor); *Welding Handbook*; v. 2, *Welding Process*; 8<sup>th</sup> ed.; chapter 18; Miami; Florida; 1991.
9. HOULDCROFT, P. T.; *“Welding Process Technology”*; Cambridge University Press; 1<sup>st</sup> ed.; England; p. 137-177; 1979.
10. DIETER, G. E; *“Mechanical Metallurgy SI Metric Edition”*; McGraw-Hill Book Company; 1998.
11. *Welding Handbook – Vol 3 – Resistance and Solid-State Welding and Other Joining Process – 7ª Ed. – AWS – 1980.*
12. SAVAGE, W. F.; *“Flash-Welding – Process Variables and Weld Properties”*; *Welding Research Supplement*; p. 109-119; March 1962.
13. SAVAGE, W. F.; *“Flash Welding – The Process and Applications”*; *The Welding Journal*; p. 227-237; March 1962.
14. RILEY, J. J.; *“Flash-Butt Welding – Welding Technique and Variables in Welding Low-Alloy Steels”*; *Welding Research Supplement*; p. 12-24; Jan 1945.
15. TANUMA, K.; TATSUYA, H.; *“Flashing Phenomena in Steel Sheets – Study On Flash Welding: Part I”*; *Journal of the Welding Society*; v. 51, n. 5, p. 417-422; 1982.
16. NIPPES, E. F.; SAVAGE, W. F.; SUZUKI, H.; CHANG, W. H.; *“A Mathematical Analyses of Temperature Distribution During Flash Welding”*; *Research Supplement*; v. 34, n. 6, p. 271-285; 1955.
17. NIPPES, E. F.; SAVAGE, W. F.; SMITH, S. S.; MCCARTHY, J. J.; *“Temperature Distribution During the Flash Welding of Steel” – The Welding Journal*; *Research Supplement*; v. 30, n. 12, p. 585-610; 1951.
18. NIPPES, E. F.; SAVAGE, W. F.; *“Optimum Flash Welding Conditions for Aluminium Alloys”*; *Research Supplement*; v. 29, n. 10, p. 497-511.
19. KUCHUK – YATSENKO, S. I.; LEBEDEV, V. K.; SERGEI, I.; KAZIMOV, B. I.; *“Resistance Butt Welding”*; Kiev Naukova Dumka Publishers; 1983.

20. JAIN, A. K.; "Flash Butt Welding – Process, Automation and Applications"; *Indian Welding Journal*; p. 92-96; July 1986.
21. ICHIYAMA, Y.; KODAMA, S.; "Flash-Butt Welding of High Strength Steels"; *Nippon Steel Technical Corporation*; n. 95, p. 81-87, January 2007.
22. NIPPES, E. F.; SAVAGE, W. F.; *Research Supplement*; v. 29, n. 10, p. 223-240; 1995.
23. HOULDCROFT, P. T.; "Resistance Welding"; *Welding Processes – Cambridge University Press*; 1<sup>a</sup> ed.; p. 106-142; 1967.
24. LEBEDEV, V. K.; CHERNENKO, I. A.; "Special Features of Continuous Flashing with High Voltages"; *Avt. Svarka*; n. 6, p. 31-33; 1973.
25. ICHYAMA, Y.; SAITO, T.; NISHI, T.; "Influence of Base Metal Chemical Composition on Flash Butt Weld Interface Quality"; *Welding Research Supplement*; p. 213-221; May 1971.
26. SAITO, T.; ICHIYAMA, Y.; "Weld Defects and Evaluation of Weld Quality: Welding Phenomena and Process Control in Flash Welding of Steel Sheets"; *Welding International*; v. 10, n. 2, p. 117-123; 1996.
27. SHINOZAKI, M.; HASHIMOTO, H.; KATO, T.; IRIE, T.; "Effects of Chemical Composition and Structure of Hot Rolled High Strength Steel Sheets on the Formability of Flash Butt Welded Joints"; *Kawasaki Steel Technical Report*; n. 6; p. 21-30; September 1982.
28. SUDO, M.; HASHIMOTO, S. I.; KOKUBO, I.; HOSODA, T.; "Effect of Chemical Composition on Property of Flash Butt Welded High Strength Steel Sheets"; *KOBELCO Technical Bulletin*; n. 1100, 1986.
29. RASANEN, A. –N.; MARTIKAINEN, J.; "Experimental Review of Metallurgical Flash Weld Defects in Welded Joints: Essence of Flat Spots, Penetrators and Oxide Inclusions"; *Science and Technology of Welding and Joining*; p. 471 – 476; 2011.
30. SULLIVAN, J. F.; SAVAGE, W. F.; "Effect of Phase Control during Flashing on Flash Weld Defects"; *Weld. J.*, 1971, 70, 213-s – 221-s.
31. GHOSH, P. K.; "Thermal Cycle and Microstructure of Heat Affected Zone (HAZ) of Flash Butt Welded Mn-Cr-Mo Dual Phase Steel"; *ISIJ International*; v. 30, n. 4, p. 317-324; 1990.
32. ARAÚJO, C. S.; MARRA, K. M.; SOUZA, M. V. G.; "Avaliação da Soldabilidade por Centelhamento de Aço, Ferrita-Bainita para Aplicação em Aros de Rodas Automotivas"; *53º Congresso Anual da ABM*; Belo Horizonte/MG; p. 13-17; Setembro 1998.
33. GHOSH, P. K.; GUPTA, P. C.; PAL, O. M.; AVTAR, R.; JHA, B. K.; DWIVEDI, V. S.; "Influence of Weld Thermal Cycle on Properties of Flash Butt Welded Mn-Cr-Mo Dual Phase Steel"; *ISIJ International*; v. 33, n. 7, p. 807-815; 1993.
34. ASTM-E45 – *Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel*. American Society for Testing and Materials International, 2005.
35. ASTM-E112 – *Standard Test Methods for Determination Average Grain Size*. American Society for Testing and Materials International, 2010.
36. THE WELDING INSTITUTE, *Metallography of Welds in C-Mn Steels*, 1<sup>st</sup> ed., Cambridge/UK, TWI (The Welding Institute), 1984.

37. AARONSON, H. I. – *Proc. Symp. on Decomposition of Austenite by Diffusional Processes, Philadelphia, USA, AIME, Oct., 387-548, 1960.*
38. ECONOMOPOULOS, M.; GREDAY, T.; HABRAKEN, L. – *Memoires Scientifiques Ver. Metallurg., 60(1), p. 11-22, 1963.*
39. HONGSHENG, F.; YANKANG, Z.; BINGZHE, B.; *Proc. Int. Conf. on HSLA Steels Technology and Applications, Beijing, China, ASM, Nov., p. 359-67, 1989.*
40. ASTM-E8 – *Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. American Society for Testing and Materials International, 2009.*
41. ASTM-A370 – *Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. American Society for Testing and Materials International, 2009.*
42. ASTM-E92 – *Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials. American Society for Testing and Materials International, 2010.*
43. NBR-5902 – *Determinação do Índice de Embutimento em Chapas de Aço pelo Método Erichsen Modificado, Associação Brasileira de Normas Técnicas – ABNT Nov/1980.*
44. KRISHNARAJ, N.; PRASAD, R.; RAMACHANDRAN, E. G.; “*The Quality of Flash Welded Joints in Mild Steel: A Study on the Effects of Welding Parameters*”; *Welding Research Supplement, p. 239-245; June 1993.*